

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ПЕТРА ВЕЛИКОГО

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ
И ПЕРЕДОВЫЕ
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
(СМППТ-2021)

Сборник тезисов
Международной научной конференции

21–23 сентября 2021 года

Санкт-Петербург



ПОЛИТЕХ-ПРЕСС

Санкт-Петербургский
политехнический университет
Петра Великого

Санкт-Петербург

2021

ББК 65.291.5
С56

Современные материалы и передовые производственные технологии (СМПТ-2021) : сборник тезисов международной научной конференции, 21–23 сентября 2021 г., Санкт-Петербург. – СПб. : ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2021. – 382 с.

ISBN 978-5-7422-7586-2

© Санкт-Петербургский политехнический
университет Петра Великого, 2021

Дорогие участники конференции!

Приветствую вас в стенах Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, который является традиционным местом проведения конференции по тематике, связанной с современными материалами и передовыми технологиями.

Конференция «Современные материалы и передовые производственные технологии» (СМППТ-2021) объединила в себе успешно проводимые ранее конференции «Современные металлические материалы и технологии» и «Нанотехнологии функциональных материалов». Первая международная конференция в объединенном формате состоялась 25–28 июня 2019 г. в Санкт-Петербурге на базе Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. Она прошла с большим успехом. В ней приняли участие представители более 40 организаций из различных регионов РФ — члены РАН, сотрудники исследовательских центров, вузов и промышленных предприятий, а также ученые стран дальнего и ближнего зарубежья.

Соорганизаторами нашей конференции выступает Министерство науки и высшего образования РФ, Международная ассоциация академий наук, Российская академия наук (отделение химии и наук о материалах), Национальная академия наук Беларуси (отделение физико-технических наук), Госкорпорация «Росатом» и Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого.

Конференция проводится в смешанном онлайн- и офлайн-формате. В ней принимают участие представители более 50 организаций, представившие результаты работ по широкому спектру тем, отражающих современные тенденции развития науки о материалах и технологических процессах передовых производств.

На конференции будет презентована новая монография «Аддитивные технологии», отражающая последние результаты в этой области. Книга написана авторским коллективом из организаций РФ и Республики Беларусь.

Мне, как председателю экспертного совета по науке и образованию Межпарламентской Ассамблеи СНГ, особо приятно подчеркнуть вклад наших коллективов, объединивших общие усилия в области науки, в становлении союза Российской Федерации и Республики Беларусь.

Желаю участникам плодотворных научных дискуссий и приятного времяпрепровождения в Санкт-Петербурге и его пригородах. Подготовленная культурная программа поможет вам реализовать эти планы.

Академик РАН,
ректор Санкт-Петербургского политехнического
университета Петра Великого,
председатель конференции

А. И. Рудской

**СЕКЦИЯ «НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ
МАТЕРИАЛЫ (МЕТАЛЛ, ПОРОШОК,
КОМПОЗИТНАЯ КЕРАМИКА, ПОКРЫТИЯ)»**

**ПОЛУЧЕНИЕ СФЕРИЧЕСКОГО
НАНОКОМПОЗИЦИОННОГО ПОРОШКА
СИСТЕМЫ W-C-Co ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МЕТОДОВ
ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА
И ПЛАЗМЕННОЙ СФЕРОИДИЗАЦИИ**

Асташов А. Г., Дорофеев А. А., Фадеев А. А.,
Синайский М. А., Завертяев И. Д., Калашников Ю. П.,
Пахило-Дарьял И. О., Самохин А. В.

*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
Москва, Россия. aastashov@imet.ac.ru*

Твердые сплавы на основе карбида вольфрама являются материалами, широко используемыми в производстве режущих инструментов для металлообработки, инструмента для бурения горных пород, износостойких деталей и покрытий и др.

Интенсивно развивающиеся в настоящее время аддитивные технологии позволяют преодолеть проблемы изготовления деталей сложной формы, благодаря чему внимание исследователей и разработчиков привлечено к созданию аддитивных технологий изготовления твердосплавных компактов.

Целью выполненных исследований являлась экспериментальное определение возможности получения композитных микропорошков системы W-C-Co со сферической формой частиц, обладающих субмикронной/наноразмерной внутренней структурой, используя подход, включающий синтез нанопорошков системы W-C-Co, грануляцию полученных нанопорошков и плазменную сфероидизацию наноструктурных микрогранул.

Нанопорошок системы W-C-Co получен в результате переработки смеси порошков оксида вольфрама WO_3 и кобальта Co при

взаимодействии с метаном в струе термической азот-водородной плазмы, генерируемой в электродуговом плазмотроне. Нанопорошковые микрогранулы системы W-C-Co получены методом распылительной сушки суспензий полученного в плазме нанопорошка.

Полученные микрогранулы имеют преимущественно неправильную, но однотипную форму (Рис. 1, а). Дисперсный состав выделенной фракции гранул, используемой для последующей плазменной обработки, характеризуется значениями $D_{10} = 23$ мкм, $D_{50} = 37$ мкм, $D_{90} = 60$ мкм. Средний размер частиц микрогранул составлял 39 мкм.

Выбранный режим грануляции в сочетании с использованием дисперсионной среды на основе спирта и поливинилбутирала позволил обеспечить прочность микрогранул, достаточную для их транспортировки без разрушения в поток термической плазмы газом-носителем.

В результате экспериментов по обработке нанопорошковых микрогранул в термической плазме электродугового разряда была достигнута степень сфероидизации частиц не менее 90 % (Рис. 1, б). Дисперсный состав сфероидизированного порошка характеризуется значениями $D_{10} = 8$ мкм, $D_{0,5} = 15$ мкм, $D_{90} = 28$ мкм.

Полученные в экспериментах сферические частицы имели преимущественно плотную микроструктуру и не имели внутренних полостей, хотя в некоторых частицах присутствовали поры. Размер

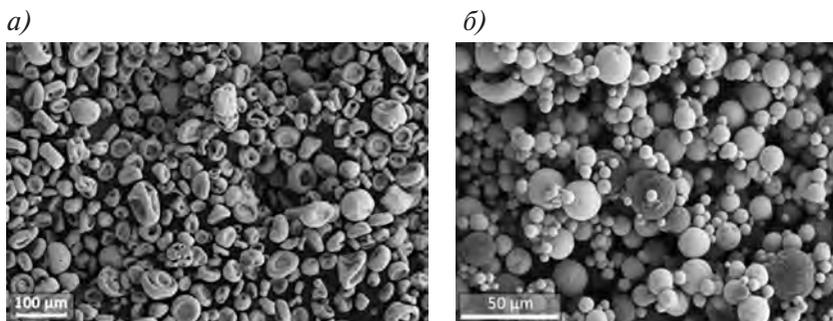


Рис. 1. SEM-фото полученных микрогранул (а), SEM-фото сфероидизированного порошка (б)

зерна в частицах в большинстве случаев находился в субмикронном диапазоне.

По результатам РФА основной фазой и в нанопорошке и в сферических микрочастицах является фаза карбида вольфрама W_2C . При обработке гранул в потоке плазмы происходит образование карбидной фазы $WC_{(1-x)}$, причем ее содержание значительно возросло с увеличением энтальпии плазменной струи, так же увеличилось и содержание монокарбида вольфрама WC .

Выполненный комплекс экспериментальных исследований показал принципиальную возможность получения плотных сферических микрочастиц на основе карбидов вольфрама и кобальта, обладающих субмикронной микроструктурой при последовательном использовании плазмохимического синтеза нанопорошка системы $W-C-Co$, распылительной сушки суспензии на основе нанопорошка системы $W-C-Co$ с получением нанопорошковых микрогранул и сфероидизацию микрогранул в потоке термической плазмы.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-73-00275).

ИМПУЛЬСНЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ И УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ СЛОИСТЫХ И СПЕЧЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ильющенко А. Ф.¹, Судник Л. В.², Семашко В. В.²

¹ Государственное научное учреждение «Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа», НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь

*² Обособленное хозяйственное структурное подразделение «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством», НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь
impuls@bn.by, lsudnik@tut.by*

Перспективы использования импульсных нагрузок рассмотрены при: I – получении нанокристаллических порошков оксида алюминия методом сверхкритического водного окисления;

II – получении нанодисперсных углерода и алмаза методом детонационного синтеза; III – упрочняющей обработке, а именно – сварке взрывом в сочетании с высокоскоростной закалкой в водной среде (на примере слоистых стальных композиций).

I – В работе рассмотрены вопросы практической реализации эффекта при получении нанокристаллических алюмооксидных порошков. Показаны основные этапы синтеза химических реакций каталитического гидрирования алюминия в условиях водной среды [1, с. 381]. Современные представления трактуют сверхкритическое состояние как наличие свободных молекул и многочисленных слабо связанных кластеров молекул. Расстояние между присутствующими в сверхкритической фазе частицами (молекулами и кластерами) значительно больше, чем в классической жидкости, но намного меньше, чем в обычных газах. Внутри кластеров молекулы располагаются хаотическим образом, то есть вовсе не так, как они располагаются в настоящей жидкой фазе данного вещества. Энергия взаимодействия молекул в кластерах очень невелика. В то же время скорости, с которыми отдельные молекулы входят в кластеры и покидают их, очень высоки. Отсюда вытекает низкая вязкость и одновременно высокая диффузионная способность сверхкритической среды.

II – Организация производства дешевого и качественного порошка ультрадисперсных алмазов нанометрового диапазона создает предпосылки для внедрения в производство известных многочисленных разработок по применению наноалмазов и наноуглерода в различных областях техники. Широкие перспективы для производства, снижения стоимости открывает детонационный синтез – метод получения алмазов при взрыве бризантных взрывчатых веществ. Отличие разработанного технологического процесса в использовании в качестве энергоносителя и источника углерода устаревших боеприпасов. Представляется вся технологическая цепочка реализации процесса, произведена оценка скорости образования алмазов в детонационной волне (в зоне химпика, равного $0,2-0,5 \cdot 10^{-8}$ с) [2, с. 183].

III – На примере слоистых композиций, включающих слоистали 9ХФ и стали 30 ГР, рассмотрено влияние импульсной обра-

ботки бризантными взрывчатыми материалами на физико-механические характеристики материала и эксплуатационные параметры изделий, эксплуатируемых в условиях ударно-абразивного изнашивания. Рассмотрены вопросы математического моделирования и практической реализации структурообразования и упрочнения композита в ходе импульсного нагружения и последующей термической обработки.

В целом для всех перечисленных процессов показано повышение технико-экономических показателей за счет увеличения дисперсности реализуемых продуктов: размер порошков, зерен в металлических слоях и соответственно физико-механических свойств материалов и изделий из них.

Библиографический список

1. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П. А. Витязь [и др.] ; под ред. П. А. Витязя. — Минск : Беларуская навука, 2013. — 381 с.

2. Функциональные материалы на основе наноструктурированных порошков гидроксида алюминия : монография / Л. В. Судник, П. А. Витязь, А. Ф. Ильющенко, Ю. А. Мазалов, А. В. Берш. — Минск : Беларуская навука, 2010. — 183 с. : табл. 36, ил. 154, Библиогр.: 202 назв. — ISBN 978-985-08-1218-6.

К ВОПРОСУ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ С УПРАВЛЯЮЩИМ МАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ НА РАСПЛАВ

Кузьмичев Е. Н., Николенко С. В., Игумнов П. В.

Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск, Россия
e_kuzmichev@mail.ru

Известно, что для получения металлических материалов с требуемыми физико-химическими и эксплуатационными свойствами используется легирование преимущественно тугоплавкими

металлами IV–VI групп Периодической системы Ti, Zr, V, Nb, Cr, Mo, W. Кроме того известны технологии использования карбидов этих тугоплавких металлов для получения композиционных металлических материалов заданными эксплуатационными свойствами.

Однако, высокая стоимость, сложность их получения в чистом виде тугоплавких металлов и последующее их введение в металлические расплавы, является сдерживающим фактором для широкого использования комплексно легированных металлических материалов.

Для формирования требуемых физико-химических свойств получаемых материалов важное значение имеет не только их исходный состав, но и технология их получения, которая определяет структуру и свойства материалов. Известно, что получение композиционных металлических материалов возможно введением извне заранее приготовленных элементов, в том числе и их карбидов в расплав (экзогенная технология) или создать условия их образования из составляющих компонентов в недрах металлического расплава (эндогенная технология) [1].

В рамках этого подхода, основанного на известной парадигме материаловедения «состав-технология-структура-свойства», особый интерес представляет комплексное использование минеральных концентратов [2, 3].

Исследования по легированию стали при электрошлаковом переплаве с использованием двух и более концентратов, содержащих оксиды легирующих элементов с различными изобарно-изотермическими потенциалами, носят единичный и не системный характер. Вопросы получения композиционных металлических материалов на основе нескольких карбидов тугоплавких металлов с использованием минеральных концентратов ранее не исследовались.

Поэтому целью настоящей работы является получение композиционных металлических материалов, на основе легированной стали и карбидов двух и более тугоплавких металлов на основе технологии электрошлакового переплава низкоуглеродистой стали с использованием минеральных концентратов, содержащих

оксиды легирующих элементов, а так же исследование влияния управляемых магнито-гидродинамических процессов в электрошлаковом переплаве на формирование структуры и свойств композиционных металлических материалов

Для обеспечения равномерного распределения легирующих элементов в объёме расплава была разработана и изготовлена установка для электрошлакового переплава, состоящая из кристаллизатора для формирования наплавляемого металла и электромагнита, предназначенного для воздействия магнитным полем на шлаковую ванну и жидкий переплавляемый металл [4].

В результате в шлаковой ванне происходит интенсивное равномерное перемешивание компонентов легирующего шлака с расплавленным металлом при высокой температуре и восстановление легирующих добавок из их оксидов, входящих в состав шлака, которые растворяются в расплавленном металле, равномерно распределяясь по всему объёму переплавляемого металла. При этом равномерное распределение температурных полей в объеме шлаковой ванны и расплава металла обеспечивает образование карбидной фазы тугоплавких металлов (вольфрама, титана и циркония) в шлаковой ванне.

В результате проведенных исследований установлена возможность комплексного легирования переплавляемой стали различными комбинациями легирующих элементов, находящихся в виде оксидов в составе минеральных концентратов. Анализ микроструктуры сплавов показал наличие в них твердофазных составляющих – карбидов тугоплавких металлов (вольфрама, циркония и титана). Полученные результаты создают предпосылки для проведения дальнейших исследований с целью разработки и получения композиционных металлических материалов на основе комплексной переработки минеральных концентратов способом электрошлакового переплава.

Библиографический список

1. Рудской А. И. Наноструктурированные металлические материалы [Текст] / А. И. Рудской. – СПб. : Наука, 2011. – 270 с.

2. Verkhoturov A. D. REDUCTION OF TUNGSTEN DURING THE ELECTROSLAG REMELTING OF FLUX CONTAINING THE SCHEELITE CONCENTRATE FOR PRODUCTION OF TUNGSTEN-CONTAINING STEELS / Verkhoturov A. D., Babenko E. G., Kuzmichev E. N // Theoretical Foundations of Chemical Engineering. – 2014. – Т. 48, № 5. – pp. 716–721.

3. Сергиенко В. И. Проблемы и перспективы эффективного использования минерального сырья Дальнего востока для производства металлических материалов [Текст] / В. И. Сергиенко, Ри Хосен, В. В. Гостищев ; под ред. В. И. Сергиенко. – Владивосток : Дальнаука, 2009. – 196 с.

4. Kuzmichev E. N. INVESTIGATION OF INFLUENCE OF MAGNETO-HYDRODYNAMIC PROCESSES ON STRUCTURE FORMATION AND ALLOYING OF STEELS BY ELECTROSLAG REMELTING / E. N. Kuzmichev, P. V. Igumnov, V. K. Khe and A. E. Skiruta // Materials Science Forum Submitted: 2021. – Vol. 1037. – pp 264–272.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ Fe-Cr-Ni-Co-(Cu) ДЛЯ ЗАЩИТЫ СТАЛИ ОТ ТРИБОКОРРОЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В УСЛОВИЯХ МОРСКОЙ ВОДЫ

Купцов К. А., Антонюк М. Н., Шейвейко А. Н., Штанский Д. В.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия. kuptsov.k@gmail.com*

Важнейшей проблемой, с которой сталкивается промышленная инфраструктура в прибрежной зоне, является разрушение строительных конструкций, механизмов и оборудования вследствие агрессивных химических, атмосферных и температурных воздействий. Материалы, работающие в агрессивных условиях (при контакте с соленой или грунтовой водой, а также при повышенной влажности) подвержены одновременному влиянию износа и коррозии, что приводит к более интенсивной деградации материала. Одним из перспективных методов защиты поверхности металлических изделий от износа и коррозии является нанесение покрытий.

В работе рассмотрено применение высокоэнтропийных покрытий Fe-Cr-Ni-Co для защиты стальных деталей от трибокоррозии

в условиях морской воды. Дополнительно для обеспечения антиобрастающих свойств в состав высокоэтропийных покрытий вводится медь (<10 ат.%). Которая за счёт выраженных антибактериальных свойств предотвращает образование первичной биоплёнки, являющейся начальным этапом формирования водорослей на поверхностях морской инфраструктуры.

Покрытия Fe-Cr-Ni-Co и Fe-Cr-Ni-Co-Cu были получены методом электроискрового легирования в вакууме с использованием электродов Cr-Ni-Co и Cr-Ni-Co-Cu. Введение железа в состав покрытий осуществляется на этапе обработки подложки за счёт интенсивного перемешивания и переплава материала электрода и самой подложки. Покрытия наносили с использованием экспериментальной установки, собранной на основе вакуумной системы УВН-2М, в камере которой был смонтирован модуль трехосевого сканирования поверхности вращающимся электродом.

Структура, элементный и фазовый состав покрытий были изучены методами сканирующей электронной микроскопии (S-3400N, Hitachi) и рентгенофазового анализа (D8 Advance, Bruker).

Механические свойства определяли методом наноиндентирования с использованием нанотвердомера Nanohardness testser (CSM Instruments).

Трибоккоррозионные испытания проводились с использованием специальной вращающейся электрохимической ячейки, установленной на трибометр (Tribometer, CSM Instruments). Нагрузка составляла 5 Н, дистанция 500 м, в качестве контртела использовался шарик из оксида алюминия диаметром 6 мм. Во время экспериментов производилась одновременная запись коэффициента трения и потенциала свободной коррозии.

Для электрохимических исследований использовали потенциостат «Voltalab PST050» (Radiometer Analytical, Франция). В качестве коррозионной среды использован 3.5 % NaCl, или синтетическая морская вода, приготовленная в соответствии со стандартом ASTM D1141-98.

Антибактериальная активность покрытий оценивалась с использованием штамма *Bacillus cereus* F. Бактериальные клетки

выращивали на плотной питательной среде Mueller Hinton Agar (HiMedia, Индия).

Установлено, что высокоэнтропийные покрытия обладают однофазной структурой с ГЦК решёткой, соответствующей твёрдому раствору Fe, Cr, Ni, Co и Cu. Помимо этого, структура данных покрытий характеризовалась сильной текстурой в направлении (200) вследствие направленной кристаллизации при ЭИЛ обработке.

Твёрдость покрытий FeCrNiCo и FeCrNiCo-Cu составляла 4,7 и 4,4 ГПа, а модуль упругости, соответственно, 210 и 170 ГПа.

Коэффициент трения высокоэнтропийных покрытий в искусственной морской воде составлял 0,22–0,26, а приведённый износ находился в диапазоне $3,7–4,2 \times 10^{-6}$ мм³/Нм.

Покрытие FeCrNiCo продемонстрировало превосходные коррозионные свойства, потенциал свободной коррозии составил +50 мВ, а плотность тока коррозии 63 нА/см², что в 8 раз меньше, чем у стальной подложки. После испытаний на поверхности стальной подложки наблюдались локальные коррозионные повреждения в виде питтинговой коррозии, в то время как на поверхности покрытия FeCrNiCo обнаружены единичные дефекты. Легирование покрытий медью несколько ухудшало коррозионную стойкость покрытий.

Высевы из образцов покрытий FeCrNiCo показали снижение численности КОЕ на 3 порядка через 6 и 24 ч. Высев из образцов покрытий с медью показали снижение численности КОЕ на 3 порядка через 6 ч инкубирования и падение до нуля через 24 ч.

Работа была выполнена в рамках проекта РФФ № 20-79-10104.

ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ И ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Леонтьев Л. И.¹, Костылев В. А.², Гельчинский Б. Р.¹,
Петрова С. А.¹, Лисин В. Л.¹

¹ИМЕТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²ООО «Технологии тантала», Екатеринбург, Россия
leo@presidium.ras.ru

Представлены результаты применения методов высокотемпературной электрохимии для производства нанокристаллических и ультрадисперсных порошков практически любых металлов и сплавов с удельной поверхностью до $\sim 20 \text{ м}^2/\text{г}$. Распределение частиц по размерам находится в узком диапазоне. Используемое сырье – компактный металл в виде: слиток, прутки, лист, куски или крупный порошок. Химическая чистота получаемых порошков выше, чем исходного сырья, поскольку процесс протекает в ионных расплавах при температурах $\sim 500\text{--}9000 \text{ С}$ и происходит естественное обезгаживание металла (растворимость газов в электролите $\sim 10\text{--}8\text{--}10\text{--}9$ моль/моль) и как следствие, порошки получаются очень мягкие². Имеющееся опытно-промышленное оборудование позволяет производить по некоторым металлам до 50 кг порошка в месяц.

Разработана линейка плазменных установок мощностью 10–20–50–100 КВт для модификации и защиты поверхности изделий из стали. Флагман семейства – многофункциональная плазменная установка МАК-100 (МПУ МАК-100), позволяющая работать с дозвуковой и сверхзвуковой плазмой. Установка работает с дуговыми плазмотронами прямого и косвенного действия мощностью до 100 КВт и закрывает потребность в создании специализированных комплексов для реализации следующих плазменных технологий:

- плазменная резка и сварка, плазменная модификация металлов МАК-10-20 (10–20 КВт)

- до и сверхзвуковое плазменное напыления различных металлических и неметаллических порошковых материалов МАК-50 (50 КВт).

Установка МАК-100 (100 КВт) может быть использована, как основное оборудование для получения металлических порошков (порошковая металлургия, аддитивные технологии).

Гиперзвуковые плазменные устройства позволяют получать тонкие (практически плёночные $\delta = 10\text{--}30 \text{ мкм}$) и плотные покрытия из оксидных материалов, включая твёрдофазные электролиты.

1.1. Пористость (массовая) металлических покрытий оказалась на уровне 0,5–2,0 % (против 6–8 %, а для оксидов до 15 % в дозвуковой плазме).

1.2. Тонкое (10–30 мкм) алюмоцинковое (Al – 16 %, Zn – 84 %) покрытие показало существенно более высокую коррозионную стойкость, чем применяемые ранее более толстые (150–300 мкм) покрытия из цинка (жидкое цинкование, диффузионные).

Результат испытаний получаемых покрытий существенно отличаются от известных по дозвуковой плазме:

- по мех. прочности – в 1,5–2,0 раза;
- по износостойкости – в 10–15 раз;
- по адгезии – в 3–4 раза;
- по производительности – в 2–3 раза.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ПЕРСПЕКТИВНОГО КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$ С ПОМОЩЬЮ ИНДУКТИВНО СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМЫ

Пушница К. А.¹, Новиков П. А.¹, Ван Ц.², Попович А. А.¹

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

²*Zhejiang Changxing CHN/RUS New Energy and Material Technology
Research Institute, Zhejiang, China
pushnitsa.k@gmail.com*

В производимых на сегодняшний день литий ионных аккумуляторах, чаще всего, используют в качестве катодных материалов слоистые смешанные оксиды, такие как LiCoO_2 и его вариации. Теоретическая емкость данных материалов составляет порядка 270 мАч/г, в то время как их фактическая емкость не превышает 180 мАч/г. Так же, существуют катодные материалы структуры шпинели, например LiMn_2O_4 , и материалы структуры оливина – LiFePO_4 . Указанные материалы имеют некоторые преимущества перед слоистым LiCoO_2 , однако не один из них не показывает большую емкость, в то время как применяемые на сегодняшний день аноды способны обеспечить емкость более чем 300 мАч/г. [2,3]

Одним из перспективных катодных материалов является $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$. Первым получил и описал его как катодный материал для литий ионных аккумуляторов Антон Нутен в 2005 году. В структуре данного материала присутствуют 2 атома лития, благодаря чему он обладает высокой теоретической емкостью порядка 331 мАч/г. В своей работе он показал возможность обратимого выхода одного из атомов лития из структуры. [3]

В данной работе был получен композит $\text{Li}_2\text{FeSiO}/\text{C}$ в качестве катодного материала для литий ионных аккумуляторов. Материал был синтезирован золь-гель методом с последующей термообработкой. В роли восстановителя и сажеобразующей добавки использовался моногидрат глюкозы. Используемые материалы не подвергались предварительной очистке. В этиловом спирте поочередно растворили ацетат лития двухводный (98,5 %), нитрат железа девятиводный (98 %) и тетраэтилортосиликат (98,5 %) в мольном соотношении 2,2:1:1,1 соответственно. После 10 минутного перемешивания к полученному раствору был добавлен 1 моль глюкозы моногидрата (98 %). Полученную суспензию после 30 минутного перемешивания оставили упариваться на водяной бане при 60 °С в течение 24 часов. Полученный сухой осадок без дополнительной сушки термообработали в токе аргона (99,9 %) при 650 °С в течение 7 часов.

Были проведены исследования полученного материала: XRD, SEM (рис. 1, а), гранулометрический состав и электрохимическая емкость. После чего материал обрабатывался в установке ТЕКНА Tek-15 с индуктивно-связанной плазмой и установленным реактором для получения наноразмерных порошков. Индуктивно связанная плазма представляет собой газовый разряд, образованный внутри разрядной камеры, возбуждаемый высокочастотным переменным магнитным полем с использованием индукционной катушки.

После обработки материала в индуктивно связанной плазме была проведена повторная термообработка материала для выравнивания фазового состава. Образец был термообработан при 600 °С в течении 10 часов в токе аргона. Для полученного

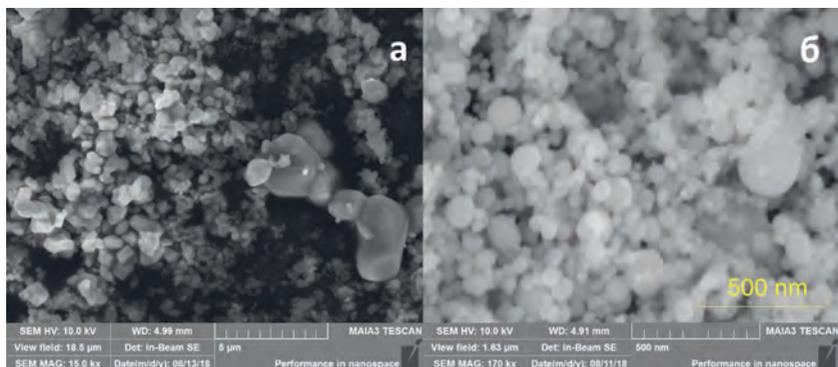


Рис. 1. SEM изображения до (а) и после (б) обработки $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$ в установке с индуктивно-связанной плазмой.

наноразмерного материала были проведены следующие исследования: XRD, SEM (рис. 1, б), гранулометрический состав и электрохимическая емкость.

Материал до измельчения при разряде током 0,1С демонстрировал удельную емкость на первом цикле порядка 60 мАч/г, после измельчения удельная емкость материала на первом цикле составила 130 мАч/г.

Библиографический список

1. Jiangfeng Ni, Yu Jiang, Xuanxuan Bi, Liang Li, Jun Lu, Lithium Iron Orthosilicate Cathode: Progress and Perspectives, ACS Energy Lett., 2017, vol. 2, p. 1771–1781.
2. Goriparti, S., Miele, E., De Angelis, F., Di Fabrizio, E., Proietti Zaccaria, R., & Capiglia, C. (2014). Review on recent progress of nanostructured anode materials for Li-ion batteries. Journal of Power Sources, 257, 421–443. doi:10.1016/j.jpowsour.2013.11.103
3. Nyten A., Abouimrane A., Armand M., Gustafsson T., Thomas J., Electrochemical performance of $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$ as a new Li-battery cathode material, Electrochemistry Communications, 2005, vol.7, p. 156–160.

СИНТЕЗ СОРБЕНТОВ НА ОСНОВЕ СИЛИКАТА МАГНИЯ С КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Углуниц Т. В., Семенча А. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. tuglunts@mail.ru*

Синтетические силикаты магния являются перспективными материалами для использования их в качестве сорбентов [1]. Из-за достаточно высоких значений удельной поверхности (до 500–600 м²/г) и высокой активности поверхностных сорбционных центров данная группа сорбентов наиболее эффективно работает при сорбции полярных органических загрязнителей из неполярных жидкостей, например при очистке пищевых и технических масел или смазочных материалов, а так же при очистке от ионов тяжелых металлов [2][3].

Наиболее важными и значимыми количественными характеристиками сорбционных материалов являются характеристики их активной поверхности и пористой структуры, такие как величина удельной поверхности, размеры и объем пор [4]. Данные характеристики определяют сорбционную активность и селективность материала, именно поэтому важно уметь управлять процессами формирования структуры для получения необходимого сорбента под конкретную задачу.

Формирование конечной пористой структуры сорбента происходит на различных этапах, начиная от образования первичных частиц силиката при синтезе и заканчивая их конечной агломерацией и активацией поверхности при сушке (рис. 1)

Целью данного исследования является изучение влияния параметров синтеза сорбента, условий сушки и отжига, а так же мольного соотношения MgO:SiO₂ на параметры пористой структуры и удельную поверхность получаемых сорбентов.

В работе так же были проведены исследования удельной поверхности и пористости методами тепловой адсорбции азота, была обнаружена корреляция между величиной удельной поверхности и объемом пор, определена оптимальная температура

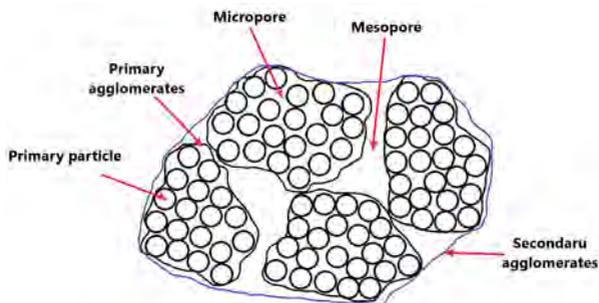


Рис. 1. Механизм формирования пористой структуры силикатов магния

сушки сорбента по результатам снятых термограмм ДТА. По результатам исследования была разработана методика для синтеза сорбентов на основе силиката магния с набором необходимых для конкретной задачи параметров пористой структуры.

Работа выполнена в рамках Государственного задания на проведение фундаментальных исследований 0784-2020-0022.

Библиографический список

1. Sun Z., Liu Y., Hong W. Facile synthesis of porous hydrated magnesium silicate adsorbent from ordinary silica gel // Mater. Lett. 2020. Vol. 272.
2. Maskan M. Change in colour and rheological behaviour of sunflower seed oil during frying and after adsorbent treatment of used oil // Eur. Food Res. Technol. 2003.
3. Na-Ranong D., Launghaleongpong P., Khambung S. Removal of steryl glucosides in palm oil based biodiesel using magnesium silicate and bleaching earth // Fuel. 2015.
4. DULLIEN F.A.L. Pore Structure // Porous Media. 1992.

ТРИБОКОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ FeCrMoSiO₂ В МОРСКОЙ ВОДЕ

Шевейко А. Н., Купцов К. А., Антонюк М. Н., Штанский Д. В.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия. sheveyko@mail.ru*

В морской и прибрежной инфраструктуре используется большое количество механизмов, подверженных трибологическому воздействию в условиях контакта с морской водой. Примерами таких механизмов могут служить насосы, винты, шкивы, лебедки, задвижки, подшипники скольжения и др. Как правило, в каждом устройстве имеются локальные критические поверхности, определяющие работоспособность всего изделия в целом. Помимо коррозионной стойкости, эти изделия должны выдерживать значительные механические нагрузки. Поэтому они часто изготавливаются из высокопрочных закаленных сталей с умеренной коррозионной стойкостью. Классические коррозионностойкие стали аустенитного класса для изготовления таких деталей не используются ввиду недостаточной прочности и повышенной скорости коррозии в условиях периодического удаления пассивной пленки. Распространенным способом защиты критических поверхностей сталей, является нанесение защитных покрытий. В настоящей работе для защиты стали 30X13 от трибокоррозионного износа было разработано покрытие на основе металлического стекла FeCrMoCoYCB. Помимо высокой микротвердости, этот сплав отличается высокой коррозионной стойкостью, определяемой однофазной структурой и отсутствием сетки межзёренных границ. В качестве способа нанесения был использован метод электроискрового легирования (ЭИЛ) в вакууме. Обработка в вакууме позволила существенно расширить возможности классической технологии ЭИЛ на воздухе или в защитной атмосфере: повысить эффективность переноса, обеспечить защиту от окисления и обеспечить сохранение аморфной структуры за счет лучшего смачивания расплавом поверхности и, соответственно, большей скорости охлаждения тонкого слоя. Аморфный стержневой электрод, диаметром 6 мм, состава (ат.%) $Fe_{41}Cr_{15}Mo_{14}Co_7Y_2C_{15}B_6$ был изготовлен путем заливки расплава в медную изложницу. При осаждении покрытий методом ЭИЛ критически важным для сохранения аморфной структуры являлся контроль над энергетикой процесса, включающий как энергию единичного импульса,

так и среднюю мощность, определяющую температуру электрода. Поэтому при получении покрытий была проведена оптимизация режимов нанесения путем варьирования напряжения, частоты и длительности импульсов.

Структура, элементный и фазовый состав покрытий были изучены методами сканирующей электронной микроскопии (S-3400N, Hitachi) и рентгенофазового анализа (D8 Advance, Bruker). Показано, что покрытия, полученные на оптимальных режимах, имеют высокую сплошность, толщину до 40 мкм, а также сохраняют аморфную структуру и состав, близкий к составу электрода.

Трибокоррозионные и электрохимические исследования проводили с использованием потенциоста «Voltalab PST050» в искусственной морской воде (ASTM D1141-98). В исследованиях использовали трибометр «CSM Instruments», оборудованный изолированной вращающейся трехэлектродной ячейкой, что позволяло в процессе трения (шарик из Al_2O_3 , нагрузка 5 Н) измерять электрохимический потенциал. В отсутствии трения, покрытия продемонстрировали плотность тока коррозии 0.3 мкА/см^2 , что вдвое ниже, чем плотность тока коррозии стали 30X13. Важно отметить, что близкие значения потенциалов свободной коррозии покрытий (от -65 мВ до $+70 \text{ мВ}$) и стали (-50 мВ) снижают возможность возникновения гальванических пар в зоне трибологического контакта. В процессе трения потенциал поверхностей, как покрытия, так и стали, снижается в отрицательную сторону до значений порядка -300 мВ . Коэффициент трения покрытий в морской воде близок к 0.3, что существенно меньше, чем коэффициент трения стали, равный 0.45. Пропорционально снижается и приведенный износ, от $4 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$, для стальной подложки, до $1.1 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$, для лучшего покрытия. Таким образом, показана перспективность использования аморфных металлических покрытий для защиты сталей в морской воде.

Работа была выполнена в рамках проекта РФФ № 20-79-10104.

ОЦЕНКА ПУЛЕСТОЙКОСТИ БРОНЕПАНЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ МАТЕРИАЛОВ «ИДЕАЛ» И КОРУНД

Шевченко В. Я.¹, Долгин А. С.¹, Сычев М. М.^{1,2},
Перевислов С. Н.^{1,2}, Михайлин А. И.³

¹*Институт химии силикатов им. И. В. Гребенщикова, РАН,
Санкт-Петербург, Россия*

²*Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет), Санкт-Петербург, Россия*

³*АО «НПО Спецматериалов», Россия, Санкт-Петербург
dolgin.andrey@inbox.ru*

В настоящее время наиболее распространена комбинированная броня (композитная/многослойная) — это тип брони, состоящий из двух или большего количества слоёв металлических или неметаллических материалов (не считая воздушных промежутков), предназначенная для обеспечения сбалансированной защиты от кумулятивных боеприпасов и боеприпасов кинетического действия [1].

В послевоенный период (1950–1960 года) основным средством поражения тяжелых бронированных целей становятся кумулятивные средства поражения, которые на то время пробивали 400 мм броневой стали [2, 3]. Академиком В. Я. Шевченко была предложена многослойная комбинированная броня с более высокой, по сравнению с гомогенной стальной броней, противокумулятивной стойкостью, для защиты от угрозы со стороны кумулятивных средств поражения.

Наиболее важными свойствами керамики, предназначенной для использования в качестве брони, являются твёрдость, прочность и предел упругости [4]. Современные броневые керамики являются очень прочными материалами и фактически при сжатии они могут быть значительно прочнее, чем имеющиеся самые прочные стали. Это полезное свойство используется для брони, в которой снаряд или кумулятивная струя прилагают сжимающую нагрузку на материал.

Одним из главных недостатков применения комбинированной брони в авиации является её большой вес. Есть несколько вариантов решения данной проблемы, такие как использование керамических материалов с меньшей плотностью или уменьшение толщины керамического слоя. Однако при этом должны обеспечиваться защитные свойства брони. В качестве перспективного керамического материала, под руководством академик В. Я. Шевченко, разработан материал «Идеал» — алмаз-карбид кремниевый композит [5]. Таким образом, целью данной работы является сравнение бронестойкости бронепанелей с разными керамическими слоями («Идеал», корунд).

Для изучения бронестойкости нового перспективного керамического материала «Идеал», сравнивали его с самым популярным керамическим бронематериалом — корундом.

Для изготовления бронепанелей на подложку — арамидную ткань (Тварон 20 мм), укладывали керамические плитки со смещением ряда, для фиксации плиток использовали клей. Для улучшения бронестойкости бронепакет запаковывали в пакет из кевлара.

Оценку пулестойкости бронепакетов осуществляли в соответствии с ГОСТ Р 50744-95 с использованием патронов калибром 12.7 мм.

После разрушения композита в результате попадания в него пули его фазовый состав не изменяется. До отстрела и после был проведён РФА, который показал уменьшение содержания кремния, что может быть обусловлено характером собранных осколков. Кремний в основном присутствует в самых мелких фракциях, которые распылены после удара. Изменений в кристаллической структуре фаз, составляющих матрицу композита — в кремнии и его карбиде не обнаружено.

Произведено по 1 выстрелу в каждую бронепанель — без пробитий. Однако следует отметить, что у корундовой бронепанели, с большей толщиной плитки, глубина проникновения пули больше. Были проведены измерения фракционного состава осколков

керамических плиток после отстрела. Из полученных данных можно сделать вывод о том, что материал «Идеал» обеспечивает лучшую защиту, чем корунд: глубина проникновения меньше, а осколки керамики крупнее и фрагменты пули меньше – т. е. энергия проникающего тела в большей степени тратится на его разрушение, чем на разрушение преграды. При этом количество разрушенных плиток меньше, т. е. выше живучесть защиты. Можно также отметить трансграничное разрушение композита «Идеал», т. е. адгезия на границе раздела алмаз – SiC достаточно высока, т. к. растущие кристаллы SiC имеют высокую когерентность с решеткой алмаза.

Благодарности

Изготовление корундовых керамических плиток и изучение их свойств было выполнено по госзаказу АААА-А19-119022290092-5. Изготовление плиток из материала «Идеал», изучение их свойств, изготовление бронепакетов и испытание их на пулестойкость было выполнено при поддержке гранта РНФ (проект № 20-13-00054).

Библиографический список

1. R. Simpkin Multi-layer Armour – A quantum Jump? Nato's Fifteen Nations Special, 1981, N1, pp. 29–33.
2. М. В. Павлов, И. В. Павлов. Отечественные бронированные машины 1945–1965 гг. // Техника и вооружение: вчера, сегодня, завтра. – Москва : Техинформ, 2009. – № 3. – С. 53.
3. R. P. Hunnicutt. Patton. A History of American Main Battle Tank Volume I. – 1st ed. – Novato, CA : Presidio Press, 1984. – P. 123. – 464 p.
4. Karandikar P. G. A review of ceramics for armor applications / P. G. Karandikar, G. Evans, S. Wong, M. K. Aghajanian // Ceramic Engineering and Science. – 2008. – V. 29. № 6. – P. 163–175.
5. Kovalchuk M. V. Synthesis of a new class of materials with a regular (periodic) interconnected microstructure / Kovalchuk M. V., Oryschenko A. S., Shevchenko V. Y. // Israel journal of chemistry. – 2020. – V. 60. № 5–6. – P. 519–526.

СИНТЕЗ И УДАЛЕНИЕ НАНОМЕТРОВЫХ ПЛЕНОК МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Шупенёв А. Е.¹, Лутченко А. В.², Коршунов И. С.¹,
Кривошеев А. В.¹, Григорьянц А. Г.¹

¹*Московский государственный технический университет
им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия*

²*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,
Москва, Россия
ash@bmstu.ru*

Лазерная обработка импульсами высокими плотностями энергии (более 1 Дж/см²) и малыми длительностями (10 нс и менее) отличается универсальностью воздействия для материалов различного состава, а также обладает высоким потенциалом точности обработки. Возможности достижения нанометровой точности обуславливают перспективы короткоимпульсной лазерной обработки в процессах синтеза пленок нанометровой толщины и лазерной абляции поверхности с нанометровой точностью. Первая группа методов, относящаяся к лазерному синтезу тонких пленок хорошо представлена в процессах импульсного лазерного осаждения (PLD – Pulsed Laser Deposition), а вторая группа представлена процессами прецизионной лазерной абляции.

В МГТУ им. Н. Э. Баумана вопросы лазерного осаждения и обработки наноразмерных пленок проводятся в лаборатории тонких пленок кафедры «Лазерные технологии в машиностроении». Метод импульсного лазерного осаждения реализован на высоковакуумном технологическом комплексе с использованием эксимерного УФ-излучателя и твердотельного Nd:YAG излучателя. Методом PLD успешно получены пленки толщиной от 10 нм до 1000 нм различного типа: сверхпроводящие структуры YBCO, термоэлектрические пленки (Bi,Te)(Sb,Se), алмазоподобные DLC пленки а-С и а-С:Н, функциональные барьерные и адгезионные пленки Ti, Cr, металлизующие слои Al, Cu, Ni. Активно ведутся исследования эффектов топологической защищенности Bi-Te структур, а также путей повышения термоэлектрической доброт-

ности за счет глубокого наноструктурирования материала в виде сверхрешеток с квантовыми точками.

Методика контролируемого лазерного удаления углеродно-дейтериевых композиций с включениями вольфрама, титана и лития разрабатывается совместно с НИЦ «Курчатовский институт» применительно к вопросам термоядерной энергетики. С помощью лазерной обработки излучением наносекундной длительности удалось удалить CD:Ti пленки толщиной 200..300 нм с поверхности оптической подложки КУ-1 и достичь восстановления 90 % интегрального оптического пропускания.

ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОЧАСТИЦАМИ

Юнусов Ф. А., Ларионова Т. В., Толочко О. В., Февралева В. С.

*Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. Yunusov.firuz@mail.ru*

Анализ современного состояния исследований металло-матричных композиционных материалов Al-УНС показал, что несмотря на наличие большого объема исследований, практически отсутствуют работы, посвященные дополнительному легированию этих материалов. В последние годы было опубликовано несколько работ, касающихся данного вопроса [1–3]. В работе [1], дополнительное легирование композиционных материалов алюминий –углеродные нанотрубки медью и никелем привели к повышению механических свойств по сравнению с композитами без этих элементов. Авторы работы [2] синтезировали композиционный материал алюминий – медь – углеродные нанотрубки методом порошковой металлургии. Al-Cu-углеродные нанотрубки показали прирост предела текучести на 33 % по сравнению с образцами без меди. В связи с вышесказанным, большой интерес

представляют вопросы влияния легирующих элементов на структурообразование и механизмы упрочнения в композиционных материалах системы Al-УНС.

Представленная работа посвящена выявлению особенностей влияния легирующих элементов (ЛЭ) на структуру и свойства композиционных материалов на основе алюминия с углеродными наночастицами.

В ходе работы, путем механического размола и последующего компактирования методом горячего прессования получены композитные материалы на основе алюминия, содержащие в качестве упрочняющей фазы фуллереновую сажу.

В работе были проведены исследования по влиянию таких элементов, как никель, цинк и титан. Фазовые превращения структуры на каждой стадии синтеза материалов приведены на дифрактограммах (рис. 1). Анализ рентгенограмм показал, что при помолке упрочняющая фаза и легирующие элементы не взаимодействуют с матрицей. Дальнейшее компактирование приводит к образованию карбидов и интерметаллидов.

На рис. 2 приведены зависимости твердости и износостойкости компактных образцов Al-2%*f.s*-ЛЭ.

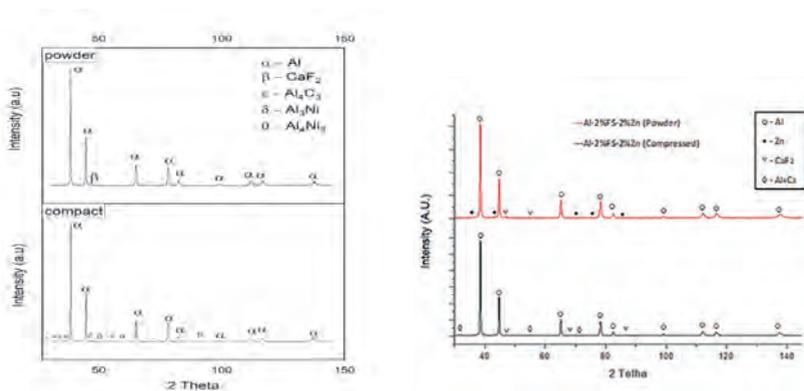


Рис. 1. Рентгенограмма композиционных образцов Al-2 %*f.s*-2 %Ni и Al-2 %*f.s*-2 %Zn до и после компактирования

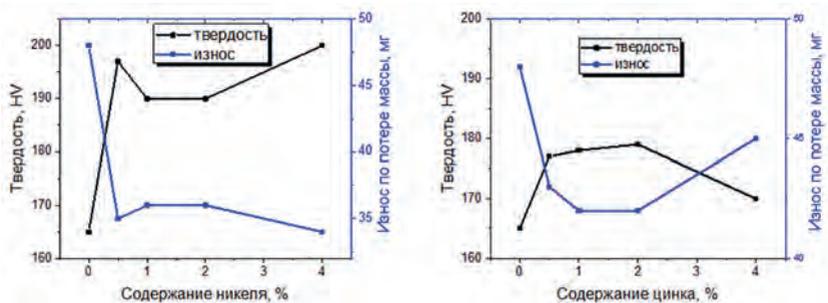


Рис. 2. Зависимости твердости и износостойкости компактных образцов Al-2 %s-ЛЭ

Как показано из рис. 2 дополнительное легирование никелем приводит к повышению твердости и соответственно износостойкости. Дополнительное легирование цинком не приводит к значительному увеличению этих свойств.

Работа выполнена в рамках Государственного задания на проведение фундаментальных исследований 0784-2020-0022.

Библиографический список

1. Murugesan, M. Gopal, G. Murali, Effect of Cu, Ni addition on the CNTs dispersion, wear and thermal expansion behavior of Al-CNT composites by molecular mixing and mechanical alloying, Applied Surface Science 495 (2019) 143542.
2. D. H. NAM, S. I. CHA, B. K. LIM, H. M. PARK, D. S. HAN, S. H. HONG, Synergistic Strengthening by Load Transfer Mechanism and Grain Refinement of CNT/Al-Cu Composites. Carbon 2012;50:2417-23.
3. Tatiana V. Larionova, Firuz A. Yunusov, Elizaveta V. Bobrynina, Tatiana S. Koltsova, and Oleg V. Tolochko, Fullerene Soot-Reinforced Al-Based Composites and Their Densification Via Copper Addition, Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, 29, p 5195-5202.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ АНОДНО-ОКСИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА СПЕЧЕННЫХ ПОРОШКАХ ГУБЧАТОГО ТИТАНА

Яковлева Н. М., Шульга А. М., Степанова К. В., Кокатев А. Н.

Петрозаводский государственный университет, Петрозаводск, Россия
nmyakov@gmail.com

Формирование наноструктурированных анодно-оксидных покрытий (АОП) на поверхности частиц спеченных порошков металлов и сплавов должно приводить к заметному увеличению удельной поверхности образцов и росту химической активности материала. Отсутствие информации об анодировании спеченных порошков губчатого титана во фторсодержащих электролитах, способствующих росту самоорганизованных нанопористых/нанотрубчатых АОП, является мотивацией для изучения данной проблемы.

В докладе обобщаются результаты исследования влияния условий процесса на особенности роста, структуру и свойства АОП, полученных анодированием спеченных порошков губчатого титана в водном фторсодержащем электролите 10 % H_2SO_4 + 0.15 % HF.

Объектами исследования являлись образцы пористых порошковых материалов (ППМ) из губчатого порошка технически чистого титана марки ТПП фракции 0.63–1.00 мм [1]. Анодирование проводилось в трехэлектродной электрохимической ячейке с танталовым катодом и платиновым противоэлектродом в водном фторсодержащем электролите 10 % H_2SO_4 + 0.15 % HF, как в вольтстатическом (ВСП) – при постоянном напряжении, так и гальваностатическом режимах (ГСП) – при постоянной плотности тока.

Для исследования атомной структуры и морфологии поверхности образцов использовались методы сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), атомно-силовой микроскопии (АСМ) и рентгенографии. Подробно методика эксперимента и обработки данных описана в работах [1, 2].

Было установлено, что анодирование исследованных образцов ППМ губчатого титана в течение 60 мин и комнатной температуре электролита как в гальваностатическом режиме при $j_m = 202$ мА/г, так и вольтстатическом режиме при $U_a = 15$ В, приводит к формированию на поверхности рентгеноаморфных самоорганизованных нанопористых/нанотрубчатых оксидных покрытий толщиной от 250 до 350 нм со средним эффективным диаметром пор/трубок в диапазоне от 30 до 70 нм (рис. 1, *a*).

Показано, что при вышеуказанных условиях формируется биоактивное оксидное покрытие, обеспечивающее гидрофильность и коррозионную стойкость поверхности [1]. Полученные результаты могут служить основой дальнейших исследований для разработки имплантатов на основе анодно-модифицированных спеченных порошков губчатого титана.

Путем изучения особенностей роста и структуры АОП, формируемой на поверхности частиц ППМ губчатого титана в процессе гальваностатического анодирования при значениях тока $j_m > 230$ мА/г, было установлено, что в составе рентгеноаморфной АОП присутствуют наноструктурированные микроконусные образования (рис. 1, *b*) с фазовым составом, соответствующим

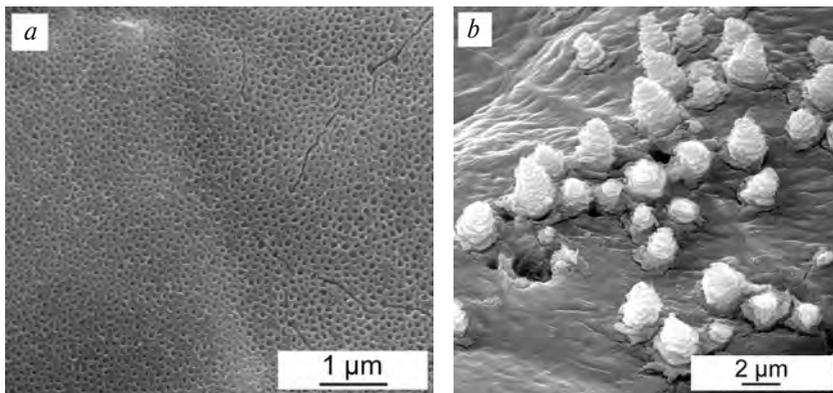


Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности образцов ППМ губчатого Тi после анодирования в 1М $H_2SO_4 + 0.15\%$ HF в течение 60 мин при значении тока $j_m = 202$ мА/г (*a*) и $j_m = 1890$ мА/г (*b*).

кристаллической модификации TiO_2 – анатазу, и характеризующиеся диаметрами оснований от 0.6 до 3.9 мкм и высотой от 0.2 до 3.6 мкм [3].

Подобные иерархические микро/наноструктуры анатаза, получаемые анодированием непосредственно на подложке из спеченных порошков губчатого титана при комнатной температуре, перспективны в качестве материалов для применения в дизайне устройств фотокаталитической очистки окружающей среды, биосовместимых имплантатов, для получения супергидрофобных поверхностей и изготовления анодов литиевых источников тока.

Библиографический список

1. Кокатев А. Н., Степанова К. В., Яковлева Н. М., Толстик В. Е., Шелухина А. И., Шульга А. М. Самоорганизация биоактивного наноструктурированного оксидного слоя на поверхности спеченного порошка губчатого титана при электрохимическом анодировании // Журнал технической физики. – 2018. – Т. 88. – Вып. 9. – С. 1377–1383.

2. Яковлева Н. М., Шульга А. М., Степанова К. В., Кокатев А. Н., Руднев В. С., Лукиянчук И. В., Курявый В. Г. Микроконусные анодно-оксидные пленки на спеченных порошках ниобия // Конденсированные среды и межфазные границы. – 2020. – Т. 22(1). – С. 124–134.

3. Яковлева Н. М., Шульга А. М., И. В. Лукиянчук И. В., Степанова К. В., Кокатев А. Н. Рост и кристаллизация анодно-оксидных пленок на спеченных порошках Ti // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка = Powder metallurgy: Surface Engineering, New Powder Composite materials. Welding : сб. докл. 12-го Междунар. симп. (Минск, 7–9 апр. 2021 г.). В 2 ч. Ч. 2 / Нац. акад. наук Беларуси [и др.] ; редкол.: А. Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск : Беларуская навука, 2021. – С. 421–429.

**Hf- AND Zr-DOPED Mo-Si-B
NANOSTRUCTURED COATINGS DEPOSITED
BY DCMS, HIPIMS, AND PCAE TECHNOLOGIES**

Kiryukhantsev-Korneev P., Sytchenko A., Levashov E.

National University of Science and Technology "MISiS", Moscow, Russia
kiruhancev-korneev@yandex.ru

Molybdenum and its alloys are considered among the most attractive materials for high-temperature applications in the aviation and space industries. However, such alloys have a low resistance to oxidation at temperatures above 600 °C, so coatings that are resistant to high temperatures are deposited to the surface of Mo and alloys based on it. Mo-Si-B coatings are considered to be one of the most effective. Progress in the field of creating such coatings includes the development of samples doped by Zr, Hf, Ti, and other refractory metals, and the improvement of deposition technology. This work is devoted to the study of Mo-Si-B, Mo-Zr-Si-B, and Mo-Hf-Si-B coatings obtained by direct current magnetron sputtering (DCMS), high-power impulse magnetron sputtering (HIPIMS), and pulsed cathode-arc evaporation (PCAE).

The MoSiB, MoSiB-5%Zr/HfB₂, and MoSiB-20%Zr/HfB₂ cathodes made by hot pressing of milled SHS reaction products were used for sputtering and evaporation. The morphology, elemental and phase composition of the coatings were determined using transmission electron microscopy (JEM-2100 Jeol), scanning electron microscopy and energy-dispersive spectroscopy on a Hitachi S-3400N microscope with a Noran 7 Thermo attachment, X-ray phase analysis on an AXS D8 ADVANCE Bruker instrument, X-ray photoelectron spectroscopy (Axis Supra Instrument), and an optical glow discharge emission spectrometer Profiler-2 (Horiba JY). The mechanical properties of the coatings were determined using the Nano Hardness Tester (CSM Instruments). To assess the oxidation resistance of the coatings, they were annealed in air at temperatures of 1000–1700 °C with exposures of 10–600 minutes.

It was established that the coatings contained of h-MoSi₂ phase with Zr or Hf dissolved in it and the amorphous MoB phase. The introduction of alloying elements leads to a reduction in the size of the crystallites from 30 to 10 nm. The coatings of the optimal composition have a high hardness of 35 GPa and an elastic recovery of up to 70 %. High oxidation resistance of coatings up to 1500–1700 °C is caused by the formation of SiO_x-based protective layers on their surface. In the case of doped coatings, ZrO_x and HfO_x oxides additionally seal the pores resulting from phase transitions. The substitution of DCMS technology by HIPIMS or PCAE leads to an increase in coating density, adhesive strength and resistance to thermal cycling.

The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation (project No. 19-19-00117).

СЕКЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ»

ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВА ПОРОШКОВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ159 МЕТОДОМ ГАЗОВОЙ АТОМИЗАЦИИ И КОМПАКТНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ НИХ В УСЛОВИЯХ ООО «ГРАНКОМ» – ПАО «РУСПОЛИМЕТ»

Агеев М. И.¹, Демченко А. И.², Руденко Д. О.²,
Андрейко А. И.², Левашов Е. А.¹

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

²*ООО «Гранком», Кулебаки, Россия
aheievmi@gmail.com*

Жаропрочные никелевые суперсплавы нашли широкое применение в двигателестроении при производстве газотурбинных

двигателей. Совершенствование существующих и разработка новых сплавов остается актуальной темой [1].

В 1991 году во ФГУП «ВИАМ» был паспортизован слабостареющий, высокотехнологичный, ремонтпригодный сплав марки ВЖ159, который является альтернативой серийного сплава ЭП648. Прочность сплава ВЖ159 на 10–15 % превышает прочность сплава ЭП648, жаропрочность находится на одном уровне, а термостойкость и жаростойкость значительно выше [2].

В настоящее время для производства изделий из порошков сплава ВЖ159 используется технология селективного лазерного сплавления с последующим горячим изостатическим прессованием и термической обработкой. Промышленное производство полуфабрикатов из сплава ВЖ159 освоено на ряде предприятий, в том числе и ПАО «Русполимет». На площадях ООО «Гранком» реализован проект «Порошковая металлургия», где осваивается выпуск порошка методом газовой атомизации.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств опытных партий распыленных порошков ВЖ159 и измерение механических свойств консолидированных заготовок.

Порошки получали на установке VIGA («INTECO», Австрия), в состав которой входит индукционная печь (300 кг), промежуточный ковш и камера распыления. Горячее изостатическое прессование порошков выполняли при температуре 1200 °С и давлении ≥ 1380 атмосфер на установке QIN-345.

На рисунке 1, а в качестве примера приведен гранулометрический состав полидисперсного порошка, а на рисунке 1, б – морфология частиц дисперсностью менее 25 мкм.

Основные параметры порошка: $D_{cp} = 31,47$ мкм, $D_{10} = 7,2$ мкм, $D_{50} = 20,1$ мкм, $D_{90} = 75,4$ мкм. Крупные частицы размером больше 60 мкм в основном имеют околосферичную форму и характеризуются наличием сателлитов. Данный вид дефектов при производстве порошков методом газовой атомизации неизбежен. Это связано с тем, что мелкие капли расплава, приобретая высокую начальную скорость быстро кристаллизуются и прикрепляются к крупным каплям, которые не полностью

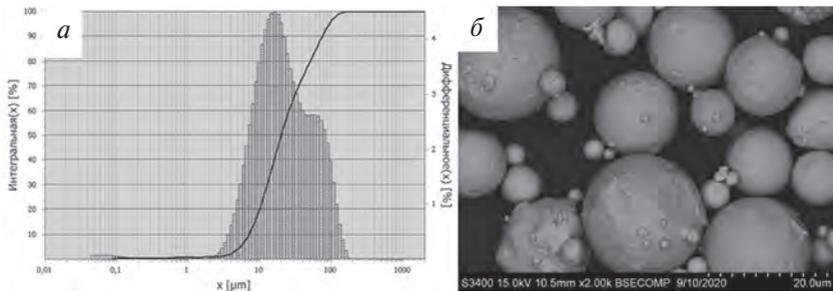


Рис. 1. Интегральное и дифференциальное распределение (а) и морфология (б) порошка из сплава ВЖ159

закристаллизовались [3]. На рисунке 1, б видно, что мелкие частицы размером меньше 25 мкм в основном имеют сферическую форму.

В работе выполнен комплекс исследований по оптимизации режимов ГИП распыленного порошка последующей термической обработки. Получены опытные партии материала со свойствами выше, чем у литых изделий, и достигнуты нормативные характеристики сплава, соответствующие требованиям ТУ 14-131-1042-2008.

Таким образом, порошок жаропрочного никелевого сплава ВЖ159, полученный на установке VIGA, оказался пригодным для производства изделий методом ГИП.

Библиографический список

1. И. С. Мазалов. Перспективы применения жаропрочного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД / Мазалов И. С., Евгенов А. Г., Прагер С. М. // Авиационные материалы и технологии. – 2016. – № S1 (43). – С. 3–7.
2. Е. Н. Каблов. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. I / Каблов Е. Н., Евгенов А. Г., Мазалов И. С., Шуртаков С. В., Зайцев Д. В., Прагер С. М. // Материаловедение. – 2019. – № 3. – С. 9–17.
3. А. Г. Евгенов. Получение и опробование мелкодисперсного металлического порошка высокохромистого сплава на никелевой основе применительно к лазерной LMD-наплавке / Евгенов А. Г., Неруш С. В., Василенко С. А. // Труды ВИАМ. – 2014. – № 5.

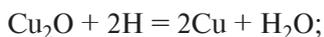
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ МЕДИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВОДОРОДНО-КИСЛОРОДНОЙ

Бартенев И. А.

Карагандинский технический университет, Караганда, Казахстан
igor_svar@mail.ru

Сварка меди осложняется высокой теплопроводностью, большой жидкотекучестью и образованием трещин и пор при взаимодействии с водородом и кислородом в расплавленном состоянии. Водород значительно растворим в твердой меди и ещё больше в жидкой меди. После кристаллизации медь становится хрупкой и растрескивается («водородная болезнь меди»). Поэтому при сварке необходима надежная защита металла от водорода и кислорода. Вследствие высокой теплопроводности меди для её сварки необходимы мощные источники теплоты с концентрированным нагревом, а также предварительный подогрев. [1]

Наиболее распространена дуговая сварка меди неплавящимся вольфрамовым электродом в среде защитного газа аргона и ручная дуговая покрытыми электродами. В данной работе исследовали технологию плазменной сварки меди с использованием портативного аппарата Мультиплаз-2500 и воды в качестве рабочей жидкости. Принцип работы такого аппарата основан на диссоциации воды и использования полученных водорода и кислорода для плазмообразования. Температура в режиме прямой дуги достигает 8000 °С. Плазменную сварку меди и медных сплавов с использованием обычных плазмотронов можно сравнить с аргонодуговой сваркой этих сплавов. Аргон, гелий или их смесь применяются для сварки всех сплавов. Водород не используется при сварке меди, т. к. вызывает образование трещин. Раскисление меди и защита при исследованном способе плазменной сварки осуществляется под действием двух факторов – составу плазмы горелки (водород и кислород) и составу атмосферного воздуха (74 % азота). Атомарный водород из плазмы раскисляет медь по реакции [2]:



Азот из атмосферного воздуха при температурах плазмы 6000–7000 К имеет парциальное давление в 4 раза большее, чем у кислорода и выполняет роль защитного газа, т. к. не образует хрупкие нитриды с медью. Азот по отношению к меди является нейтральным газом и применяется в качестве защитного газа при дуговых способах сварки.

Были проведены исследования по определению влияния режимов плазменной сварки аппаратом Мультиплаз-2500 на образование характерных дефектов – пор и трещин. Температура подогрева меди при сварке влияет на основные процессы: проплавление металла, размеры сварочной ванны, пористость шва. Наилучший эффект дают температуры нагрева кромок 550–700 °С. Этот диапазон основывается на том, что при более низких температурах снижается пластичность меди, а при 700–800 °С развивается склонность к трещинам. Получены сварные швы без трещин и пор, что свидетельствует о высоких возможностях плазменной сварки с использованием водорода.

Энергетические возможности процесса также выше, чем у дуговой сварки. Для ручной дуговой сварки меди толщиной 4 мм сварочный ток 160–200 А при напряжении 25–27 В [1]. Следовательно, для сварки потребляется энергия порядка 4000–5400 Вт, что требует для дуговой сварки меди толщиной 4 мм источник питания на 5 кВт. В экспериментах по плазменной сварке был использован аппарат Мультиплаз-2500 мощностью 2,5 кВт. Поэтому можно считать, что плазменная сварка с водородно-кислородным плазмообразованием примерно в 2 раза экономичнее дуговой сварки.

Газовая сварка с использованием водородно-кислородной смеси, получаемой в гидролизном генераторе, применяется достаточно давно [3]. Для получения нормального пламени, чтобы избежать красноломкости меди и «водородной болезни», смесь газов обогащали парами бензина или спирта. Но при сварке пластин из меди толщиной 0,5 и 1,0 мм такой газовой горелкой удовлетворительного качества сварного соединения не получено. Исследованная технология плазменной сварки пластин меди толщиной

1,0–4,0 мм с использованием аппарата Мультиплаз-2500 обеспечивает качественные сварные швы без трещин и пор.

Библиографический список

1. Технологии сварки плавлением и термической резки металлов / Под ред. В. А. Фролова. – М. : Альфа-М : ИНФРА-М, 2016. – 448с.
2. Сварка и свариваемые материалы : В 3-х т. Т. 1. Свариваемость материалов / Под ред. Э. Л. Макарова – М. : Металлургия, 1991. – 528 с.
3. Корж В. Н., Попиль Ю. С. Обработка металлов водородно-кислородным пламенем. – Киев : Экотехнология, 2010. – 194 с.
4. Банов М. Д., Масаков В. В., Плюснина Н. П. Специальные способы сварки и резки. – М. : Академия, 2011. – 208 с.
5. Соснин Н. А., Ермаков С. А., Тополянский П. А. Плазменные технологии. – СПб. : Изд-во Политехнического университета, 2013. – 406 с.

КАНАЛОВАЯ МОДЕЛЬ ПОДВОДНОЙ МОКРОЙ РЕЗКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК

Ван П.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. wpf83387973@gmail.com*

Введение

Подводная мокрая резка применяется при подводно-технических работах для удаления дефектного металла, проведении ремонтных и монтажных операций на глубинах до 60 м. Наиболее распространенным способом резки является ручная резка экзотермическими трубчатыми электродами с подачей режущего кислорода. Механизация и автоматизация подводной мокрой резки очень важна для развития глубоководных технологий, включая разработку технологий мокрой резки на экстремальных глубинах до 500 м, в том числе аварийно-спасательные операции МЧС и ВМФ.

Целью исследований являлось исследование металлургических процессов при подводной мокрой резке сталей.

Методика исследований

Для подводной мокрой резки использовали образцы углеродистой стали 3 сп размером $200 \times 100 \times 8$ мм. Подводную мокрую автоматическую резку производили на лабораторной установке с применением порошковых проволок диаметром 2 мм с коэффициентом заполнения шихтой 12 %. Источником тока являлся трансформаторный выпрямитель ESAB Origo MIG L405 с напряжением холостого хода 45 В, скорость подачи проволоки изменяли в пределах 5–9 м/мин, скорость реза 190 мм/мин, длина реза 100 мм, глубина погружения образца 400 мм. Термодинамические расчёты производили с помощью программ «FactSage» (Канада) и «Ивтантермо» (Институт высоких температур РАН) на основе термодинамических данных индивидуальных веществ.

Результаты исследований

Подводная мокрая резка осуществляется в парогазовом пузыре при интенсивном разложении воды и компонентов шихты в узком канале, рис. 1.

Подводная резка состоит из формирования сквозного канала реза под влиянием циклического процесса из чередующихся рабочих и холостых циклов тока и напряжения. Рабочий цикл имеет фазы: короткое замыкание, развитие дуги, удлинение дуги при прорезании канала и обрыв дуги при вытеснении шлака из сквоз-

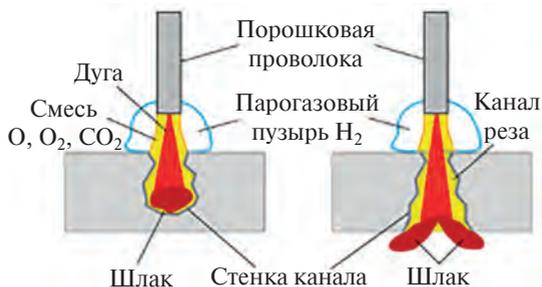


Рис. 1. Канальная модель подводной мокрой дуговой резки стали с применением порошковой проволоки

ного канала. В работе определили фазовый состав окислительной смеси для порошковой проволоки, выполнили моделирование теплофизических свойств плазмы.

Выводы

1. Механизм подводной мокрой резки сталей порошковой проволокой заключается в формировании канала реза, заполненного окислительной газовой смесью в узкой локальной зоне, которая находится вокруг активного пятна дуги внутри парогазового водородного пузыря. Окислительная смесь образуется при диссоциации компонентов шихты и при нагреве стали инициируются реакции окисления железа с образованием шлаковой фазы, которая вытесняется давлением дуги из канала реза.

2. Для осуществления реза необходимо наличие газовой смеси в зоне реза с высоким окислительным потенциалом, с содержанием молекулярного и атомарного кислорода, углекислого газа и оксида азота, что достигается при диссоциации азотистых и углекислых солей щелочных металлов, а также углекислой соли железа. Наиболее высокое содержание молекулярного и атомарного кислорода обеспечивает диссоциация солей KNO_3 и FeCO_3 .

3. При моделировании химического состава шихты необходимым условием является увеличение энтальпии, внутренней энергии, теплоёмкости и теплопроводности газовой фазы, а также сохранение высокого окислительного потенциала газовой смеси и ионизации плазмы. Это условие выполняется при оптимальном содержании солей KNO_3 , FeCO_3 в шихте в диапазоне 50–60 % общей массы. Введение K_2CO_3 и FeCO_3 позволяет повысить энтальпию газовой смеси в диапазоне температур 1000–3000 К на 40–70 % по сравнению с системой на основе KNO_3 .

КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X18H10T С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ ТС6

Вихман В. Б.¹, Кархин В. А.², Хомич П. Н.²

¹АО «ЦНИИМ», Санкт-Петербург, Россия

²СПбГПУ им. Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия
vihser@yandex.ru

В процессе разработки новых конструкций современной техники необходимо разрешить проблемы:

- совершенствования массовых характеристик конструкций за счет применения разнородных материалов;
- повышения надежности и герметичности емкостей с рабочей жидкостью путем замены резиновых колец уплотнения на сварное соединение из нержавеющей стали с титановым сплавом.

Получены следующие результаты работы.

1. Разработана КД на сварные образцы из разнородных материалов: титановый сплав ТС6 (BT1-0) со сталью 08X18H10T (12X18H10T) с применением материала – посредника (проставки) из биметалла (BT1-0 + V + 08X18H10T), полученного сваркой взрывом. Толщина промежуточного слоя из ванадия составляет 0,3 мм).

2. Контрольными испытаниями на отрыв установлено:

– что предел прочности биметалла сталь 08X18H10T – титановый сплав BT1-0, изготовленного СВ с применением прослойки ванадия составляет не менее 540 МПа.

3. Отработана технология ЭЛС образцов с применением биметаллических проставок, полученных СВ. Изготовлены образцы сварных соединений из разнородных материалов.

4. На основании аналитических расчетов с применением метода источников и с учетом предельно допустимой температуры на границе соединения компонентов биметаллического материала – посредника (проставки) установлено, что в конструкции толщиной 2,5 мм при ЭЛС и АрДС расстояние от границы

соединения компонентов в биметаллической проставке до стыков проставки с деталями должно быть соответственно не менее 6 мм и 10 мм. Этот вывод подтвержден также механическими испытаниями образцов, изготовленных с применением ЭЛС.

5. Проведены исследования механических свойств и структур сварных соединений образцов из разнородных материалов и влияния на них теплового процесса сварки.

6. Разработаны рекомендации по проектированию сварных соединений из разнородных материалов.

7. Проведены ускоренные коррозионно-климатические испытания (УКИ) образцов сварных соединений из разнородных материалов по методам А и Б в специальных испытательных камерах согласно Методике УКИ М6636-074-07529945-2017.

Результаты испытаний в объеме требований Методики УКИ показали, что параметры испытательных циклов сварных образцов из разнородных материалов, целью которых является подтверждение гарантийного срока сохранности сварного соединения, не оказывают влияния на коррозионное состояние исследованных пар сварных соединений разнородных материалов. Предел прочности сварных соединений 08X18N10T – титановый сплав ТС6 (с проставкой, полученной методом СВ) составляет не менее 440 МПа.

Библиографический список

1. С. М. Гуревич. Справочник по сварке цветных металлов. – Киев : Наук. думка, 1981. – 606 с.

2. С. М. Гуревич, М. М. Нероденко и др. Металлургия и технология сварки тугоплавких металлов и сплавов на их основе. – Киев : Наук. думка, 1982. – 303 с.

3. Н. С. Виноградов, В. Б. Вихман, к. т. н., И. В. Никитина, Л. Б. Первухин и др. Исследования механических свойств и структуры соединения компонентов биметалла из титанового сплава ТС6 и стали 08X18N10T, изготовленного с применением сварки взрывом // Труды «МИТ. – Том 12, часть 1. – Москва, 2012. – С. 109–122.

4. В. А. Кархин. Тепловые процессы при сварке. – 2-е изд. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 572 с.

ОСОБЕННОСТИ РАЗДЕЛЕНИЯ ВЕЩЕСТВ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ КОНВЕРТИРОВАНИИ

Волков А. А.¹, Раскатов Е. Ю.¹, Акшенцев Ю. Н.²

¹*Уральский федеральный университет имени
первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

²*Институт физики металлов имени М. Н. Михеева
Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия*
e.j.raskatov@urfu.ru

В настоящее время проявляется заметная тенденция увеличения объемов производства рафинированных материалов для машиностроения и химической промышленности. Это предопределило необходимость разработки инновационной технологии промышленного производства различных веществ.

Для этого производства было найдено техническое решение использования оборудования и был изготовлен прототип установки центробежного конвертирования.

Установку, возможно, использовать для обработки различных веществ в поле высокого тяготения с нагревом плазмой до температуры 5000 °С. Давление на вещество создается за счет вращения тигля со скоростью до 40 000 об/мин.

Работа направлена на испытание конструкции разработанного прототипа и подтверждение эффективности использования центробежного конвертирования по разделению веществ в поле высокого тяготения при высоких температурах.

Испытания конструкции проведены в виде эксперимента по диссоциации сульфида меди в плазме при коэффициенте гравитации более 33 000 ед.

Предлагаемая методика может решить задачи восстановления металлов из оксидов руды. При высоких температурах горения плазмы могут протекать процессы диссоциации веществ, на различные химические элементы, которые при большой гравитации вещества в тигле могут разделяться по их плотностям. Рафинирующая способность процесса может усиливаться за счет испарения

из вещества легкокипящих химических элементов, например, таких как сера и фосфор. Предлагаемый способ обладает возможностью осуществлять не только восстановительные процессы, но и окислительные, если того требует процесс разделения химических элементов.

ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Воробьев Ф. М.

*ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого», Санкт-Петербург, Россия. fedovor94@gmail.com*

Создание на поверхности сталей требуемых физико-механических свойств является одной из основных задач современной металлургии. В последнее время воздействие высокоэнергетическими источниками излучения на сплавы получило широкое распространение. Такой метод условно можно отнести к нетрадиционной технологии обработки сталей, но в последнее время он получает все большее распространение. Постепенное распространение данной обработки связано с тем, что в ней реализуются такие теплофизические условия процесса, которые невозможно достичь с использованием традиционных способов обработки [1].

Одним из основных назначений электронно-лучевой наплавки является повышение стойкости сталей к абразивному и коррозионному износу при воздействии внешней среды; такой способ обработки используется для повышения срока службы деталей [2]. Как правило, для наплавки используются различные тугоплавкие соединения (оксиды, карбиды и бориды переходных металлов). Отличительной особенностью таких соединений является их высокая твердость и стойкостью по отношению к воздействию большинства коррозионно-активных сред (кислоты, расплавы солей и т. п.).

Цель проводимого исследования заключается в изучении вопроса модифицирования сталей электронным пучком. Для достижения поставленной цели проведен анализ основных процессов обработки сталей пучками электронов и основных параметров данной обработки.

На рисунке 1 показана схема электронно-лучевой наплавки.

Электронный пучок создает область высоких температур в точке узкого пятна воздействия. Высокая температура расплавляет металл, куда дозируется порошок наплавочного материала. Изделие, на которое производится наплавка, постепенно перемещается в вакуумной камере при условии неподвижности электронной пушки относительно детали. Поскольку наплавка производится преимущественно в вакууме, то значение имеет размер частиц наплавочного порошка. Считается, что порошки размером частиц менее 50 мкм являются недостаточно сыпучими в вакууме, поэтому их стараются не использовать. Наиболее пригодны для наплавки в вакууме порошки с размером частиц 50–350 мкм. Считается, что повышение размера частиц выше границы 350 мкм приводит к повышению затрат энергии на расплавление.

Наплавка может проводиться с использованием различных схем, где используются не только плоские детали, но и детали торoidalной, а также цилиндрической формы.



Рис. 1. Схема электронно-лучевой наплавки

Если рассматривать преимущества использования электронного луча для поверхностной обработки сталей, то безусловными достоинствами такого метода является его высокая прецизионность (в том числе благодаря малому пятну контакта) и высокая удельная мощность. Несмотря на большое число достоинств технологии электронно-лучевой обработки сталей, существуют и определенные недостатки: 1) проблема масштабирования обработки крупногабаритных деталей; 2) сравнительно невысокая глубина обработки; 3) выделение вредных соединений; 4) создание вакуума.

Помимо использования ряда тугоплавких соединений для обработки электронным пучком, поверхности сталей часто модифицируют углеродными наноматериалами. Помимо вакуумной обработки пучками электронов также широко распространена и вневакуумная обработка. Выведение пучка электронов в атмосферу широко используется для наплавки. Действующие ускорители ИЯФ СО РАН позволяют обеспечивать высокую скорость обработки поверхности. Производительность наплавки может достигать $30 \text{ см}^2/\text{с}$.

Использование электромагнитной развертки позволяет отклонять электронный луч на 45° . Обработка производится при предварительном нанесении тугоплавких соединений. Авторы указывают, что данный способ обработки позволяет расплавлять большинство материалов, а электронный пучок может проникать в металлические материалы на $0,1\text{--}10 \text{ мм}$. Основное достоинство метода по сравнению с вакуумной электронно-лучевой наплавкой заключается в хорошем перемешивании материала основы и наплавляемого материала. Помимо этого, во многом решается проблема обработки деталей сложной формы.

Библиографический список

1. Скорынина, П. А. Цементация в плазме электронного пучка аустенитной хромоникелевой стали / П. А. Скорынина, Н. Н. Соболева, А. В. Макаров, А. И. Меньшаков, Н. В. Гаврилов, А. Л. Осинцева //

В сборнике: Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы – 2018. Материалы IX Международной научно-технической конференции. 2018. – С. 147–149.

2. Панин, В. Е. Электронно-лучевая наплавка порошковых карбидосталей / В. Е. Панин, В. Г. Дураков, Г. А. Прибытков, И. В. Полев, С. И. Белюк // Физика и химия обработки материалов. – 1998. – № 6. – С. 53–59.

СВАРКА ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Голиков Н. И.^{1,2}, Сидоров М. М.¹, Максимова Е. М.^{1,2},
Санников И. И.¹, Сараев Ю. Н.³

¹*Институт физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова
СО РАН – обособленное подразделение ЯНЦ СО РАН, Якутск, Россия*

²*Федеральный научный центр «Якутский научный центр СО РАН»,
Якутск, Россия*

³*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
nikiforova_em@mail.ru*

Сварка, как основной технологический метод, применяемый при создании конструкций ответственного назначения, оказывает большое влияние на прочностные свойства создаваемых конструкций, работающих в различных условиях эксплуатации. Сварка в условиях низких климатических температур имеет свои особенности, связанные с увеличением скорости охлаждения сварных соединений [1, 2]. С ростом скорости охлаждения увеличивается вероятность образования закалочных структур, что может привести к снижению сопротивляемости сварных соединений к хрупким разрушениям.

Одним из методов улучшения структуры и повышения ударной вязкости сварных соединений является применение импульсных технологий сварки [3]. Импульсные технологии сварки имеют существенные преимущества по сравнению с традиционным методом – ручной дуговой сварки постоянным током покрытыми электродами. Достоинством применения импульсных техноло-

гий является возможность влияние на тепловые характеристики сварочной ванны и скорость охлаждения металла при заданном подводе тепла путем соответствующего выбора параметров импульса [4]. В то же время свойства сварного соединения во многом зависят также от применяемого сварочного материала. Выпускаемые новые сварочные материалы не всегда могут применяться в тех или иных условиях сварки. Подобные несоответствия в конечном итоге влияют на качество сварного соединения. Такая проблема обусловлена, в основном запуском в производство недостаточно апробированных разработок, снижением требований и объемов контроля продукции и их технологических пределов [5].

В связи с этим исследования, направленные на поиск путей повышения надежности сварных конструкций ответственного назначения, эксплуатирующихся в условиях отрицательных температур являются актуальными. Данные исследования позволят оценить возможность применения новых перспективных сварочных технологий и материалов при низких климатических температурах.

В работе представлены результаты исследований структуры и механических свойств сварных соединений конструкционной низколегированной стали 10ХСНД, выполненных стационарным и импульсным методами сварки при отрицательных температурах окружающего воздуха (минус 40 °С), с применением покрытых электродов отечественного производства УОНИ 13/Мороз. В ходе исследований выявлены особенности структур металла шва и зоны термического влияния при сварке источниками питания постоянного и модулированного тока. По результатам ударных испытаний показано, что режим адаптивной импульсно-дуговой сварки по сравнению со стационарным режимом обеспечивает повышение в 1,5 раза ударной вязкости металла шва при снижении температуры испытаний образцов до –60 °С.

Таким образом, проводимые исследования подтверждают перспективность развиваемого подхода и являются важным этапом работ, направленных на повышение работоспособности сварных конструкций Севера и Арктики.

Библиографический список

1. Ларионов В. П. Электродуговая сварка конструкций в северном исполнении. – Новосибирск : Наука, 1986. – 256 с.
2. Ekaterina M. Maksimova. Study of the structure of the 09G2S grade steel welded joints performed by welding at subzero temperatures // Procedia Structural Integrity 20 (2019) 174–179, <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.12.135>
3. Saraev Yu. N., Golikov N. I., Maksimova E. M., Sidorov M. M. Influence of low temperature on structure and impact strength of structural steels welded joint s// Journal of physics : Conference series. IV International Scientific and Technical Conference “Mechanical Science and Technology Update”, MSTU2020. DOI: 10.1088/1742–6596/1546/1/012068
4. Saraev Y. N., Bezborodov V. P., Gladkovskiy S. V., Golikov N. I. Improving the reliability of metallic structures in service in the conditions with low climatic temperatures by efficient application of advanced methods of modification of the zone of the welded joint // Welding international. – 2017. – Т. 31. – С. 631–636.
5. Голиков Н. И., Сидоров М. М., Сараев Ю. Н. Климатические испытания сварочных материалов при отрицательных температурах // Сварочное производство. – 2019. – № 7. – С. 31–37.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ КАРБОТЕРМИЧЕСКИЙ СОВМЕСТНЫЙ СИНТЕЗ СПЛАВА WC-Co В ВАКУУМЕ

Голуб А. В.¹, Румянцев Н. И.², Цеменко В. Н.¹, Ганин С. В.¹

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

²*Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет), Санкт-Петербург, Россия*

dr.sasgol@yandex.ru

Совершенствование физико-механических, прочностных и эксплуатационных характеристик инструмента, изготавливаемого из твёрдого сплава, в настоящее время осуществляется за счет снижения размера спеченного зерна основной фазы (карбида

вольфрама). Одним из способов достижения требуемой дисперсности инструментальных твердых сплавов является синтез субмикронного порошка карбида вольфрама с последующим его смешением с материалом металлосвязкой и ингибиторами роста зерна. По общему мнению, метод карботермического восстановления – это дешевый способ, не требующий специального оборудования [1,2].

Разработан способ получения субмикронных порошков состава WC-Co путем совместного низкотемпературного карботермического синтеза в вакууме, позволяющий пренебречь стадией интенсивного смешения в размольном оборудовании и как следствие снижающий вероятность неравномерного распределения компонентов системы и уменьшающий количество производственных переделов в процессе изготовления твердосплавного инструмента.

Подготовка образцов для исследований:

В работе в качестве исходных компонентов использовались вольфрамовый ангидрид WO_3 и оксид кобальта Co_3O_4 производства АО «КЗТС». В качестве ингибиторов роста зерна использовались карбид хрома Cr_3C_2 и карбид ванадия VC производства АО «КЗТС». Перед проведением синтеза порошков WC-Co проводили восстановления вольфрамового ангидрида WO_3 (α – оксид) до β – оксида $WO_{2,9}$ (синий оксид вольфрама) при температуре 550 °С в среде водорода. Использование $WO_{2,9}$ позволяет получать мелкодисперсный и субмикронный порошок карбида вольфрама, необходимый для производства инструмента из твердого сплава [3]. После восстановления триоксида вольфрама производилось его смешение с углеродной сажей, оксидом кобальта и ингибиторами роста зерна в шаровой мельнице в пропорциях, рассчитанных для получения двух вариаций итогового соотношения компонентов. В качестве исследуемых составов были выбраны ВК6 и ВК10, являющиеся основными используемыми в токарной обработке жаропрочных сплавов. Соотношение исходных компонентов представлено в таблице 1.

Таблица 1

Состав исходных компонентов для синтеза сплавов

| Сплав | Компонент, масс. % | | | | |
|-------|--------------------|--------------------------------|-------|--------------------------------|------|
| | WO _{2,9} | Co ₃ O ₄ | Сажа | Cr ₃ C ₂ | VC |
| ВК6 | 76,20 | 6,90 | 15,50 | 0,40 | 1,00 |
| ВК10 | 72,70 | 11,00 | 15,50 | 0,40 | 0,40 |

Полученные смешением составы смесей гранулировали на растворе синтетического каучука в бензине в количестве 0,6 %, нагревали до температуры 1000 °С в вакууме. Синтезированный порошок деагломерировали посредством интенсивной высокоэнергетической бисерной мельницы с размером мелющих тел 0,5 мм и добавкой пластифицирующей добавки для последующего изготовления пресс-порошка. Пресс-порошок гранулировали на распылительной сушилке в среде азота. Заготовки режущих сменных многогранных пластин формовали на гидравлическом прессе и спекали в вакуум-компрессионной печи.

Результаты исследований:

Магнитные и физико-механические характеристики спеченных образцов приведены в таблице 2. РЭМ фотографии микроstructures образцов представлен на рисунках 1–2.

Таблица 2

**Результаты исследований магнитных
и физико-механических характеристик спеченных образцов**

| Параметр | Результат | |
|------------------------------|-------------|-------|
| | ВК6 | ВК10 |
| Плотность, г/см ³ | 14,74 | 14,38 |
| НРА | 94 | 92,5 |
| HV30 | 1922 | 1674 |
| K1с, МПа*м ^{1/2} | 7,8 | 9,4 |
| Пористость, об. % | A0,04 | A0,02 |
| Размер пор, мкм | <10 | |
| Своб. углерод, об. % | С00 | |
| η-фаза | Отсутствует | |

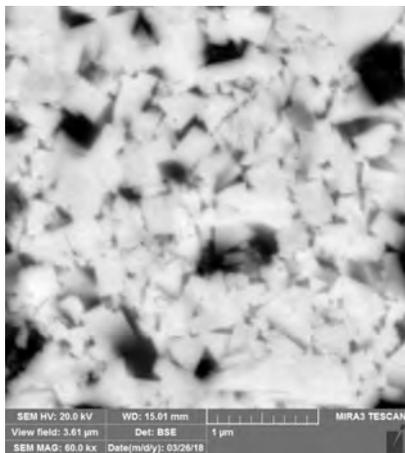


Рис. 1. РЭМ снимок
микроструктуры сплава ВК6

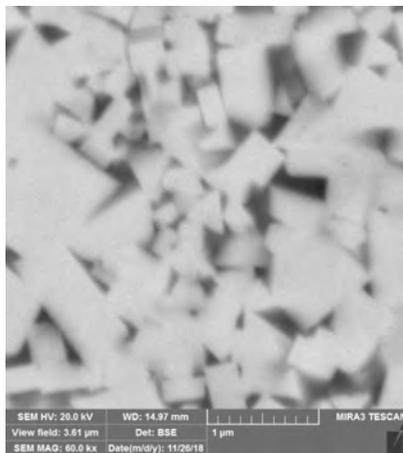


Рис. 2. РЭМ снимок
микроструктуры сплава ВК10

Обсуждение результатов:

Полученные путем низкотемпературного карботермического синтеза сплавы по физико-механическим характеристикам соответствуют субмикронным сплавам и могут применяться для токарной обработки жаропрочных сплавов, о чем свидетельствуют высокие характеристики твердости и трещиностойкости образцов. Анализ зернистости сплавов ВК6 и ВК10 указывает на средний размер зерна 0,4 мкм и 0,7 мкм соответственно. Примечательно отсутствие в сплавах η – фазы, отсутствие которой характеризует полученные образцы как структурно сформированные, поскольку при температуре синтеза 1000 °С невозможно добиться отсутствия сложных карбидов $Co_xW_yC_z$, полное растворение которых происходит при температуре свыше 1200 °С [4].

Экспресс испытания режущих платин из сплавов ВК6 и ВК10 по жаропрочному сплаву показали их удовлетворительную стойкость к износу в процессе резания.

Выводы:

1. Отработан режим получения синего β – оксида вольфрама $WO_{2,9}$. Определено оптимальное соотношение исходных

компонентов исходя из особенностей проведения синтеза порошков в вакууме.

2. Отработана технология получения субмикронных сплавов путем низкотемпературного карботермического синтеза.

3. Отработан режим получения порошков состава WC-Co с ингибиторами роста зерна без использования длительного смешения компонентов.

4. Отмечена особенность микроструктуры полученных сплавов: равномерного распределение металлосвязки, достаточно равномерное распределение по размеру зерна карбида вольфрама при его субмикронном размере.

5. Проведённые режущие испытания показали перспективность использования полученных сплавов в качестве материала для режущего инструмента, в частности для обработки жаропрочных сплавов.

Библиографический список

1. G. D. Sun, K. F. Wang, C. M. Song, G. H. Zhang, A low-cost, efficient, and industrially feasible pathway for large scale preparation of tungsten nanopowders, *Int. J. Refract. Met. H.* 78 (2019) 100–106.

2. K. F. Wang, G. D. Sun, Y. D. Wu, G. H. Zhang, Size-controlled synthesis of high-purity tungsten carbide powders via a carbothermic reduction–carburization process, *Int. J. Refract. Met. H.* (2019) 104975.

3. Третьяков В. И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов / В. И. Третьяков. — М. : Металлургия, 1976. — 582 с.

4. Панов В. С. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них / В. С. Панов, А. М. Чувилин. — М. : «МИСИС», 2001. — 428 с.

ПОИСК ПУТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР

Григорьева А. А.¹, Непомнящий А. С.^{1,2}, Сараев Ю. Н.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия*

litsin@ispms.tsc.ru

В связи с повышением значимости освоения северных территорий России важное значение приобретает надежность металлоконструкций, способных обеспечивать свою работоспособность в условиях низких климатических температур. Анализ работы таких металлоконструкций в условиях Крайнего Севера и Арктики показывает, что срок их эксплуатации весьма ограничен во времени. Разрушение металлоконструкций, как правило, начинается в области сварного соединения, что свидетельствует о том, что эта зона уступает по отдельным прочностным и эксплуатационным показателям основному металлу. От состояния зон неразъемных соединений металлоконструкций зависит жизненный цикл изделия в целом. Он определяется динамикой деградации конструкции в условиях низкочастотного термоциклирования и годовых погодноклиматических изменений Севера [1].

С учетом сказанного, поиск путей повышения надежности конструкций ответственного назначения, работающих в условиях низких климатических температур Севера, является актуальной задачей, приобретающей особое значение при реализации Национальных проектов в Российской Федерации.

Одним из путей, направленных на решение вышеуказанной задачи, может быть совершенствование технологий сооружения и ремонта конструкций ответственного назначения, способных за счет регулируемого тепловложения обеспечивать снижение структурной неоднородности в зонах неразъемных соединений [2]. Примером таких технологий может быть применение

импульсных технологических процессов сварки, которые в последнее время находят все большее применение в практике мирового промышленного производства. Однако, их применение требует проведения дополнительных комплексных теоретических и экспериментальных исследований процессов тепломассопереноса электродного металла, формирование и кристаллизацию металла шва из расплава, реализуемых методами сварки и наплавки [3]. Результатом проводимых исследований должно стать установление взаимосвязи между характеристиками тепломассопереноса каплей электродного металла, теплосодержанием сварочной ванны и структурой, физико-механическими и эксплуатационными свойствами неразъемных соединений материалов, что позволит сформулировать основы повышения ресурса и живучести изделий технических систем, имеющих сварные соединения и наплавленные покрытия.

Изучение характера плавления и переноса электродного металла в сварочную ванну, а также учет размеров каплей электродного металла, их теплосодержания имеют решающее значение для понимания особенностей кристаллизации сварочной ванны, определения скорости ее кристаллизации в зависимости от теплосодержания расплава. Такие возможности, удовлетворяющих сформулированной задаче, является применение методов адаптивного импульсного высокоэнергетического воздействия на характеристики плавления, переноса электродного металла и кристаллизации сварочной ванны, которые лежат в основе АРТ (adaptive pulse technology) технологий [4].

Для достижения поставленной цели требуется разработка алгоритмов управления энергетическими параметрами режима, определяющих теплосодержание сварочной ванны, скорость ее кристаллизации, характер протекания физико-химических процессов, структурно-фазовых превращений в металле шва и зоне термического влияния. Важно, чтобы разрабатываемые алгоритмы управления энергетическими параметрами режимов позволяли обеспечивать стабильность тепловых и энергетических характеристик в ходе технологических процессов сварки и наплавки,

а также характеристик массопереноса, которые определяют структурные, прочностные и эксплуатационные свойства неразъемных соединений.

Заключение. Опыт промышленного применения процессов адаптивной импульсно-дуговой сварки, применяемых в климатических условиях Крайнего Севера и Арктики, подтверждает перспективность их применения при монтаже и ремонте конструкций ответственного назначения [5]. Полученные результаты открывают дополнительные возможности обеспечения надежности и живучести технических систем, работающих в условиях низких климатических температур.

**Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021–2023 годы, проект FWRW-2021-0003.*

Библиографический список

1. Поисковые исследования повышения надежности сварных металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях Севера / Ю. Н. Сараев, Н. И. Голиков, М. М. Сидоров, Е. М. Максимова, С. В. Семенов, М. В. Перовская // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 30–42.

2. Сараев, Ю. Н. Развитие научных основ повышения надежности металлических конструкций при эксплуатации в условиях низких климатических температур / Ю. Н. Сараев // Сварочное производство. – 2017. – № 4. – С. 57–58.

3. Сараев Ю. Н. Структура и твердость наплавленных на низкоуглеродистую сталь износостойких покрытий при низкочастотной модуляции тока / Сараев Ю. Н., Безбородов В. П., Перовская М. В., Семенчук В. М. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2020. – Том 63. – № 6. – С. 469–473.

4. Сараев Ю. Н. Опыт разработки и практического применения адаптивных импульсно-дуговых методов сварки для строительства и ремонта магистральных трубопроводов / Ю. Н. Сараев // Вопросы материаловедения. – 2015. – № 1. – С. 210–219.

5. Saraev Y. N. The development and practical application of adaptive pulsed-arc welding in the manufacturing and repair of metal structures responsible function / Saraev Y. N., Lebedev V. A., Solodsky S. A. // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Т. 682. – P. 332–338.

ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА НАНОПОРОШКОВЫХ МИКРОГРАНУЛ СИСТЕМЫ W-Ni-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАСПЫЛИТЕЛЬНОЙ СУШКИ

Дорофеев А. А., Фадеев А. А., Синайский М. А.,
Завертяев И. Д., Самохин А. В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Россия*
adorofeev@imet.ac.ru

Использование различных порошковых материалов активно развивающимися технологиями аддитивного производства (АП) предоставляет широкие возможности для создания с высокой точностью объектов сложной формы, представляющих значительный интерес для последующего использования во всевозможных секторах экономики [1]. Одним из примеров уникальных материалов для изготовления деталей методами АП, в использовании которых заинтересованы атомная энергетика, космическая и оборонная отрасли, являются псевдосплавы на основе вольфрама [2]. Эти сплавы обладают совокупностью полезных свойств – высокими значениями плотности, прочности, коррозионной стойкости и теплопроводности, что делает их идеальными материалами для широкого спектра применений. Помимо этого, известно, что уменьшение размера зерна вольфрама в структуре псевдосплава значительно повышает его физико-механические характеристики [3]. Для получения таких материалов эффективным подходом является плазменная обработка предварительно гранулированных нанопорошков псевдосплавов, полученных методом плазмохимического синтеза [4].

Целью данной работы являлось получение сферических беспористых микрочастиц системы W-Ni-Fe с субмикронной внутренней структурой из нанопорошковых микрогранул в потоке термической плазмы. Для получения нанопорошковых микрогранул в диапазоне размеров от 25 до 63 мкм использовался нанопорошок системы W-Ni-Fe со средним размером 70 нм, полу-

ченный на установке плазмохимического синтеза нанопорошков ИМЕТ РАН в результате восстановления оксидного сырья вышеуказанных металлов в водородосодержащей плазме. Экспериментальные исследования процесса гранулирования осуществлялись на установке Buchi Mini Spray Dryer B-290 при использовании метода распылительной сушки суспензий на основе наночастиц. Экспериментальные исследования процесса сфероидизации микрогранул системы W-Ni-Fe выполнены на плазменной установке обработки порошковых материалов ИМЕТ РАН с номинальной мощностью 30 кВт.

Физико-химический анализ получаемых сферических микропорошков включал в себя измерение распределения частиц по размерам методами лазерной дифракции, определение морфологии порошка с использованием электронной и оптической микроскопии, анализ содержания газовых примесей (O, N, H).

Для получения однородных нанопорошковых микрогранул округлой формы с равномерной внутренней структурой и не имеющих полостей были проведены исследования процесса гранулирования с изменением состава суспензии: дисперсной среды, концентрации дисперсной фазы и связующего компонента и расхода суспензии, подаваемой в распылительную форсунку. При выполнении исследований плазменной сфероидизации изменялись технологические параметры процесса плазменной сфероидизации: энтальпия плазменной струи, состав и расход плазмообразующего газа, а также конструктивные параметры: способы введения порошкового сырья в плазму.

В результате выполненных экспериментов по грануляции нанопорошка состава ВНЖ-90 на установке распылительной сушки была установлена возможность получения гранул со сферической формой частиц с выходом фракции с размером от 25 до 63 мкм до 70 %. Основными факторами процесса грануляции, определяющими выход нужной фракции, являлись максимальный расход суспензии при концентрации дисперсной фазы до 60 масс.% с минимальным количеством связующего компонента. Обработка полученных микрогранул в термической плазме показала

возможность получения порошка фракции в диапазоне размеров от 20 до 50 мкм со сферической формой частиц со степенью сфероидизации около 95 % и субмикронной внутренней структурой, характеризующейся средним размером зерна 1,5 мкм. Испытание опытной партии сфероидизированного микропорошка в процессах селективного лазерного сплавления на 3D-принтере установило возможность получения материалов с субмикронной структурой при использовании в качестве исходного сырья микропорошка состава ВНЖ-90 со сферической формой частиц.

Библиографический список

1. Frazier W. E. Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23(6), 1917–1928.
2. Research on Process and Microstructure Formation of W-Ni-Fe Alloy Fabricated by Selective Laser Melting DOI: 10.1007/s11665-010-9720-3.
3. Чувильдеев В. Н., Нохрин А. В., Баранов Г. В. и др. Исследование структуры и механических свойств нано- и ультрадисперсных механоактивированных тяжелых вольфрамовых сплавов // *Российские нанотехнологии*. – 2013. – том 8, № 1–2. – С. 94–104.
4. Патент РФ № 2707455. Сферический порошок псевдосплава на основе вольфрама и способ его получения. 2019 г.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ VIGA С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВС-ЛИГАТУРЫ

Ильющенко А. Ф., Талако Т. Л., Лецко А. И.,
Мачнев В. С., Реутенок Ю. А.

*Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа,
Минск, Беларусь. letsko@tut.by*

Представлены результаты исследований порошков жаропрочных сплавов FeNiCrAl и FeAlSiTi, полученных методом вакуумной индукционной плавки и распыления расплава инертным газом (VIGA) с использованием лигатуры полученной мето-

дом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-лигатура).

Показана возможность получения многокомпонентных сплавов заданного химического состава путем совместного переплава электротехнической стали 10895 (ГОСТ 3836-83) с лигатурой на основе сложных твердых растворов и интерметаллидов, полученной методом СВС. Фактор формы распыленных порошков составляет 0,85–0,91 (рис. 1). Анализ картин распределения элементов в характеристических излучениях свидетельствует об однородном распределении элементов в поперечном сечении частиц.

По данным рентгенофазового анализа, порошок сплава FeNiCrAl однофазный, параметр твердого раствора на основе железа $a = 0,28852(3)$ нм, средний размер кристаллитов составляет ≈ 106 нм.

На дифрактограмме порошка сплава FeAlSiTi, кроме твердого раствора на основе железа с параметром решетки $a = 0,28852(7)$ нм и средним размером кристаллитов ≈ 49 нм, идентифицируется

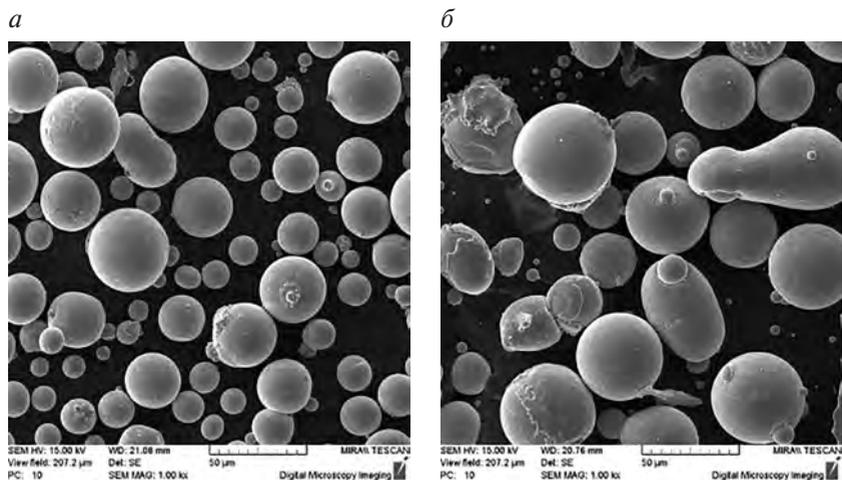


Рис. 1. Морфология распыленных порошков FeNiCrAl (а) и FeAlSiTi (б) сплавов

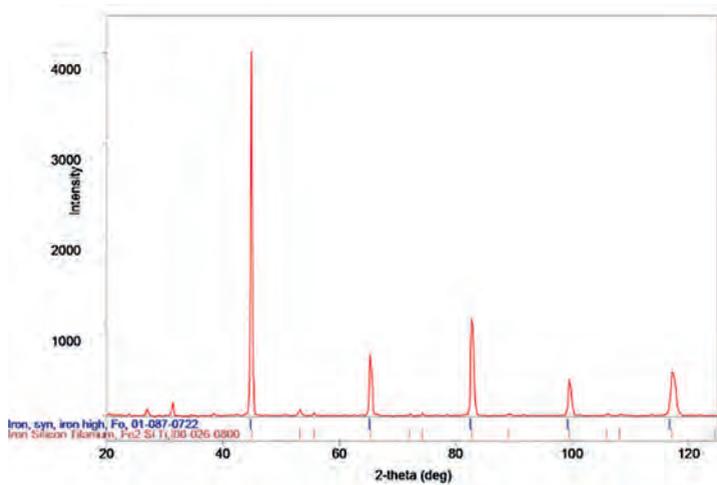


Рис.. 2. Дифрактограмма распыленного порошка сплава FeAlSiTi

силицид Fe_2SiTi ($\text{Ti}_{0.6}\text{Fe}_{2.4}\text{Si}$) (рис. 2). По данным рентгеноструктурного анализа, параметр кристаллической решетки фазы Fe_2SiTi $a = 0,5717(10)$ нм, средний размер кристаллитов составляет ≈ 28 нм, а его относительное содержание составляет 27 %.

Известно, что при введении добавок кремния и титана к низколегированным углеродистым сталям, после термообработки на твердый раствор и последующего старения в сталях формируются наноразмерные включения метастабильной упорядоченной фазы Fe_2SiTi диаметром от 3 до 100 нм с параметром решетки $a = 0,5709$ нм, способные значительно упрочнять материал и влиять на его деформационное поведение [1].

Упорядоченный интерметаллид Fe_2SiTi в СВС-лигатуре не обнаружен. Это свидетельствует о формировании включений Fe_2SiTi в процессе распыления и может быть связано с особенностями структуры СВС-лигатуры.

Библиографический список

1. M. Perrier et al. Mechanical properties of low carbon steel hardened by the Fe_2SiTi phase at high volume fraction // *J. Phys.: Conf. Ser.* **240** (2010) 012095

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕПЛОВОЙ ИСТОРИИ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Кладов И. В., Рыльков Е. Н., Курушкин Д. В.,
Жабрев Л. А., Панченко О. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. vanya49610@yandex.ru*

В данной научно-исследовательской работе рассматривается влияние тепловложения при выращивании каждого слоя на формирование микроструктуры заготовки для изучения возможности прогнозирования механических свойств и микроструктуры. В качестве технологии выращивания выступала электродуговая наплавка на базе низколегированной высокопрочной проволоки марки Aristorod 69. В ходе исследований были изготовлены экспериментальные образцы, состоящие из различного количества слоев для оценки тепловой истории образцов при наплавке. Для производства образцов был выбран саморегулирующегося капельный перенос металла, оценка стабильности переноса металла анализировалась с помощью высокоскоростной съемки. Для анализа тепловой истории было проведено математическое моделирование методом конечных элементов, рассчитаны скорости охлаждения, максимальные температуры и время нахождения в заданных интервалах температур. Для рассчитанных скоростей охлаждения была построена диаграмма распада аустенита. Был проведен анализ макро и микроструктуры. По результатам анализа было выявлено, что по росту образцов наблюдается формирование областей кристаллизации, перекристаллизации и отпуска, состоящих из мартенсита, мартенсита самоотпуска, бейнита, мартенсита отпуска, троостита и сорбита отпуска. Формирование той или иной структуры напрямую зависит от тепловой истории рассматриваемой области, определено, что кроме без диффузионных процессов микроструктуру заготовок определяют еще

и диффузионные. Испытания на определение механических свойств проведены в соответствии с ГОСТ 6996 и ИСО 6507. С увеличением высоты образцов наблюдается выравнивание значений микротвердости. Наблюдались различия механических свойств в поперечном и продольном сечении.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Колчанова А. В.¹, Григорьянц А. Г.¹, Колчанов Д. С.²

¹*Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана,
Москва, Россия*

²*ООО «Московский центр лазерных технологий», Москва, Россия
awkolchanova@gmail.com*

Технология селективного лазерного плавления (СЛП) относится к лазерным аддитивным процессам послойного изготовления изделий со сложной геометрией. аддитивного производства. Это позволяет значительно сократить цикл производства, снизить трудоёмкость и затраты на механическую обработку, уменьшить цены и риски при разработке новых изделий [1]. В настоящее время технология СЛП всё больше охватывает самые различные отрасли производства [2]. В последние годы прочность и твердость традиционных сталей не могут удовлетворить некоторым требованиям изделий, несущих большую нагрузку с необходимостью высокой износостойкости. Металло-матричные композиты (ММК) имеют много преимуществ, сочетая свойства матрицы и армирующих элементов: теплопроводность, электропроводность, износостойкость, небольшой коэффициент теплового расширения, хорошее демпфирование. Они широко используются в авиации, космической промышленности, атомной энергетике и других областях [3]. В настоящее время большое количество смежных исследований показало, что механические свойства сталей и сплавов могут быть

улучшены путем добавления керамических частиц [4]. Особый интерес представляет композиция со стальной матрицей, армированной карбидом титана.

Большинство работ, посвященных выращиванию методом селективного лазерного плавления композиционных изделий на основе стальной матрицы с армированием TiC, рассматривают одну определенную пропорцию составляющих, прослеживают влияние режимов, вводимой энергии и стратегий сканирования на механические и коррозионные свойства образцов. В данной работе представлены результаты изготовления образцов с различным содержанием армирующих элементов. Выделена область режимов селективного лазерного плавления, при которой образуется практически сплошная структура с минимальным количеством дефектов. Проведены механические испытания выращенных образцов. Выявлено влияние концентрации TiC на механические свойства, а также на изменение массы образцов.

Библиографический список

1. Лазерные аддитивные технологии в машиностроении: учебное пособие / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисуров, Р. С. Третьяков. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2018. – 280 с.
2. Zhao, Z.; Bai, P.; Guan, R.; Murugadoss, V.; Liu, H.; Wang, X.; Guo, Z. Microstructural evolution and mechanical strengthening mechanism of Mg-3Sn-1Mn-1La alloy after heat treatments. *Mater. Sci. Eng. A* 2018, 734, 200–209.
3. Zhao, Z.; Li, L.; Bai, P.; Jin, Y.; Wu, L.; Li, J.; Guan, R. The heat treatment influence on the microstructure and hardness of TC4 titanium alloy manufactured by SLM technology. *Materials* 2018, 11, 13181–13182.
4. Almangour, B.; Grzesiak, D.; Yang, J. Nanocrystalline TiC-reinforced H13 steel matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting. *Mater. Des.* 2016, 96, 150–161.

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ШВЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКЕ В ГАЗАХ

Коробов Ю. С.^{1,2}, Давыдов Ю. С.², Егорова Л. Ю.¹,
Смоленцев М. С.², Косачева О. А.²

¹*Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского
отделения РАН, Россия*

²*Уральский федеральный университет имени
первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*
yukorobov@gmail.com

При импульсно-дуговой сварке осуществляется регулируемое введение энергии в процессе образования и переноса капель металла, что дает возможность управлять процессами плавления и переноса каждой капли электродного металла. Это влияет на формирование сварочной ванны, структуры шва и зоны термического влияния, уменьшает степень остаточных деформаций сварных соединений при обеспечении стабильности режима в различных пространственных положениях. Также снижаются тепловложения, при аналогичных безимпульсному процессу средних токах, и разбрызгивание электродного металла. Эти особенности приводят к повышению характеристик сварных соединений из сталей различных классов и назначений, в частности, высокопрочных мартенситных сталей [1].

Однако в ряде случаев наложения импульсов может быть недостаточно, чтобы повысить свойства сварного соединения до уровня основного металла. В данной работе для этого использована подача в сварочную ванну дополнительной подогретой присадочной проволоки (ДПП), рассмотренная ранее отечественными и зарубежными исследователями [2, 3].

Исследования были проведены с использованием сварочной установки Шторм-Lorch S5, которая обеспечивает возможность варьирования импульсных режимов, и разработанного блока подачи ДПП, которая нагревается проходящим током от отдель-

ного источника питания, и подается в хвостовую часть сварочной ванны.

Импульсные режимы сварки были подобраны на основе ранее проведенных авторами исследований [4]. В качестве сварочного и присадочного материалов была использована азотсодержащая порошковая проволока $\varnothing 1,2$ мм марочного состава 50X18, обеспечивающая получение швов со структурой метастабильного аустенита (МСА). За счет синергетических эффектов при трансформации МСА в мартенсит при релаксации внутренних напряжений и/или внешнем нагружении такие швы сочетают высокую стойкость против образования холодных трещин и действия внешних нагрузок [5].

На основе результатов структурного исследования, рентгено-спектрального анализа, измерения микротвердости шва и зоны термического влияния в стали марочного состава 35ХГН2СМ-Ш показано, что введение ДПП приводит к увеличению твердости шва при сохранении стойкости против образования холодных трещин.

Библиографический список

1. Krishnan S. S., Kulkarni D. V., De A. Pulsed current gas metal arc welding of P91 steels using metal cored wires // J. Mat. Proc. Techn. 2016–229. – P. 826–833.
2. Совершенствование процесса сварки хладостойких сталей путем оптимизации баланса тепловой энергии дугового источника / Аleshин Н. П., Якушин Б. Ф., Кoberник Н.В, Килев В. С. // Сварочное производство. – 2018. – № 10. – С. 3–13.
3. Tsuyama T., Nakai K., Tsuji T. Development of submerged arc welding method using hot wire // Welding in the World. – 2014. – 58. – P. 713–718.
4. Оценка параметров импульсно-дуговой сварки высокохромистой порошковой проволокой / Давыдов Ю. С., Разиков Н. М., Коробов Ю. С., Шумяков В. И., Разиков М. Н., Давыдов А. Ю. // Сварочное производство. – 2018. – № 6. – С. 14–20.
5. Коробов Ю. С., Пименова О. В., Филиппов М. А., Хадыев Н. Н., Озерец Н. Н., Михайлов С. Б., Морозов С. О., Давыдов Ю. С., Разиков Н. М. Особенности структуры сварного соединения среднеуглеродистой хромистой стали, содержащей метастабильный аустенит // Материаловедение. – 2019. – № 6. – С. 3–10.

РАБОТОСПОСОБНОСТЬ РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Коротеев А. О.¹, Лупачев А. Г.¹, Паршин С. Г.²

¹*Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования
Белорусско-Российский университет, Могилев, Республика Беларусь*

²*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
(СПбПУ), Санкт-Петербург, Россия*
karatseyeu_artur@fastmail.com

Трубопроводы и оборудование, работающие под давлением, изготавливают из сталей, которые под действием термического цикла сварки претерпевают закалку в зоне термического влияния. Это вызывает снижение пластичности, вязкости и как следствие возможность образования холодных трещин, возникающих по механизму хладноломкости или замедленного разрушения. Поэтому сварку таких сталей выполняют с предварительным подогревом и последующей термической обработкой. В реальных производственных условиях не всегда имеется возможность выполнить термическую обработку.

В зависимости от химического состава, толщины, условий эксплуатации сварных соединений нами разработано несколько вариантов технологии сварки.

– Сварка выполняется при минимальной погонной энергии путем предварительной облицовки разделки кромок как минимум двумя слоями. При этом используют сварочные материалы состава аналогичного основному металлу. Толщину облицовочного слоя рассчитывают из условия, что при сварке основного сварного шва зона сплавления облицовочной наплавки с основным металлом не будет нагреваться выше температуры фазовых превращений.

– Сварка выполняется на погонной энергии, которая обеспечивает оптимальную скорость охлаждения, т. е. скорость охлаждения, при которой образуется не более 50 % мартенситной составляющей.

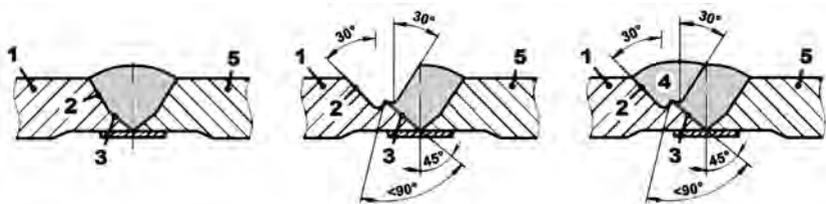


Рис. 1. Специальная форма разделки кромок для остановки развития трещины: 1, 5 – основной металл; 2 – линия сплавления; 3 – трещина; 4 – специальный присадочный материал

– Сварка выполняется аустентными сварочными материалами с повышенным содержанием никеля. При этом в зависимости от температуры эксплуатации сварного соединения необходимо учитывать долю участия основного металла в металле сварного шва и количества образующейся ферритной фазы в наплавленном металле.

При сварке металла толщиной более 20 мм нами рекомендуется специальная разделка кромок, позволяющая в случае образования трещины в корне шва, увести в место ее вынужденной остановки. При этом используются сварочные материалы с большой энергией развития трещины.

Одной из таких работ является исследовательская разработка технологии ремонта трубопровода, транспортирующего водород в смеси с парами бензина, который 25 лет эксплуатируется на Мозырском нефтеперерабатывающем заводе, крупнейшем предприятии нефтяной промышленности Республики Беларусь. Причиной выхода из строя данного трубопровода явилась трещина, образовавшаяся в корне шва и распространившаяся по линии сплавления разнородного сварного соединения.

Разработанная технология позволила без остановки процесса предотвратить дальнейшее распространение трещины путем полной его остановки на действующей колонне фракционирования на ОАО «Мозырский НПЗ».

ТОЧНОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ КЛИНА ЗАДВИЖКИ, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ИЗ СТАЛИ EOS PH1

Кузнецов В. П., Колмаков С. В., Степанов С. И.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

v.p.kuznetcov@urfu.ru

Селективное лазерное сплавление материалов (SLM) является перспективной аддитивной технологией и может значительно сократить трудоемкость изготовления деталей сложной формы. Метод SLM позволяет получить из порошка металла детали с высокими механическими свойствами, которые несвойственны прототипам после механической обработки. Например, это касается деталей из нержавеющей аустенитных сталей, используемых в деталях трибосопряжений затворов задвижек и клапанов, проводящих водо-газо-нефтяные смеси и агрессивные среды. Эксплуатационные свойства деталей трибосопряжений, работающих в условиях высоких контактных давлений и абразивосодержащих сред, в значительной степени определяются точностью размеров и формы, шероховатостью и свойствами поверхностного слоя [1].

Образцы изготавливались из стали EOS PH1, которая характеризуется хорошей коррозионной стойкостью и механическими свойствами, что необходимо для деталей трибосопряжения запорного органа клиновой задвижки высокого давления. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав порошка нержавеющей стали EOS PH1

| Химический элемент | C | Cr | Ni | Cu | Mn | Si | Mo | Nb | Fe |
|--------------------|------|-------|------|------|------|------|------|------|------|
| Содержание, масс.% | 0,05 | 14,72 | 4,69 | 4,08 | 0,83 | 0,41 | 0,13 | 0,22 | ост. |

Сплавление АМ-образцов типа «клин» выполнялось под углом 45° (рис. 1, а) на установке EOSINT M280 последовательными слоями толщиной 30 мкм. Установка EOSINT M280 имела следующие настройки: скорость сканирования 900 мм/с, размер лазерного пятна 0,1 мм, зазор 100 мкм и мощность 195 Вт. После выращивания образцов и отделения подложки определялась неплоскостность поверхностей клина.

Отклонение от плоскостности поверхностей трибосопряженных сплавленных образцов измерялось в 9-ти точках на координатно-измерительной машине Calypso Contura G2 фирмы Zeiss (рис. 1, б). Среднее отклонение от плоскостности на сторонах А и Б поверхностей SLM-изделий «клин задвижки» представлены в таблице 2.

Таким образом, максимальное отклонение от плоскостности клиновых поверхностей образцов после лазерного сплавления составило $0,223 \pm 0,011$ мкм.

Таблица 2

Результаты измерений неплоскостности поверхности образцов

| Сторона | Отклонение от плоскостности в точках контроля, мм | | | | | | | | |
|---------|---|--------|--------|--------|---|--------|--------|-------|--------|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 |
| А | 0 | -0,005 | -0,024 | -0,005 | 0 | -0,004 | -0,006 | -0,01 | -0,013 |
| Б | 0,016 | 0,008 | -0,013 | 0,015 | 0 | -0,005 | 0,027 | 0,009 | 0,003 |

Исходная шероховатость поверхностей образцов определялась на 3D профилометре WYKO NT 1100 и составляла $Ra = 9,25 \dots 10,09$ мкм.

Далее для обеспечения требуемой точности клиновых поверхностей осуществлялось тонкое фрезерование на станке MIKRON VCE600 торцевой фрезой RM4PCM4050HR-M фирмы KORLOY с пластинами форм LNMX 15 1008 и PNR 5300 из сплава PC 5300. Режимы обработки: скорость вращения шпинделя $n = 800$ об/мин; скорость резания 125 м/мин; подача $f_z = 0,03125$ мм/зуб, толщина срезаемого слоя 0,1 мм на сторону.

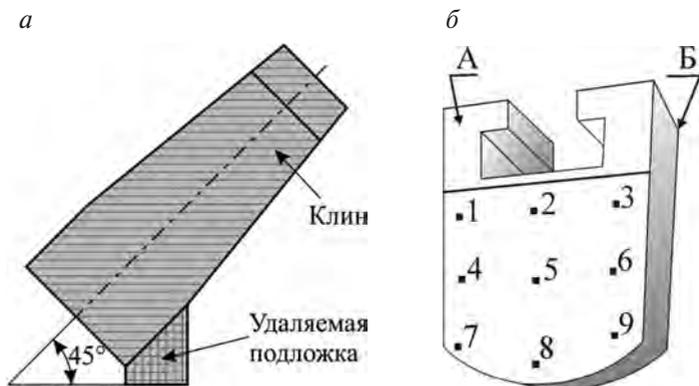


Рис. 1. Схема сплавления (а) и контрольные точки измерения неплоскости поверхности (б) образца типа «клин»

После чистового фрезерования отклонение от плоскостности снизилось до $0,018 \pm 0,003$ мкм. Среднее арифметическое отклонение микропрофиля образца уменьшилось до $Ra = 0,53 \pm 0,06$ мкм.

Оценка исходной неплоскостности и шероховатости поверхностей клина, изготовленного селективным лазерным сплавлением, позволяет определить стратегию и режимы дальнейшей постобработки тонким фрезерованием для последующих упрочняющих обработок и обеспечения требуемой герметичности затвора задвижки.

Библиографический список

1. Кузнецов В. П., Колмаков С. В., Артамонов А. С., Скоробогатов А. С. Влияние ультразвукового выглаживания на упрочнение и шероховатость поверхностей трибосопряжений SLM-изделий из порошка стали РН-1 // Современные проблемы машиностроения : труды XII научно-технической конференции / Томский политехнический университет. – Томск : Изд-во Томского политехн. ун-та, 2019. – С. 155–157.

АНАЛИЗ ДЕФЕКТОВ ОБРАЗЦОВ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ ИЗ СТРУЖКИ СПЛАВА МА5

Курушкин Д. В., Замоздра М. Ю.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. kurushkin_dv@spbstu.ru*

Деформируемые магниевые сплавы широко используются при изготовлении легких и прочных изделий и конструкций, используемых в авиастроении, ракетостроении и других отраслях промышленности [1]. Такие сплавы имеют плотность ниже, чем алюминиевые, но не уступают им по прочности [2]. В случае, если заготовки из этих сплавов подвергают механической обработке, например, фрезерной, образовавшаяся в результате стружка сложно перерабатывается – переплав такой стружки приводит к выгоранию порядка 30 % её массы [3]. В данной работе рассматривается метод горячей экструзии как наиболее выгодный для переработки отходов механической обработки изделий из деформируемых магниевых сплавов.

Исследование образцов, полученных методом горячей экструзии следует проводить с помощью анализа макро- и микроструктуры, пористости, включений и прочих дефектов, которые можно обнаружить с помощью оптической металлографии. В настоящей работе проводился анализ шлифов полученных образцов с использованием методов цифровой обработки изображений [4]. Целью работы было выявление оптимального режима экструзии с помощью металлографического анализа дефектов образцов, полученных на разных режимах.

В настоящей работе исследовались образцы, полученные на 9 режимах горячей экструзии; после процесса экструзии проводился отжиг образцов. На каждом этапе, как после экструзии, так и после отжига производились поперечные шлифы, затем шлифы фотографировались с использованием металлографического микроскопа Leica DMI 5000M. Пример поперечного шлифа

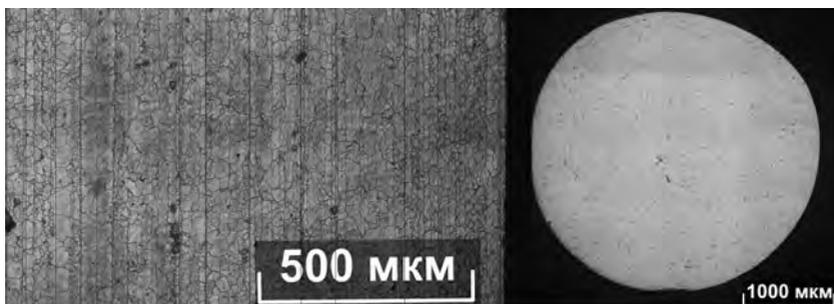
*a**б*

Рис. 1. a – пример продольных полос;

б – пример пор и раковин на шлифе экструдированного образца

представлен на рисунке 1, *a*, на данном шлифе заметны продольные образцу полосы, образовавшиеся в ходе горячей экструзии, и по которым можно судить о радиальной степени деформации. Численное измерение ширины этих полос на всех шлифах затруднительно, поэтому для автоматизированного измерения их ширины был написан код в программной среде Matlab.

На рисунке 1, *б* представлен пример другого поперечного шлифа, с помощью которого изучалась плотность образца. Образовавшиеся в ходе экструзии несплошности в материале проявляются в виде пор или раковин. При том, если поры это допустимый в рассматриваемых образцах дефект, то раковина является нежелательным дефектом, который может привести к образованию трещин в экструдированном изделии. Поэтому в данной работе для анализа поперечных шлифов в программной среде Matlab был написан код для автоматизированной классификации найденных на шлифах несплошностей на поры и раковины с целью количественного анализа последних.

В результате анализа дефектов образцов, полученных методом горячей экструзии из стружки сплава $ma5$, был выбран оптимальный режим экструзии. Дальнейшая работа посвящена механическим испытаниям полученных образцов, а также анализу материала образцов с помощью электронной микроскопии, с целью

выявления путей улучшения рассмотренной технологии обработки отходов стружки из деформируемых магниевых сплавов.

Библиографический список

1. E. F., Volkova, Modern wrought alloys and composite materials based on magnesium, МТОМ [online]. 2006, № 116 pp. 5–9. <https://viam.ru/public/files/2012/2012–206031.pdf>.
2. A. Nikolas, S. Rolnik, Application of magnesium components in the aerospace industry, Aerospace Courier, 2011, № 1, pp. 42–44.
3. Girshov V. L., Rudskoy A. I., Tsemenko V. N. Processing metal chips using powder metallurgy and plastic deformation // Proceedings of SPbGPU No. 510. Materials and chemical technology. 2009. № 510. pp. 18–27.
4. Kurushkin D., Mushnikov I., Rylkov E., Isupov F., Panchenko O. Development of dissimilar metal joints porosity evaluation method // Proceedings of MS and T 2019 – Materials Science and Technology 2019. 2019. pp. 1027–1033.

СОВРЕМЕННЫЕ ЛАЗЕРНЫЕ, ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И КОМБИНИРОВАННЫЕ СПОСОБЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Макаров А. В.

*Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия. av-mak@yandex.ru*

Представлен обзорный доклад по выполненным в последние годы исследованиям, направленным на развитие металлофизических и технологических основ современных способов модифицирования поверхности металлических сплавов с целью увеличения их микромеханических и трибологических характеристик. Рассмотрены пути совершенствования и создания принципиально новых комбинированных технологий с применением лазерных технологий закалки, наплавки и аддитивного производства, термических отжигов, деформационных наноструктурирующих обработок, низкотемпературного плазменного азотирования и нанесения тонкопленочных покрытий. Так, предложен новый подход

к получению теплостойких и износостойких хромоникелевых покрытий комбинированной лазерно-термической обработкой, включающей лазерную наплавку и отжиг, формирующий в покрытии высокопрочный каркас из крупных карбидов и боридов хрома [1, 2]. Показана высокая эффективность использования термообработанных композиционных покрытий для высокотемпературных применений в металлургии [2].

Представлены современные способы поверхностного деформационного наноструктурирования металлических сплавов, основанные на создании в зоне контакта под воздействием внешних контактных сдвиговых и сжимающих напряжений напряженного состояния, реализуемого в наковальнях Бриджмена при кручении под высоким давлением [3]. Возникают условия для действия ротационного механизма пластичности, который и приводит к образованию нанокристаллических структур. В наибольшей степени это реализуется в условиях трения. Важнейший вклад в понимание явления трения внес Леонардо да Винчи, который, таким образом, стоял у истоков современных деформационных нанотехнологий. Поэтому особое внимание в докладе уделено металлофизическим аспектам наноструктурирующей фрикционной обработки скользящими инденторами и ее применению для повышения твердости, теплостойкости и трибологических свойств сталей различных классов [3, 4] и лазерных наплавки. Отмечен высокий потенциал промышленного использования технологии в современном машиностроительном производстве.

Разработан новый способ ультразвуковой ударно-фрикционной обработки (УЗУФО) [4, 5]. В отличие от стандартной ультразвуковой ударной обработки (УЗО), проводимой обычно под углом 90° к поверхности детали, УЗУФО выполняется под острым углом к поверхности образцов по схеме. УЗУФО может проводиться в безокислительной среде (например, в аргоне) для предотвращения охрупчивания кислородом воздуха возникающего диффузионно-активного высокодисперсного слоя.

Предложены комбинированные наноструктурирующие обработки (фрикционная обработка + отжиг) сталей с мартенситными

и аустенитными структурами [3]. Показана также возможность за счет проведения предварительной наноструктурирующей фрикционной обработки активизировать насыщение аустенитной Cr-Ni стали азотом при последующем низкотемпературном (при 350–400 °С) плазменном азотировании вследствие ускоренной диффузии атомов азота в наноструктурированный поверхностный слой [4].

Предложена концепция принципиально нового комбинированного метода упрочнения поверхности изделий, полученных аддитивной лазерной технологией. Новый способ постобработки изделий из нержавеющей стали, включающий насыщение поверхностного слоя атомами элемента внедрения, деформационную обработку и нанесение износостойких многослойных тонких пленок на основе аморфного сверхтвердого алмазоподобного углерода и карбидов титана, направлен на кардинальное улучшение эксплуатационно важных характеристик их поверхности (в первую очередь, износостойкости и кавитационной стойкости). Перспективно также использование деформационных обработок скользящими инденторами для формирования на поверхности аустенитных сталей наноконпозиционных сверхтвердых и теплоустойчивых покрытий на основе карбонитрида циркония и нитрида хром-алюминия. Развитие указанных направлений позволит с высокой эффективностью применять современные высокопрочные тонкопленочные покрытия на изделиях из конструкционных сталей (в том числе синтезированных в аддитивном производстве), многократно уступающих в твердости указанным покрытиям.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-48-660065) и Свердловской области, РФФИ и БРФИ (проект № 20-58-00057), а также в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6.

Библиографический список

1. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating with high-temperature processing / A. V. Makarov, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, E. V. Kharanzhevskiy // Journal of Crystal Growth. – 2019. – V. 525. – Art. 125200.

2. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications / A. V. Makarov, Yu. S. Korobov, N. N. Soboleva [et al.] // Letters on Materials. – 2019. – V. 9. – No. 4. – P. 470–474.

3. Макаров, А. В. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120. – № 3. – С. 327–336.

4. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, П. А. Скорынина, Е. Г. Волкова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. – № 1. – С. 62–69.

5. Патент РФ № 2643289. Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей / А. В. Макаров, И. Ю. Малыгина, С. В. Буров, Р. А. Саврай. – Оpubл. в БИМП. – 2018. – № 4.

ВОЗМОЖНОСТИ ЭФФЕКТИВНОГО ПРИМЕНЕНИЯ ПЕРФОРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Миронов В. А.¹, Кузьмина Е. С.¹, Станкевич П. И.^{1,2}

¹*Рижский технический университет, Рига, Латвия*

²*Институт транспорта, Рига, Латвия*

viktors.mironovs@rtu.lv

Перфорированные металлические материалы (ПММ) имеют большие перспективы для широкого применения в современном машиностроении и строительстве. Это обусловлено с одной стороны развитием новых технологий выполнения отверстий в листовых материалах и трубах (высокоскоростная штамповка, лазерная резка, вырубка электромагнитным полем). С другой стороны, возникают новые направления использования перфорированных материалов, например, для производства защитных экранов от вредных излучений, каркасов приборов и оборудования, специального инструмента. Положительными свойствами ПММ являются разнообразие форм и размеров перфораций, уменьшенная масса конструкций. ПММ эффективно используются в машиностроении для изготовления различных элементов вентиляционных систем, фильтров, испарителей. Применение перфорированных металлических экранов позволяет снизить

напряженность электромагнитного поля от действующего электрооборудования на 15–20 % с учетом эффективности экранирования. Это имеет важное экологическое значение, особенно если в качестве ПММ используются технологические отходы промышленности.

Перспективным является изготовление металлических проницаемых структур. При этом используется метод послойного покрытия. Длину и направление проточных каналов можно регулировать путем взаимного смещения перфорированных листов. Особое внимание в работе уделено возможностям применения ПММ для создания новых композитных материалов. Для профилирования перфорированных металлических лент можно эффективно использовать гибку в продольном и поперечном направлениях, прокатку и скручивание. Прочность профилей зависит от типа перфорации, ширины и толщины ленты и основного материала, а также от направления нагрузки и удельной площади перфорации.

Библиографический список

1. V Mironovs and M Lisicins. Šūnu struktūras no perforētās metāliskās lentes un to izmantošana. (Cellular structures from perforated metal bands and its uses) (in Latvian). RTU, Riga, Latvia, 2011.

2. M. Lisicins, V. Lapkovskis, V. Mironovs, D. Serdjuks, “Composite Load-Bearing Element Based on the Perforated Steel Wastes,” in Proc. of 4th International Conference Advanced Construction, 9–10 October, 2014, Kaunas, Lithuania, 2014, pp. 158–163.

МЕТОДЫ НЕПРЕРЫВНОГО ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКАТАЛИЗАТОРОВ НЕПОСРЕДСТВЕННО В РЕАКЦИОННОЙ СМЕСИ ОРГАНИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ

Мохоров Д. Д., Кочемировская С. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. dan.mokhorov@gmail.com*

Проблема регенерации отработанных катализаторов является одной из сложнейших задач в области технологии органического синтеза. Предлагаются лазерные методы непрерывного синтеза металлических нанокатализаторов непосредственно в реакционной смеси без регенерации и перезагрузки реактора. Это методы лазерно-индуцированного осаждения металла [1] и лазерной абляции [2].

В условиях проведения реакций лазерного синтеза наночастиц непосредственно в реакционных смесях возможны 2 пути образования активного катализатора: Стационарный и Динамический.

В стационарном режиме катализ происходит на уже сформировавшихся в итоге процесса лазерно-индуцированного осаждения металлических осадках. В динамическом – катализ происходит во время образования и активной фазе роста нуклеатов, непосредственно находящихся в лазерном излучении.

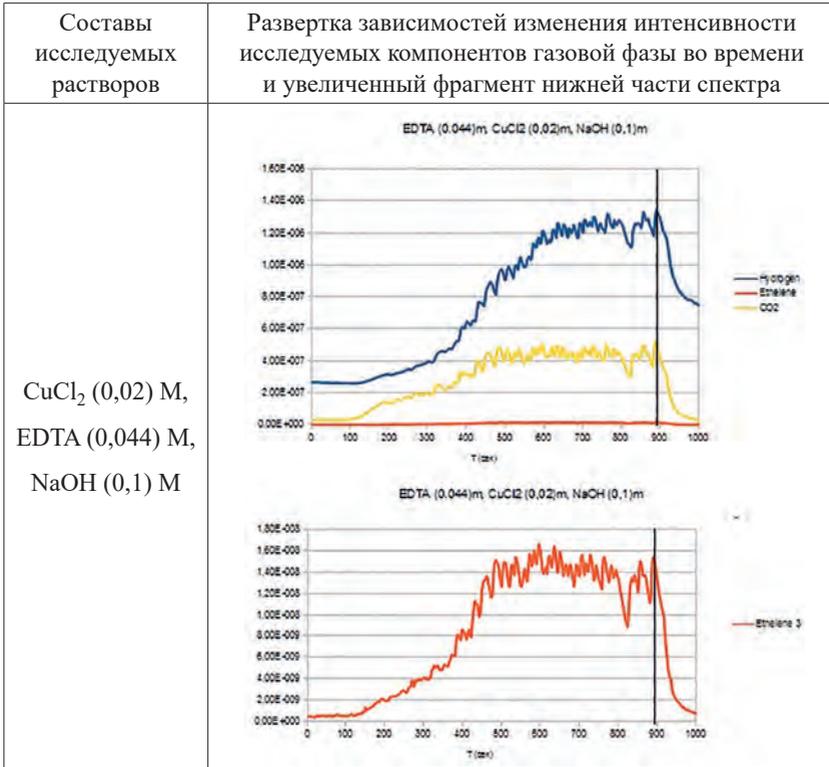
Определены основные компоненты газовой фазы, выделяющейся в процессе лазерно-индуцированного осаждения для систем Cu-EDTA Cu-Tartrat. Для всех исследуемых растворов ими стали Водород, Этилен, Углекислый газ. Исходя из полученных концентрационных зависимостей для исследованных растворов, было показано, что при увеличении концентрации лигандов – увеличиваются выходы основных компонентов газовой фазы (табл. 1).



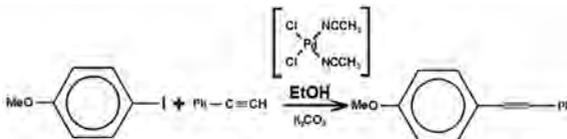
Рис. 1. Способы протекания лазерного катализа

Таблица 1

**Развертки зависимостей изменения интенсивности
продуктов катализа тартратных растворов во времени**



Так же, методом лазерно-индуцированного осаждения был получен 1-(4 метоксифенил)-2-фенилацетилен – продукт конструктивной каталитической реакции Соногаширы, при облучении системы 4-йоданизол и фенил-ацетилен с добавлением раствора динитрилл-дихлорида палладия.



Тем самым, показана возможность применения методов лазерного синтеза для производства металлических катализаторов непосредственно в реакционной смеси.

Библиографический список

1. Laser-induced chemical liquid phase deposition of metals: chemical reactions in solution and activation of dielectric surfaces / V. A. Kochemirovsky, L. G. Menchikov, S. V. Safonov, M. D. Bal'makov, I. I. Tumkin, Yu. S. Tver'yanovich // Russian Chemical Reviews. – 2011. – Vol. 80. – P. 869–8821
2. Haviv Grisaru, Oleg Palchik, and Aharon Gedanken* Microwave-Assisted Polyol Synthesis of CuInTe₂ and CuInSe₂ Nanoparticles // Inorg. Chem. 2003, 42, 7148–7155.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПОДВОДНОЙ СВАРКЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Никулин В. Е.¹, Паршин С. Г.¹, Левченко А. М.²,
Вострецов Г. Н.², Репин И. Л.²

¹ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого», Санкт-Петербург, Россия

²ООО «УНТЦ Сварка» Национального Агентства Контроля Сварки,
Санкт-Петербург, Россия
v.e.nikulin@ya.ru

Введение

Развитие подводных технологий, освоение арктического и каспийского шельфа связано с применением морских конструкций из высокопрочных сталей, что обуславливает актуальность исследований в области подводной сварки [1,2]. Контроль напряженно-деформированного состояния (НДС) играет важную роль в оценке качества сварных соединений при подводной мокрой сварке высокопрочных сталей. Градиент температур, быстрые скорости охлаждения и микроструктурная неоднородность в комплексе с повы-

шенным образованием диффузионного водорода влияют на рост остаточных сварочных напряжений, создавая условия для развития холодных трещин. Среди неразрушающих способов контроля НДС сварных металлоконструкций широкое применение находит метод рентгеновской дифракции (XRD – X-Ray diffraction). Применение XRD позволяет оценить степень деформации кристаллической решетки по смещению дифракционных пиков, что имеет прямую связь с остаточными напряжениями первого рода.

В данной работе, совместно с рентгеновской дифрактометрией, рассматривается применение дополнительного способа контроля остаточных напряжений магнитоанизотропным методом (МAM), принцип которого основан на измерении ЭДС, наводимой в измерительных катушках датчика слабым переменным магнитным полем [3].

Методы исследований

Для определения остаточных сварочных напряжений при подводной сварке были изготовлены образцы с наплавкой из судостроительной стали повышенной прочности РС D32 по ГОСТ Р 52927-2015. Для изготовления данных образцов с наплавкой были применены покрытые электроды для ручной подводной мокрой сварки Э38-ЛКИ-1П-3,0-УД и самозащитная порошковая проволока ППС-АПЛ2 (ООО «УНТЦ «Сварка») для автоматической сварки. Для контроля НДС применялись: прибор «Stressvision LAB» (ООО «Феррологика», г. Санкт-Петербург), основанный на МAM; прибор «HePKA» (ООО «РаДиаТех», г. Гатчина), основанный на XRD методе. МAM метод позволяет измерять разность нормальных напряжений $\sigma_1 - \sigma_3$; XRD – измеряет отдельные компоненты тензора напряжений σ_1 и σ_3 . Где σ_1 – это продольные остаточные напряжения после сварки, σ_3 – поперечные напряжения.

Результаты исследования

На рис. 1 представлены сопоставительные результаты между МAM и XRD по параметрам $\sigma_1 - \sigma_3$, полученные на образцах с наплавкой.

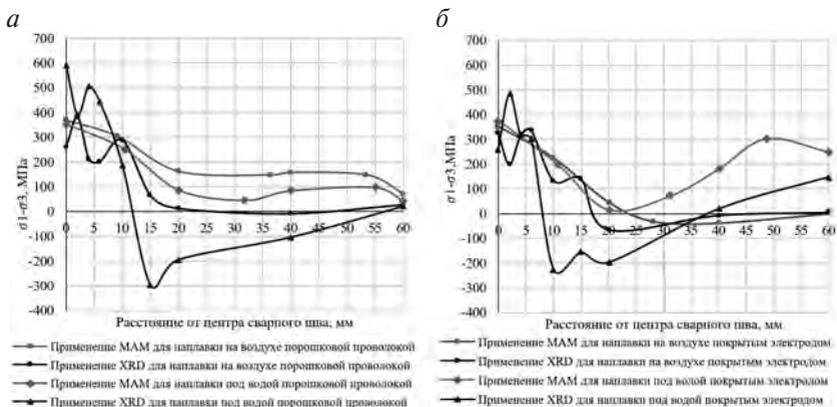


Рис. 1. Сравнение результатов магнитной анизотропии и рентгеновской дифракции при определении остаточных напряжений по параметрам разности нормальных напряжений для наплавки (а) порошковой проволокой; (б) покрытым электродом.

Вывод

Применение XRD и MAM позволило определить величину и распределение остаточных напряжений при наплавке высокопрочной стали. При подводной мокрой сварке высокопрочной стали остаточные напряжения в зоне термического влияния и в шве достигают до 300–600 МПа. Для предупреждения образования холодных трещин при подводной сварке необходимо снижать остаточные напряжения, за счет применения подогрева, термической или вибрационной обработки сварных соединений, повышения пластичности наплавленного металла.

Библиографический список

1. Паршин С. Г. *Металлургия подводной и гипербарической сварки.* – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – 402 с.
2. Parshin S., Levchenko A. *Technology and equipment for underwater wet welding and cutting of high strength steel arctic structures using flux-cored wires // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science.* – 2020. – No 539. – P. 1–10.

3. Евстратикова Я. И., Никулин В. Е. Контроль остаточных сварочных напряжений с помощью магнитоанізотропного метода после применения ультразвуковой ударной обработки // Сварка и Диагностика. – 2019. – № 4. – С. 38–41.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА, ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNi: ОБЗОР

Орлов А. В.¹, Фарбер Э. М.¹, Каледина Д. Е.², Попович А. А.¹

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

²*Балтийская Промышленная Компания, Санкт-Петербург, Россия
orlov_alexey88@mail.ru*

Сплавы с памятью формы представляют собой одну из нескольких групп известных науке интеллектуальных материалов – материалов, способных обратимо реагировать на внешнее немеханическое воздействие, такое как изменение температуры, магнитного поля, интенсивности света, электрического потенциала и др. Термочувствительные сплавы с памятью формы (изменяющиеся под действием температуры) реализуют обратимые бездиффузионные термоупругие фазовые превращения между двумя фазами – высокотемпературной аустенитной и низкотемпературной мартенситной. Это явление термоупругого превращения позволяет данным сплавам реализовывать эффект памяти формы (ЭПФ) и эффект сверхупругости [1].

На сегодняшний день науке известно достаточно большое количество сплавов, способных к реализации ЭПФ. Однако, наиболее коммерчески успешными сплавами являются сплавы на основе меди Cu-Al-Ni и Cu-Zn-Al, и пожалуй самый известный – Нитинол, бинарный сплав Ti-Ni. Данный сплав, отличающийся наилучшими характеристиками эффекта памяти формы,

высокой биосовместимостью и устойчивостью к коррозии, занял достаточно серьезное место в сфере практического применения в различных отраслях науки и техники [2, 3].

Появление и активное развитие технологии аддитивного производства изделий из различных материалов серьезно расширяет перспективы применения сплавов с памятью формы, в том числе и Нитинола. Однако, практическое изготовление и применение Нитинола неразрывно связано с контролем функциональных свойств сплава. Отсутствие понимания механизмов влияния на функциональные свойства не позволит получить изделие с соответствующим практическим применением, вне зависимости от метода получения – классическим способом или с помощью аддитивных технологий.

Соответственно, в данной работе представлен обзор влияния различных факторов на функциональные свойства сплава. В качестве таких факторов рассматриваются химический состав (содержание титана, никеля и легирующих элементов), термическая и другие типы обработки. Понимание влияния данных факторов даст возможность в будущем для разработки и применения технологий получения изделий из сплавов с памятью формы с программируемыми свойствами.

References

1. Rao, Ashwin and Srinivasa, Arun Ramaswamy and Reddy J. N. Design of shape memory alloy (SMA) actuators. 2015.
2. Brailovski V. et al. Shape memory alloys: fundamentals, modeling and applications. Quebec, 2003. 844 p.
3. Mohd Jani J. et al. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities // Mater. Des. Elsevier Ltd, 2014. Vol. 56. P. 1078–1113.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗНОСА ИНСТРУМЕНТА С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ ГЕОМЕТРИИ БОЙКОВ В РАДИАЛЬНО-КОВОЧНОЙ МАШИНЕ

Раскатов Е. Ю., Дарки С., Булганина М. Ю.

*Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

e.j.raskatov@urfu.ru

Рассмотрена деформация прутков и бесшовных труб, которая осуществляется на радиально-ковочной машине с целью получения требуемых размеров и улучшения механических параметров материала. Изучение износа бойка с целью повышения долговечности инструмента и качества ковальной трубы является актуальным. В процессе радиальнойковки заготовка окружена четырьмя бойками, во время многократных повторных ударов бойка формируются требуемые размеры заготовки. Контактная поверхность бойка с обрабатываемой деталью подвержена наибольшему износу. В данной статье было исследовано улучшение геометрии бойка с целью минимизации износа. Кроме того, было учтено распределение температуры и анализ напряжений в бойке во время процесса.

В исследовании для моделирования процесса радиальнойковки в качестве материала заготовки и штампа были рассмотрены DIN-16CrMo4 и AISI-H13 соответственно. В качестве граничного условия были приняты вязкопластичный материал для заготовки и упругий материал для штампов, а также условие теплопередачи между элементами процесса. Начальная температура заготовки и технологического оборудования принята 900 °С и 100 °С. Исходная температура упругого материала принята равной 20 °С. Для определения величины износа и определения максимального допустимого износа с помощью 3D-моделирования с использованием конечных элементов и экспериментальных оценок рассматриваются три типа геометрии бойка: плоская, вогнутая и выпуклая.

В математическую модель впервые добавлены анализ напряжений инструмента и анализ его износа.

Сравнение расчетных и аналитических результатов при анализе износа с экспериментальными результатами позволило оценить адекватность и высокую точность принятых моделей.

Библиографический список

1. С. Дарки, Е. Ю. Раскатов. Исследование влияния геометрии роликов при ротационной прошивке труб и анализ износа оправки по методу конечных элементов // Proc. Inst. Mech. Eng. Part E J. Process Mech. Eng. (2021) 095440892110157. <https://doi.org/10.1177/09544089211015777>.

2. С. Дарки, Е. Ю. Раскатов. Анализ процесса горячей радиальнойковки по методу конечных элементов // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 110 (2020) 1061–1070. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05852-3>.

ИСПЫТАНИЯ БУРИЛЬНОГО ПРОТЕКТОРА ИЗ ПОЛИМЕРА В УСЛОВИЯХ, ПРИБЛИЖЕННЫХ К СКВАЖНЫМ

Реф Д. В., Яхимович В. А., Колотий А. И.

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
Санкт-Петербург, Россия. ref.dmitri@yandex.ru*

Важным элементом для защиты от износа бурильных и обсадных труб служит бурильный протектор.

Протекторы изготавливаются из различных сортов резины, с внутренней армировкой в виде металлического каркаса.

С сегодняшним распространением различных полимеров, необходимо оценить возможность и целесообразность замены резины на более современные материалы.

Целью испытаний было изучение влияния абразивного износа, влияние температуры на свойства материала, стойкость к выкрашиванию и другим видам износа. Это позволит оценить возможность применения в условиях скважины, а так же определить величину влияния каждого типа износа на изделие.

Перед нами встала задача о проведении испытаний новых протекторов в условиях, приближенных к натурным. Для этого был спроектирован стенд (рисунок 1), который позволяет воспроизвести боковую нагрузку, добавить абразивный и коррозионный агенты, влияющие на износ изделия, обеспечить циркуляцию модельной жидкости, с характеристиками бурового раствора, а так же изучить воздействие повышенной температуры на изменение свойств материала.

Ввиду того, что в реальной скважине протектор не находится под постоянной нагрузкой, особенно на вертикальных участках ствола скважины, а может проворачиваться на трубе, то сутки нахождения на испытательном стенде могут быть эквивалентны месяцам нахождения протектора в скважине. Поэтому, проведенные испытания могут спрогнозировать износ частей протектора, а также дать оценку надежности применения протекторов из полимерных материалов.

В процессе испытаний на образце были отмечены вырывы материала, вскрытие полостей и другие дефекты литья. Так же образец был подвержен температурой более 115 °С, в результате чего было получено расплавление частей протектора.

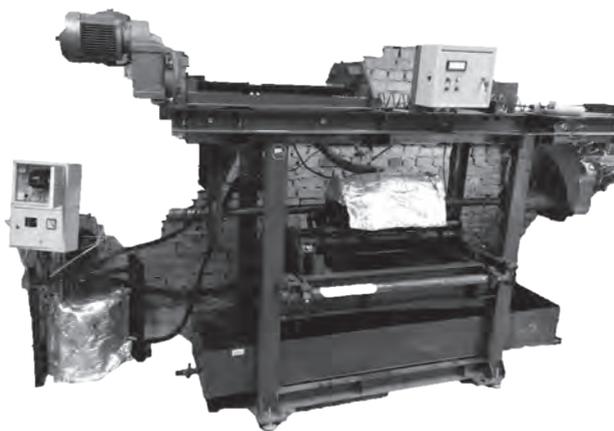


Рис. 1. Испытательный стенд

По завершению испытаний удалось определить скорость изнашивания протектора в условиях, максимально приближенным к условиям его работы в скважине. Определить характер износа как протектора, так и бурильной трубы, а так же замерить остаточную твердость различных частей протектора, вследствие длительного воздействия модельной жидкости с температурой 90 °С.

ПЕРЕДОВЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ХЛАДОСТОЙКИЕ И КРИОГЕННЫЕ СТАЛИ ДЛЯ АРКТИЧЕСКИХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Рудской А. И., Паршин С. Г.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. a.rudskoy@spbstu.ru*

Введение

Освоение Арктики и районов Крайнего Севера является стратегическим направлением развития РФ. Высокопрочные хладостойкие и криогенные стали широко используются для судов ледового класса, в добыче и транспортировке углеводородов, для изготовления ветрогенераторов, оффшорных платформ, грузовой спецтехники, вездеходов, железнодорожного и автомобильного транспорта. Развитие высокопрочных сталей тесно связано с металлургической свариваемостью, поскольку основной операцией при изготовлении конструкций является дуговая сварка.

Целью работы являлся анализ перспективных направлений по металлургии и материаловедению высокопрочных сталей для арктического применения.

Результаты исследования

Для применения в Арктике перспективны около 14 групп высокопрочных сталей. Высокопрочные низколегированные стали

на 6 категорий: атмосферостойкие с легированием фосфором и медью; микролегированные феррито-перлитные стали с содержанием менее 0,1 % карбидов и карбонитридов Nb, Ti, Ti для дисперсионного упрочнения, модификации зерна, изменения температуры превращения; низколегированные стали контролируемой прокатки перлитных C-Mn-сталей; низкоуглеродистые низколегированные бейнитные стали с игольчатым ферритом; двухфазные мартенситно-ферритные стали с высокой ударной вязкостью; стали с контролируемой формой неметаллических включений с введением Ca, PЗМ, Zr, Ti.

Согласно ГОСТ Р 51685-2013 высокопрочные высокоуглеродистые низколегированные рельсовые стали выпускаются 13 категорий и 6 марок с прочностью не менее 900–1280 МПа при KCU₆₀ 15–25 Дж/см². Для изготовления хладостойких сталей используется термомеханическая обработка с ускоренным охлаждением, закалка и отпуск. Второе направление развивается в бейнитных рельсовых сталях контролируемой термомеханической обработки с прочностью до 1900 МПа. Дуплексные стали классифицируют на 2 группы: с низким 0,01–0,08 % и высоким 0,3–0,5 % содержанием углерода, с содержанием, %: до 2Mn; до 2Si; 18–28Cr; 2,5–8Ni; 1–4Mo; 0,05–0,32N; до 2,5Cu.

Металлургические инновационные решения реализуются при разработке и производстве передовых высокопрочных сталей (Advanced high strength steels – AHSSs). Первое поколение этой группы включает двухфазные F-M до 1400 МПа (DP), мультифазные F-B + P-M-A (CP) до 1300 МПа, мартенситные (MS) до 1600 МПа и TRIP стали. Второе поколение включает аустенитные высокомарганцовистые стали с наведенной пластичностью через двойникование (TWIP) до 1650 МПа, легкие стали с наведенной пластичностью (L-IP) до 1150 МПа, и супераустенитные высокомарганцовистые стали (AUST SS) до 1150 МПа и относительным удлинением до 60 %. К перспективным сталям III поколения относят Mn-TRIP, Q&P и CFB-стали. Mn-TRIP – среднемарганцовистые стали с содержанием 4–10 % Mn относятся

к перспективным сверхвысокопрочным сталям третьего поколения, исследования которых продолжаются. Для получения Q&P-сталей с мартенситно-аустенитной микроструктурой используется полная или частичная аустенизация. Исходный мартенсит получают закалкой аустенита или смеси аустенита и феррита ниже температуры M_S при равном объемном содержании углерода в мартенсите и аустените. CFB-стали являются сверхпрочными TRIP-сталями с реечным бейнитным ферритом в остаточном аустените без карбидов. Увеличение прочности и повышения пластичности достигается за счет ультрадисперсности пластин бейнитного феррита и TRIP-эффекта.

Высокомарганцевые криогенные стали имеют исключительные механические свойства при низких температурах. Свариваемость зависит от термического цикла и состояния микроструктуры и границ зерен. Высокоэнтропийные и среднеэнтропийные сплавы (ВЭС) (High-entropy alloys – HEAs) обладают наиболее высокой пластичностью и вязкостью при низких температурах и относятся к криогенным сплавам высокой прочности. По механическим свойствам ВЭС превосходят криогенные никелевые сплавы и аустенитные стали.

Вывод

Для освоения Арктики актуальными являются фундаментальные задачи в области металлургии и арктического материаловедения по разработке высокопрочных хладостойких и криогенных сталей для изготовления особо надежных, облегченных и дешевых сварных конструкций с высокой вязкостью при низких температурах. Передовыми направлениями исследований в области высокопрочных хладостойких и криогенных сталей является разработка новых принципов металлургии и микроструктурного дизайна сталей с целью достижения изотропных характеристик и металлургической свариваемости стального проката.

СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СМЕСЕЙ СОДЕРЖАЩИХ ОКСИДЫ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СПЕЧЕННОМ И ТЕРМООБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ

Савич В. В., Киреев П. Н., Горохов В. М.,
Гучек В. Н., Тарусов И. Н.

*Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа,
НАНБ, Минск, Беларусь. vsavich@yandex.ru*

При изготовлении деталей машиностроительного назначения вопросы получения необходимых механических свойств порошковых сталей наряду с минимизацией стоимости имеют решающее значение. Основными материалами для реализации процесса упрочнения при спекании являются порошки легированных сталей, содержащие медь, никель и молибден, с дополнительным введением углерода и других компонентов для обеспечения необходимого уровня прочностных свойств.

Для получения таких сталей обычно применяют три способа легирования. Согласно первому способу смеси получают из порошков железа и легирующих элементов. В этом случае сплав образуется в процессе спекания. По второму способу смеси приготавливают из порошков железа и оксидов легирующих элементов с последующим их восстановлением и размолом. В третьем случае в качестве основы используют гомогенно легированный порошок сплава железа с молибденом, к которому добавляют легирующие элементы или их оксиды. Экспериментальная работа по определению особенностей применения каждого из этих способов была проведена нами на примере наиболее широко применяемых порошковых низколегированных сталей следующих составов: $Fe+1,5\%Mo+2\%Cu+0,8\%C$ и $Fe+1,5\%Mo+2\%Ni+0,8\%C$. Для легирования железного порошка производства ПАО «Северсталь» – ПЖРВ 3.200.28 ГОСТ 9849-86 использовали порошок медный ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009), порошок никелевый – ПНК-УТ1 (ГОСТ 9722-97), порошок молибденовый – (ТУ 14-22-160-2002) и графит карандашный ГК-1 (ГОСТ 4404-78). При использовании

оксидов легирующих элементов (молибдена, никеля и меди) порошки железа и оксиды смешивали в течение двух часов в конусном смесителе с добавлением стальных шаров. Полученные смеси восстанавливали в среде диссоциированного аммиака при температуре 720 °С в течение 2 часов. В третьем варианте использовали в качестве основы гомогенно легированный порошок сплава железа с молибденом AstaloyMo, содержащий железо и 1,5%Mo, производимый на фирме Hoganas (Швеция). В таблице приведенные в составе стали в скобках оксиды металлов обозначают, что шихта получена путем добавления легирующих элементов в виде оксидов.

Для изучения процесса спекания низколегированных сталей совмещенного с газовой закалкой использовали опытно-экспериментальную установку на базе печи с шагающим подом WBSX-40-125/е производства фирмы Кремер (ФРГ). Спекание призматических образцов в атмосфере эндогаза проводили при температуре 1140 °С. Закалку в потоке холодного эндогаза проводили при скорости охлаждения 5,0 °С/с. Состав и свойства порошковых сталей при средней плотности 7,0 г/см³ приведены в таблице.

| Состав порошковой стали | В спеченном состоянии | | В закаленном состоянии | |
|--|----------------------------------|---------------|----------------------------------|----------------|
| | Предел прочности при изгибе, МПа | Твердость, НВ | Предел прочности при изгибе, МПа | Твердость, HRC |
| Fe + 1,5%Mo + 2%Cu + 0,8%C | 830 | 230 | 580–600 | 40–44 |
| Fe + 1,5%Mo(MoO ₃) + 2%Cu(CuO) + 0,8%C | 1060 | 255 | 700–730 | 44–45 |
| Astaloy Mo + 2%Cu(CuO) + 0,8%C | 790 | 255 | 710–740 | 49–50 |
| Fe + 1,5%Mo + 2%Ni + 0,8%C | 660 | 210 | 630–660 | 39–41 |
| Fe + 1,5%Mo(MoO ₃) + 2%Ni(NiO) + 0,8%C | 730 | 255 | 560–600 | 43–45 |
| Astaloy Mo + 2%Ni(NiO) + 0,8%C | 890 | 320 | 610–640 | 46–47 |

По результатам проведенных исследований были сделаны следующие выводы. Механические свойства низколегированных сталей (твердость и прочность на изгиб), полученных легированием с использованием оксидов металлов, в ряде случаев значительно превышают показатели для сталей аналогичного химического состава, полученных механическим смешиванием порошка железа с легирующими металлами. Порошковые низколегированные стали с плотностью $7,0\text{--}7,15\text{ г/см}^3$ спеченные при температурах $1100\text{--}1140\text{ }^\circ\text{C}$ имеют твердость $210\text{--}320\text{ НВ}$, предел прочности при изгибе $660\text{--}1060\text{ МПа}$. Увеличение температуры спекания от $1100\text{ }^\circ\text{C}$ до $1140\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к повышению твердости в $1,5\text{--}1,7$ раза и снижению изгибной прочности на $15\text{--}25\%$. Установлено, что с повышением давления прессования от 400 до 800 МПа и, следовательно, ростом плотности, твердость материалов возрастает от 130 НВ до 360 НВ . При этом твердость порошковых низколегированных сталей полученных путем легирования оксидами металлов выше на $25\text{--}30\%$, чем сталей полученных введением легирующих элементов в виде порошков металлов.

Использование порошков меди, никеля, молибдена в виде оксидов металлов, а также различные температуры спекания и скорость закалки позволяет изготавливать методом закалочного спекания изделия из низколегированных сталей с повышенной прочностью, твердостью и точными размерами. Оптимальными режимами получения исследуемых низколегированных сталей являются: давление прессования $600\text{--}700\text{ МПа}$, температура спекания $1140\text{--}1170\text{ }^\circ\text{C}$, нагрев под закалку до температуры $850\text{--}900\text{ }^\circ\text{C}$ и последующее охлаждение со скоростью $2,5\text{--}5\text{ }^\circ\text{C/с}$. Низколегированные стали полученные из смесей на основе порошка железа с добавками легирующих элементами в виде оксидов после спекания совмещенного с газовой закалкой имеют высокие механические свойства и структуру, содержащую мартенсит или мартенсит и троостомартенсит.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИЙ АДАПТИВНОЙ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ АКТИВНОГО КОНТРОЛЯ ЗА ИЗМЕНЕНИЕМ МГНОВЕННЫХ ЗНАЧЕНИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА

Сараев Ю. Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия. litsin@ispms.tsc.ru*

Введение

Эксплуатационная надежность высокоответственных сварных конструкций непосредственно связана со стабильностью энергетических параметров технологических процессов их получения. Вместе с тем, наличие большого количества возмущающих факторов (повышенные и меняющиеся зазоры, изменяющееся пространственное положение сварочной ванны, ступенчатое изменение вылета электрода и др.), существенно затрудняют формирование бездефектных сварных соединений. Одним из путей снижения зависимости стабильности технологических процессов от возмущающих факторов является применение импульсных технологий [1]. Однако данное направление не всегда дает желаемый результат, поскольку в процессе сварки не ведется активный контроль возмущающих воздействий в сложной электродинамической системе источник питания – дуга – сварочная ванна – изделие [2].

Более широкие возможности в обеспечении качественных и эксплуатационных показателей высокоответственных сварных соединений представляют адаптивные импульсные технологии сварки и наплавки [3]. Суть данного подхода заключается в адаптивном контроле изменения энергетических параметров технологического процесса по их мгновенным значениям: тока дуги, напряжения, энергии, затраченной на плавление и перенос каждой капли электродного металла. Благодаря наличию обратных связей

в такой электродинамической системе обеспечивается полный контроль стабильности тепловых и энергетических параметров процесса, а также характеристик массопереноса электродного металла, которые обеспечивают получение требуемых эксплуатационных показателей [4].

Необходимость учета вышеприведенной специфики формирования неразъемных соединений требует проведения комплексных теоретических и экспериментальных исследований процессов тепломассопереноса электродного металла, имеющих место на интервалах плавления, переноса и кристаллизации металла шва из расплава, сопровождающих формирование сварных соединений методами сварки и наплавки. Дальнейшее развитие представленного направления междисциплинарных научных исследований является актуальной задачей фундаментальных ориентированных исследований, результатом которых должно стать формулирование концептуальных основ повышения ресурса и живучести изделий технических систем, путем установления корреляции между характеристиками тепломассопереноса капле электродного металла, теплосодержанием сварочной ванны и структурой, физико-механическими и эксплуатационными свойствами неразъемных соединений материалов [5].

Цель проводимых исследований – поиск путей повышения ресурса, живучести и эксплуатационной надежности изделий технических систем со сварными соединениями посредством управления быстропротекающими процессами тепломассопереноса путем применения алгоритмов адаптивного импульсного управления энергетическими параметрами режима.

Практическое достижение сформулированной цели связано с необходимостью решения ряда сложных технологических и электротехнических задач. Для решения первой группы задач – управления каплеобразованием, переносом электродного металла, кристаллизацией сварочной ванны – в сварочное оборудование вводят каналы обратных связей, по которым обеспечивается контроль изменения основных показателей процесса – напряжения дуги, сварочного тока, мгновенной мощности сварочной

дуги. Для решения второй группы задач (электротехнических), необходимо использование в комплекте сварочного оборудования специальных сильноточных импульсных коммутаторов сварочного тока, как правило, малоинерционных, с удовлетворительными массогабаритными показателями и надежных в работе.

Основной задачей при выполнении исследований по влиянию теплопереноса при дуговой сварке, является обоснование условий, при которых происходит формирование неразъемного соединения. Нагрев и охлаждение обрабатываемого изделия вызывают разнообразные физические и химические процессы в самом материале: плавление, перенос электродного металла, кристаллизация расплава, напряжения и деформации, возникающие в зоне неразъемного соединения, определяющие эксплуатационные показатели всего изделия.

Полученные результаты позволяют гарантировать высокое качество сварных соединений, снизить затраты на строительство и ремонт, но и отказаться от закупки дорогостоящих специальных электродов, электродных материалов и сварочного оборудования.

Заключение

Методы АРТ, благодаря стабильности энергетических параметров режимов при сварке в различных пространственных положениях, обеспечению возможности программируемого ввода тепла в зону сварного соединения, управления процессами плавления и переноса каждой капли электродного металла, формирования мелкодисперсной структуры металла шва и зоны термического влияния, способствуют уменьшению степени остаточных деформаций сварных соединений, что существенно повышает их эксплуатационные показатели.

**Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021–2023 годы, проект FWRW-2021-0003.*

Библиографический список

1. Сараев Ю. Н. Обоснование концепции повышения безопасности и живучести технических систем, эксплуатируемых в регионах Сибири

и Крайнего Севера, на основе применения адаптивных импульсных технологий сварки // Тяжелое машиностроение. – 2010. – № 8. – С. 14–19.

2. Сараев Ю. Н. Адаптивные импульсно-дуговые методы механизированной сварки при строительстве магистральных трубопроводов // Сварочное производство. – 2002. – № 1. – С. 4–11.

3. Сараев Ю. Н. Опыт разработки и практического применения адаптивных импульсно-дуговых методов сварки для строительства и ремонта магистральных трубопроводов // Вопросы материаловедения. – 2015. – № 1. – С. 210–219.

4. Ларионов В. П., Слепцов О. Е., Сараев Ю. Н., Безбородов В. П. Новые подходы к разработке современных технологий сварки и нанесения покрытий для обеспечения эксплуатационной надежности металлоконструкций и изделий, эксплуатируемых в условия Сибири и Крайнего Севера // Вестник Академии Военных Наук. – 2008. – № 3. – С. 67–69.

5. Сараев Ю. Н. Повышение надежности металлических конструкций при эксплуатации в условиях низких климатических температур посредством комплексного применения современных методов модифицирования зоны сварного соединения / Ю. Н. Сараев, В. П. Безбородов, С. В. Гладковский, Н. И. Голиков // Сварочное производство. – 2016. – № 9. – С. 3–9.

ИССЛЕДОВАНИЕ БЫСТРОПРОТЕКАЮЩИХ ПРОЦЕССОВ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, С ПРИМЕНЕНИЕМ АДАПТИВНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Семенчук В. М.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
svm_70@ispms.tsc.ru*

Введение

Сварка, как основной технологический процесс получения неразъемных соединений металлоконструкций различного производственно-технического назначения, в значительной степени определяет уровень современного индустриального производства.

На основе анализа массового применения технологий сварки при производстве конструкций ответственного назначения, установлено, что главным фактором, влияющим на эксплуатационные показатели сварной конструкции, является структурная неоднородность в зонах неразъемных соединений, усиливающаяся при избыточном тепловложении, из-за несоблюдения предельных значений параметров режима сварки. Пределы варьирования энергетических параметров режима сварки определяют свойства применяемых технологий, а также возможность их оценки для получения требуемых эксплуатационных свойств неразъемных соединений.

Цель исследования: Исследование характеристик теплопереноса, полученных методами тепловизионной и высокоскоростной видеосъемки.

Материалы и методика исследования. Механизированную наплавку в защитном газе (CO_2) производили при управляемом каплепереносе в сравнении с режимом на постоянном токе. Сварочная проволока — SM-70, диаметр 1 мм.

Изучение кинетики протекающих процессов осуществлялось при помощи специализированного исследовательского диагностического комплекса быстропротекающих процессов дуговой сварки [1]. Комплекс позволяет, в одном эксперименте, осуществлять синхронную регистрацию процессов плавления и переноса электродного металла: осциллограмм тока и напряжения в режиме реального времени, производить высокоскоростную видео- и тепловизионную съемку. Программное обеспечение комплекса позволяет выполнять обработку осциллограмм основных энергетических параметров режима, обеспечивать представление параметров эксперимента в количественных показателях, в том числе: частоты коротких замыканий, средних значений тока и напряжения на дуге, коэффициентов вариации частоты и длительностей коротких замыканий, погонной энергии, затраченной на формирование сварного шва. Обработка полученных тепловизионных картин, позволяет получать графическое построение кривых термических циклов в режиме двух координатного распознавания, что позволяет судить о скорости изменения температуры в зонах неразъемных соединений [2].

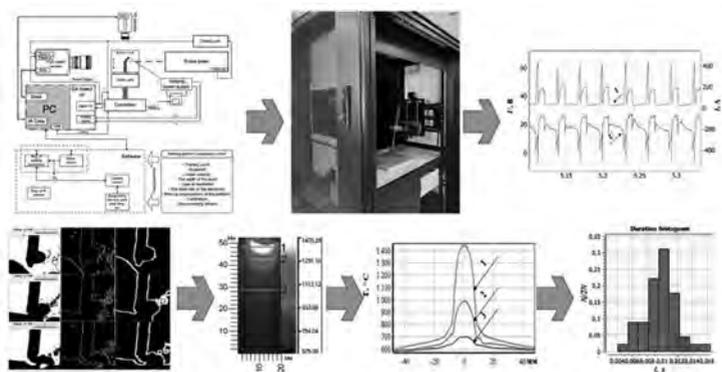


Рис. 1. Этапы исследования быстропротекающих процессов дуговой сварки

Обсуждение результатов исследований. Известно [3], что одним из основных критериев стабильности технологического процесса, является коэффициент вариации длительности коротких замыканий – K_d . В работе установлено, что наименьшее значение K_d , имеет процесс наплавки с управляемым каплепереносом. Сравнение количественных показателей подтверждает, что при данном процессе частота переноса капель электродного металла выше и по размерам они уступают размерам капель при сварке в режиме неуправляемого каплепереноса. Анализ тепловых полей, позволяет установить, что при переходе от режима сварки без управления каплепереноса к способу с управляемым каплепереносом, тепло-содержание сварочной ванны уменьшается, а скорость её остывания увеличивается, что подтверждается кривыми термических циклов, полученными после цифровой обработки тепловых полей, зарегистрированных в сечениях вдоль и поперек шва. При этом длина сварочной ванны уменьшается в среднем на 15–20 %.

Заключение

Выполненные исследования подтверждают высокую эффективность процессов сварки с управляемым каплепереносом. Экспериментальное подтверждение сформулированного заключения

получено благодаря исследовательскому комплексу быстропротекающих процессов тепломассопереноса, реализующего современные методики регистрации и изучения быстропротекающих процессов.

**Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021–2023 годы, проект FWRW-2021-0003.*

Библиографический список

1. Сараев Ю. Н. Комплекс для исследования процессов тепломассопереноса при дуговой сварке / Сараев Ю. Н., Лунев А. Г., Киселев А. С., Гордынец А. С., Тригуб М. В. // Автоматическая сварка. – 2018. – № 8. – С. 1–10. Doi: <http://dx.doi.org/10.15407/as2018.08>.
2. Heat and mass transfer kinetics in arc welding process / Saraev Y. N., Lunev A. G., Semenchuk V. M., Nepomnyashchiy A. S. // Russian Physics Journal. – 2020. – Т. 62. – № 9. – С. 1573–1579.
3. Ланкин Ю. Н. Показатели стабильности процесса дуговой сварки плавящимся электродом // Автоматическая сварка. – 2011. – № 1. – С. 7–15.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ОКРУЖАЮЩЕГО ВОЗДУХА

Сидоров М. М.^{1,2}, Голиков Н. И.¹, Махарова С. Н.¹,
Тихонов Р. П.¹, Иванова М. А.¹

¹*Институт физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова,
СО РАН – обособленное подразделение ЯНЦ СО РАН, Якутск, Россия*

²*Северо-Восточный федеральный университет им. М. К. Аммосова,
Якутск, Россия*

kynakytova@gmail.com

Физическая природа, характеризующая процесс ультразвуковой ударной обработки (УУО), сложна и связана с такими явлениями, как удар, деформация, поверхностное трение и адгезионные явления, диссипация и преобразование механической энер-

гии удара в тепло, колебания с частотой возбуждающей силы, волновые процессы и др. Упрочнение и формирование поля остаточных напряжений в процессе УУО изделия являются результатами комплексного воздействия на материал мощных колебаний с частотой ультразвука и пластического деформирования поверхностного слоя вследствие многократных периодических ударов инструмента [1, 2]. В результате которых, происходит пластическое деформирование, сопровождающееся изменением структуры и свойств поверхностного слоя обрабатываемого материала.

В настоящее время при строительстве и ремонте металлоконструкций ответственного назначения в Республике Саха (Якутия) не применяются подобные способы обработки. Это связано с тем, что в существующих нормативных документах практически отсутствуют способы проведения УУО в условиях низких климатических температур. В основном в них указывается широко известная термическая обработка, которая является операцией дорогостоящей и требует большой тщательности ее проведения, в особенности сложно проводить термическую обработку в условиях низких температур окружающего воздуха. Неправильно проведенная термическая обработка не улучшает, а значительно ухудшает свойства изделия и может совершенно испортить его. По сравнению с ним УУО имеет низкие энергетические затраты, мобильность, экологическую чистоту и производственную безопасность.

Проведенными исследованиями в ИФТПС СО РАН было показано, что УУО сварных соединений положительно влияет на перераспределение остаточных сварочных напряжений и ударную вязкость низколегированных конструкционных сталей (09Г2С, 13Г1С-У) [2, 3]. Эффективность применения технологии УУО во многом зависит от геометрических размеров и участка обрабатываемого изделия, марки материала, мощности, длительности и условий обработки. Таким образом, исследования возможности применения УУО при отрицательных температурах окружающего воздуха для повышения надежности сварных соединений конструкционных сталей является актуальной научно-технической

задачей. Это может эффективно применить перспективные технологии обработки в практике и продлить срок эксплуатации ответственных металлоконструкций.

В работе приведены результаты исследований структуры и микротвердости поверхностного слоя конструкционной стали, подвергнутой УУО при разной мощности обработки 400, 420, 450 Вт соответственно при температуре окружающего воздуха минус 30 °С. В качестве материала исследования использовали трубу диаметром 530 мм, толщиной стенки 8 мм из стали марки 10Г2ФБЮ. УУО осуществляли с внутренней стороны стенки трубы технологическим комплексом, состоящим из ультразвукового генератора УЗГТ 0.5/27 и оснастки типа «Шмель».

Микроструктуру и микротвердость изучали на шлифах по глубине воздействия упрочняющей УУО. Измерение микротвердости образцов проводили на микротвердомере ПМТ-3, а металлографический анализ выполнен на оптическом микроскопе Neophot 32. По результатам экспериментальных исследований установлено, что:

– микротвердость, измеренная на расстоянии 3 и 6 мкм от поверхности образцов увеличивается в соответствии с повышением мощности обработки от 400 Вт до 450 Вт.

– структура поверхностного слоя значительно упрочняется вследствие формирования в поверхностном слое измельченной структуры, что подтверждается увеличением микротвердости.

Проводимые исследования в этом направлении могут быть полезны для разработки способов и технологий УУО в условиях отрицательных температур, а также при выполнении конструктивных и технологических мероприятий для повышения надежности металлоконструкций Севера и Арктики.

Библиографический список

1. Кувшинов М. О., Хлынов А. А. Механизм формирования упрочненного слоя при ультразвуковой ударной обработке / Сборник научных статей по материалам Всероссийской научно-практической конференции «Наука молодых». – Изд-во НГТУ им. Р. Е. Алексеева, 2017. – С. 163–169.

2. Хлыбов А. А., Кувшинов М. О. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства поверхностного слоя аустенитной стали 12Х18Н10Т // Заготовительные производства в машиностроении. – 2017. – Том 15. № 11. – С. 515–519.

3. Sidorov M. M., Golikov N. I. Effect of ultrasonic impact treatment on redistribution of residual stresses in dissimilar thickness girth welds // В сборнике: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. State-of-the-Art and Perspectives. 2019. С. 012039.

4. Голиков Н. И., Сидоров М. М. Влияние ультразвуковой обработки на ударную вязкость сварных соединений труб, изготовленных из сталей 09Г2С и 13Г1С-У // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 7 (79). – С. 3–5.

ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ОКСИДА НИКЕЛЯ (II), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОФАЗНОГО ОСАЖДЕНИЯ

Стрекаловская Д. А., Кондратьева А. С.,
Семенча А. В., Батурова Л. П.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. darya.strek@gmail.com*

Разработана технология получения стабильных электрохромных анодных нанокompозитных тонкопленочных покрытий на основе оксида никеля (II), находящих применение в качестве активных слоев для модуляции светового потока при изготовлении различных технических устройств. Способ включает внедрение во внешние слои тонких пленок оксида никеля (II), полученных методом газофазного осаждения, наночастиц углерода (углеродсодержащих частиц) в условиях катодной поляризации в потенциостатическом режиме в водных средах, содержащих водорастворимые гидроксिलированные производные фуллеренов – фуллеренол $C_{60}(OH)_{24}$, без изменения их оптической плотности в исходном состоянии. Технология реализации способа позволяет эффективно изменять электрохромные свойства тонких пленок оксида никеля (II) и получать нанокompозит, представляющий

собой матрицу тонкого слоя оксида никеля (II), допированную наночастицами углерода, с повышенной контрастностью и обладающих способностью сохранять окрашенное состояние после выключения поляризации в условиях разомкнутой цепи в течение длительного времени без затрат энергии в растворе и на воздухе т. е. характеризоваться наличием «эффекта оптической памяти».

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ31B

Фомин Г. Б., Панченко О. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. fomin-gb@mail.ru*

В современной промышленности насущно стоит вопрос разработки «прорывных» технологий и материалов на основе магния и их дальнейшей обработке, в том числе и сварке.

Целью работы является исследование технологий сварки трением с перемешиванием (СТП) и дуговой сварки (ААДП) с контролируемым короткозамкнутым переносом при низких тепловложениях под торговой аббревиатурой «СМТ» магниевого сплава AZ31B.

В рамках данного исследования технологий сварки был использован магниевый сплав AZ31B с Mg–Al–Zn системой легирования, из которого были изготовлены лист (подложка) и сварочная проволока. Сплав средней чистоты по примесям (железо и никель) и имеет отличительные особенности по содержанию марганца (0.2–1 %). Аналогом в России является сплав МА2. [1]

При СТП сварочный инструмент, изготовленный из износостойкого материала, вставляется в стыковые кромки при этом вращаясь и перемещается вдоль линии соединения. Инструмент состоит из двух основных частей: плеча для создания тепла трения

и поддержки размягченного материала и пина для перемешивания материала. [2, 3]

СМТ (Cold Metal Transfer) процесс, основанный на методе короткозамкнутого переноса металла при сварке, плавящимся электродом в среде инертных защитных газов.

При СМТ в дуге, при первом обнаружении короткого замыкания (падение сопротивления) источник питания снижает ток и отрыв капли происходит за счет обратного движения сварочной проволоки. Это приводит к снижению тепловложения при СМТ и отсутствию брызг, пагубно влияющих на стабильность процесса. [4, 5]

Для сварки использовались две пластины магниевое сплава AZ31В размером 400 мм × 140 мм × 2 мм. Сварка осуществлялась в 1 проход в линейном направлении параллельно прокатке без предварительного подогрева и выводных планок. При сварке ААДП использовалась медная подкладка для лучшего теплоотвода.

Режим сварки был подобран по анализируемой литературе, а затем эмпирическим путём в ходе пробных сварок был выбран следующий режим для СМТ процесса – сила тока 95 А, напряжение 13,3 В, скорость подачи проволоки 6 м/мин, скорость сварки 40 м/ч. Защита от атмосферных газов осуществлялась при помощи подачи высокочистого аргона 15 л/мин.

Для СТП использовался следующий режим: скорость вращения инструмента по часовой стрелке 3000 об/мин, скорость сварки 18 м/ч, осевая сила – 1,7 кН.

Перед сваркой было проведена зачистка и обезжиривание поверхности. После сварки пластины были визуально осмотрены на предмет дефектов поверхности, таких как не сплавление и брызги.

Предел прочности образцов, полученных ААДП (методом СМТ) находится в диапазоне 219–242,7 МПа, а относительное удлинение 4,4–7,5 %, что сопоставимо с механическими свойствами основного металла (260 МПа и 8,0 %).

Предел прочности образцов полученных технологией СТП находится в диапазоне 188–189 МПа, а относительное удлинение – 3,1–3,5 %, что ниже механических свойств основного металла (260 МПа и 8,0 %).

В результате анализа макроструктуры двух способов сварки, дефекты макроструктуры отсутствуют.

При анализе микроструктуры продольного сечения образцов ААДП и СТП отмечаем по границам и внутри зёрен частицы интерметаллидов различного химического состава на базе сложнолегированного твёрдого раствора α -магния.

В результате проведённых исследований и анализа литературы оба метода являются оптимальными. Однако технология ААДП методом СМТ является более предпочтительной технологией при сварке тонколистовых конструкций (до 3 мм).

Библиографический список

1. Волкова Е. Ф., Антипов В. В. Магниевые деформируемые сплавы // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. – No 5. – С. 20–26.
2. Wang W., Han P., Qiao K. Effect of the rotation rate on the low-cycle fatigue behavior of friction-stir welded AZ31 magnesium alloy // Engineering Fracture Mechanics. – 2020.
3. G. Pradeep Kumar Reddy B. Ratna Sunil B. Balakrishna Joining of AZ31 Mg alloy sheets by friction stir welding and investigating corrosion-initiated failure // Materials Today: Proceedings. – 4 (2017). – pp. 6712–6717.
4. Selvi S., Vishvakshenan A., Rajasekar E. Cold metal transfer (CMT) technology // An overview Defence Technology. – 2018. – pp. 28–44.
5. Hu S., Zhang H., Wang Z., The arc characteristics of cold metal transfer welding with AZ31 magnesium alloy wire // Journal of Manufacturing Processes. – 2016. – pp. 298–306.

**АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА
И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ТРУБНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ
ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НР40NbTi**

Фролов М. А.^{1,2}, Беликова Ю. А.^{1,2},
Фукс М. Д.², Кондратьев С. Ю.¹

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

²*Центральный научно-исследовательский институт
конструкционных материалов «Прометей» имени И. В. Горьнина
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»,
г. Санкт-Петербург, Россия
frol_maks20@mail.ru*

Жаропрочные аустенитные сплавы НР40NbTi на основе системы Fe-25Cr-35Ni-0,4C, модифицированные ниобием и титаном, являются основными материалами для изготовления элементов высокотемпературных установок в нефтехимической, химической и металлургической промышленности [1–2]. Сплавы работают в чрезвычайно сложных условиях одновременного воздействия температур (800–1000 °С, с локальным перегревом до 1150 °С), внешних нагрузок (5–10 МПа) и агрессивной среды (окисление и науглероживание) [3]. Оборудование, изготовленное из этих сплавов, как правило, рассчитано на срок службы 100 000 ч., но из-за повреждений компонентов реальный срок службы узлов оборудования варьируется от 30 000 до 60 000 ч [4].

Основными методами изготовления литых заготовок из сплавов НР40NbTi являются статическое и центробежное литье. При изготовлении промышленного оборудования литые детали свариваются ручной аргодуговой сваркой с V-образной разделкой и применением сварочной проволоки сплошного сечения.

В сварных соединениях микроструктура сварного шва и основного металла состоит из одинаковых фаз. В процессе эксплуатации в этих участках соединения протекают одинаковые фазовые превращения [5–6]. Однако изменение структуры и фазового

состава в металле шва и зоне термического влияния может начинаться уже во время сварки и, как следствие, при эксплуатации протекать с большей скоростью по сравнению с основным металлом. Вследствие этого, а также из-за неоднородности свойств, температурного градиента, высоких скоростей охлаждения и напряжений, возникающих в процессе сварки, сварное соединение является потенциальным местом разрушения. Однако результаты опубликованных исследований не позволяют сделать однозначный вывод, что при длительной эксплуатации разрушение оборудования из литых сплавов HP40NbTi происходит преимущественно в сварных зонах. В связи с этим необходимы дальнейшие экспериментальные исследования особенностей формирования микроструктуры сварных соединений из сплавов HP40NbTi и ее влияние на их эксплуатационные свойства.

Целью исследования является детальный анализ структуры на макро- и микро- уровнях и исследование влияния сварки на механические свойства сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi .

Исследование микроструктуры и фазового состава сварного соединения проводили методами световой и электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Установлено, что структура сварного соединения характеризуется выраженной качественной и количественной неоднородностью, значительно различаясь по дисперсности, морфологии и соотношению структурных составляющих, химическому составу фаз в основном металле, зоне термического влияния и металле шва.

Выявлено образование сегрегаций кремния вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома, а также образование интерметаллидной G -фазы на границе включений карбидов и матричной γ -фазы в зоне термического влияния.

Определение кратковременных и длительных механических свойств сварного соединения показало, что выявленные структурные изменения, протекающие при сварке труб, приводят к снижению работоспособности сплава в зоне термического влияния.

Библиографический список

1. Орыщенко А. С. Жаростойкие жаропрочные сплавы [Текст] / А. С. Орыщенко. – СПб. : Наука, 2011. – 191 с.
2. Орыщенко А. С., Кондратьев С. Ю., Анастасиади Г. П., Фукс М. Д., Петров С. Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2012. – № 1–1 (147). – С. 217–228.
3. Масленков С. Б., Масленкова Е. А. Стали и сплавы для высоких температур : справочник в двух книгах. Книга 1. – М. : Металлургия, 1991. – 384 с.
4. Bonaccorsi L., Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A. Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // Engineering Failure Analysis. – 2014. – V. 36. – P. 65–74.
5. Рудской А. И., Орыщенко А. С., Кондратьев С. Ю., Анастасиади Г. П., Фукс М. Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 1 // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 1 (703). – С. 3–8.
6. Рудской А. И., Кондратьев С. Ю., Анастасиади Г. П., Орыщенко А. С., Фукс М. Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45X26H33C2B2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 2 // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 3 (705). – С. 12–19.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК Т-ОБРАЗНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛУЧАЕМЫХ КОНТАКТНОЙ РЕЛЬЕФНОЙ СВАРКОЙ

Юманов Д. Н., Фурманов С. М.

*Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования
«Белорусско-Российский университет», Республика Беларусь, Могилев
oitsp.dmitriy.y@gmail.com*

Обеспечение стабильно высоких прочностных характеристик Т-образных сварных соединений с различными видами и формами рельефов в настоящее время является актуальной задачей. Это

связано с тем, что в нормативно технической документации и литературных источниках содержится недостаточно информации о рекомендуемых параметрах режима сварки к конкретному виду сварного соединения. Как следствие, при сварке таких сварных соединений прибегают к использованию универсальных формул для расчета параметров режима сварки. Использование данных рекомендаций не всегда приводит к образованию качественного соединения, в связи с тем, что в процессе расчета не учитываются геометрические особенности сварных соединений.

Экспериментальное определение режимов контактной рельефной сварки таких соединений на производстве не всегда приводит к положительному результату и связано с увеличением трудоемкости и материальных затрат. Нередко на предприятиях машиностроительного комплекса Республики Беларусь, подобные типы сварных соединений получают путем замены контактной рельефной сварки на механизированную сварку в среде защитных газов. Такое изменение технологического процесса получения подобных соединений существенно увеличивает время на производство сварного узла за счет введения дополнительных заготовительных и послесварочных операций, а также материальные затраты на производство узла.

Серийная аппаратура для управления процессом контактной сварки не всегда может обеспечить плавное задание параметров режима и отработать определенную циклограмму сварки. В связи с достаточно жестким заданием режимов при сварке наблюдается выплеск расплавленного металла, что приводит к образованию дефектов сварных соединений и снижению прочности.

Перспективным направлением в повышении качества сварных соединений при контактной рельефной сварке является использование систем управления процессом сварки, которые позволяют не только регистрировать параметры сварочного процесса для последующего анализа и внесения в него корректировок, но и напрямую воздействовать на параметры сварки в режиме реального времени. Однако в существующих системах есть некоторые недостатки: регулировка только одного параметра цикла сварки, что не всегда может быть эффективным; сложность аппаратной инте-

грации системы с некоторыми контактными машинами; управление только на определенных этапах сварки; запаздывание и низкое быстродействие.

Нами была разработана система программного управления с коррекцией мощности тепловложения в зону сварки, которая представляет собой устройство, подключающееся к контактной сварочной машине и состоит из следующих компонентов: персонального компьютера, который используется для задания параметров сварки, запуска программного кода и получения информации о процессе сварки; датчиков тока и напряжения, датчика перемещения верхнего электрода и тензорезисторы, которые измеряют усилие сжатия электродов; блока управления тиристорами, который позволяет открывать тиристоры под заданным углом открытия и заданной длительностью; преобразователя напряжений National Instruments, который служит для задания циклограмм сварки и отвечает за прием сигналов в процессе сварки их обработку и создания управляющего воздействия на блок управления тиристорами; блока согласования напряжений, который является связующим звеном между корректирующей системой и контактной сварочной машиной.

T-образные сварные соединения, получаемые при помощи системы программного управления испытывались на прочность по методу статического продавливания, а также проводились металлографические исследования.

При проведении металлографических исследований установлено следующее: сварные соединения, получаемые с использованием серийной аппаратуры, обладали рядом дефектов, наблюдалось отсутствие линии сплавления, отсутствие литой структуры, в связи с удалением большого количества расплавленного металла из зоны соединения с выплеском. При применении корректирующей системы возникновение выплесков удалось минимизировать, что способствует образованию благоприятной структуры сварных соединений, так как весь объем расплавленного металла остается в зоне соединения.

Испытания T-образных сварных соединений на прочность показали следующие результаты: при использовании серийного

регулятора сварочных процессов РКС-801 средняя нагрузка которую выдерживает образец составила 18,7 кН (при разбросе от 15,08 до 21,96 кН), при применении системы программного управления – 26,5 кН, разброс значений – от 23,47 до 30,85 кН. Это свидетельствует о значительном улучшении стабильности прочностных свойств сварных соединений, получаемых при помощи системы программного управления с коррекцией мощности, по сравнению со сваркой соединений с использованием серийной аппаратуры для управления процессом сварки.

MODERN TECHNOLOGIES FOR PRODUCTS FROM HEAT-RESISTANT ALLOYS BASED ON REFRACTORY METALS

Karpov M. I.

Institute of Solid State Physics RAS. karpov@issp.ac.ru

In recent years, a large number of publications have been devoted to the problem of creating new, more refractory than nickel superalloys, heat-resistant structural alloys for use in the aviation, space industry and nuclear power. Higher melting temperatures of such alloys – 2000 °C and higher, makes it difficult to manufacture some parts from them by casting due to the lack of materials for making crucibles. This primarily applies to eutectic alloys based on niobium and molybdenum. For heat-resistant alloys of a non-eutectic type with melting temperatures above 2500 °C, ingots of which are produced by crucible-free methods of electron beam or vacuum electric arc melting, the problem is the coarse-grained structure and, accordingly, their low technological plasticity. This report provides an overview of the results of the application of additive technologies to solve these problems on the example of eutectic alloys of the Nb-Si, Nb-C systems and a low-alloy alloy of the Mo-Ta system.

The work was carried out within the framework of the State Assignment of the ISSP RAS and the RFBR project No. 19-02-00434

EVOLUTION OF THE MACRO- AND MICROSTRUCTURE OF MAGNESIUM CHIPS AFTER MECHANICAL, THERMAL AND PLASTIC PROCESSING

Zamozdra M., Tsemenko V., Ganin S., Trotsky M.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg, Russia
zamozdra.m@gmail.com

Wrought magnesium alloys are lightweight and durable structures that make it possible to obtain various metallurgical products with good mechanical properties [1]. Such alloys are lighter than aluminum ones, but they are not inferior to them in strength [2]. The main problem after mechanical production of the product is a large amount of chips, which is not desirable to be remelted due to significant waste [3]. This paper proposes a technology for processing such chips with tracking the macro- and microstructure, porosity, intermetallics and defects. The technology includes chip briquetting, hot extrusion, annealing, and gauge rolling.

The experimental part of the article consists of 9 hot extrusion modes for selecting the optimal technology for mechanical properties. This is confirmed by mechanical compression and tensile tests.

Having identified the regime with the best mechanical properties [4], we continue to improve it by annealing. Annealing evens out the microstructure of the grains, averaging their size, and also heals the transitions between the chips in the longitudinal section. This is confirmed by optical microscopy.

Annealing is followed by gauge rolling. Plastic deformation eliminates a significant part of the pores, which is confirmed by optical microscopy. However, some of the specimens cannot withstand excessive loading and delaminate in two. More intermetallic compounds are found on the fracture surface of such samples than in the extruded profile or the original shavings. This is confirmed by spectral emission microscopy.

As a result, we observe the evolution of the microstructure at each stage of processing in order to improve it. Sometimes macro-structural

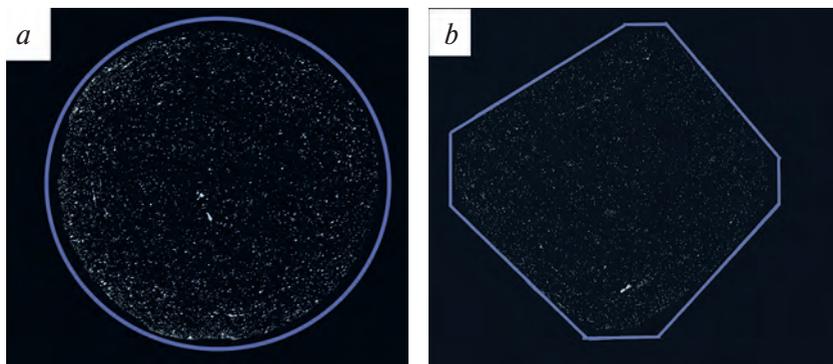


Fig. 1. Elimination of microporosity in the cross section of the magnesium rod. Part *a* – hot extruded rod. Part *b* – the same sample after annealing and rolling in calibers. The pores are highlighted in white. The contour of the bar shape is outlined in blue.

images are used for better observation, and sometimes SEM. The mechanical properties of the obtained profile are not inferior to the GOST strength indicators.

Reference

1. E. F., Volkova, Modern wrought alloys and composite materials based on magnesium, MITOM [online]. 2006, № 116 pp. 5–9. <https://viam.ru/public/files/2012/2012-206031.pdf>
2. A. Nikolas, S. Rolnik, Application of magnesium components in the aerospace industry // *Aerospace Courier*. – 2011. – № 1. – pp. 42–44.
3. Girshov V. L., Rudskoy A. I., Tsemenko V. N. Processing metal chips using powder metallurgy and plastic deformation // *Proceedings of SPbGPU No. 510. Materials and chemical technology*. – 2009. – № 510. – pp. 18–27.
4. G. E. Kodzhaspirov, D. A. Kitaeva, Sh. T. Pazylov, Ya. I. Rudaev. On anisotropy of mechanical properties of aluminum alloys under high temperature deformation // *Materials Physics and Mechanics*. – 2018. – 38 (1). – pp. 69–75.

**СЕКЦИЯ
«БИОМАТЕРИАЛЫ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ,
3-D ПЕЧАТЬ БИОМАТЕРИАЛОВ»**

**ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ
НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ
НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ
ОБРАЗЦАХ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%)**

Жапова Д. Ю., Лотков А. И., Гришков В. Н.,
Гусаренко А. А., Родионов И. С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, РАН,
Томск, Россия. dorzh@ispms.tsc.ru*

В последнее десятилетие, согласно статистике ВОЗ, существенная доля смерти людей является следствием заболеваний сердечнососудистой системы. Одним из способов лечения таких заболеваний являются операции стентирования сосудов и сердца. В качестве материала для производства стентов могут быть использованы сплавы на основе никелида титана (TiNi). Сплавы на основе TiNi обладают эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, обусловленными термоупругими мартенситными превращениями (МП) из высокотемпературной В2 фазы в ромбоэдрическую (R) и моноклинную В19' мартенситные фазы. В качестве материала для производства стентов используют сплавы на основе TiNi, обогащенные никелем относительно стехиометрического состава. Технологические операции производства стентов подразумевают термические и деформационные обработки изделий. При этом в сплавах, обогащенных никелем, происходят процессы высокотемпературного и низкотемпературного старения: выделяются частицы второй фазы Ti_3Ni_4 в один и два этапа, соответственно. Этот процесс приводит к изменению последовательности и температур МП, а также механических

и функциональных характеристик образцов сплавов на основе TiNi. Цель данной работы – исследовать механические и неупругие (сверхэластичность и ЭПФ) свойства образцов сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%) в исходном состоянии поставки и после высокотемпературного отжига.

В состоянии поставки образцы исследованного сплава испытывали МП $B2 \leftrightarrow B19'$. После высокотемпературного старения при 773 К в течение 70 минут последовательность МП изменилась на $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$. Температуры МП также изменились, ТАБЛИЦА.

Таблица

Температуры МП в исходном и отожжённых образцах.

| Состояние образцов | T_R , К | M_S , К | A_F , К |
|--------------------|-----------|-----------|-----------|
| Исходное | - | 252 | 273 |
| Отжиг при 773К | 308 | 271 | 293 |

Примечание: T_R – температура начала превращения в R-фазу, M_S – температура начала МП в $B19'$ -фазу при охлаждении образцов, A_F – температура конца обратного МП в $B2$ -фазу при нагреве образцов.

Исследование механических свойств при растяжении при комнатной температуре показало, что отжиг образцов исследуемого сплава приводит к снижению величины мартенситного сдвига, упрочнению образцов (повышению прочности) и уменьшению удлинения до разрушения.

Неупругую и пластическую деформации задавали методом кручения образцов на установке типа обратного крутильного маятника. Заданная образцам в процессе изотермического нагружения деформация (γ_t), включает неупругую (γ_{CHD}) и пластическую (γ_{TP}) деформацию. Неупругая деформация (γ_{CHD}) является суммой величин эффектов сверхэластичности (γ_{CE}) и памяти формы (γ_{EPF}): $\gamma_{CHD} = \gamma_{CE} + \gamma_{EPF}$. Величину эффекта сверхэластичности определяли как величину возврата неупругой деформации в изотермических циклах «нагружение-разгрузка». Величина эффекта памяти формы равна возврату неупругой деформации при после-

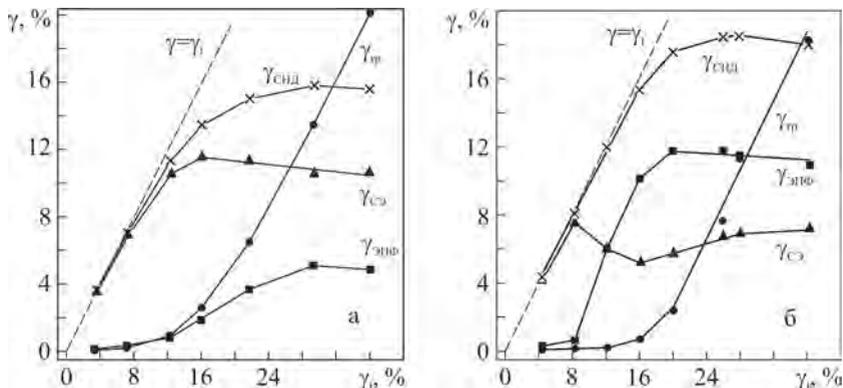


Рис. Зависимости γ_t (пунктирная линия), $\gamma_{сэ}$ (▲), $\gamma_{эфФ}$ (■), $\gamma_{снД}$ (×) и $\gamma_{гр}$ (•) от γ_t после изотермического нагружения при 299 К (а) исходных образцов, и после изотермического нагружения при 301 К (б) образцов после высокотемпературного старения

дующем нагреве разгруженных образцов до температуры 480 К. Накопленная при данной γ_t пластическая деформация ($\gamma_{гр}$) соответствует остаточной деформации при 480 К. В каждом последующем цикле γ_t увеличивалась (вплоть до разрушения образцов).

Из рисунка видно, что при комнатной температуре исходные образцы испытывают эффект сверхэластичности, а образцы после отжига при 773 К (и, соответственно высокотемпературного старения) испытывают ЭПФ. При этом наблюдали количественное повышение характеристик исследованных образцов вследствие упрочнения материала при отжиге. В работе обсуждаются механизмы изменения характеристик неупругих свойств при высокотемпературном старении крупнозернистых образцов сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат. %).

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации № МК-1057.2020.8 и государственного задания ИФПМ СО РАН (тема номер FWRW-2021-0004).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОЛИТНО ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ КОБАЛЬТХРОМОВЫХ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАЦИОННЫХ СИСТЕМ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ SLM

Осинников И. В., Абляз Т. Р., Муратов К. Р., Шлыков Е. С.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия. lowrider11-13-11@mail.ru*

В настоящее время, для лечения форм ишемической болезни сердца, связанных с сужением или окклюзией артерий сердца, широко применяют стентирование [1]. Для изготовления медицинских стентов широко применяются кобальто-хромовые сплавы [2].

Одним их методов изготовления стентов из кобальто-хромовых сплавов является селективное лазерное спекание (SLM) [3]. Стенты, полученные методом SLM, имеют грубую поверхность. Основной причиной этого является наличие на поверхности спеченного образца частиц непроплавленного металла. Вследствие данного дефекта возникает риск повреждения сосудов при стентировании. Стенды требуют финишной обработки [4].

Адекватным решением данной проблемы является применение метода погружного электролитно-плазменного полирования (ЭПП) для финишной обработки стентов, полученных методом SLM. Метод ЭПП основан на электроразрядных явлениях в системе «металл – электролит», при этом обрабатываемая деталь является анодом [5–7].

Целью исследования является исследование возможности применения технологии электролитно-плазменного полирования стентов из кобальтохромовых, полученных методом SLM.

Для исследования изготовлен образец стента из кобальтохромового порошка CoCr30. Стент изготовлен на 3D – принтере Realizer SLM 50.

Для определения влияния ЭПП на шероховатость и величину снимаемого припуска при обработке кобальто-хромовых сплавов

использован образец-имитатор. Данный образец представляет собой цельнотелую пластину 80×20 мм.

Эксперименты по электролитно-плазменной полировке образца-имитатора проводились на лабораторной установке ЭПП-40 мощностью 40 кВт. Используемый метод – полное погружение. Напряжение на электродах составляло 380 В. В качестве электролита использован 3 % раствор фторида калия KF. Время обработки составило 60 с.

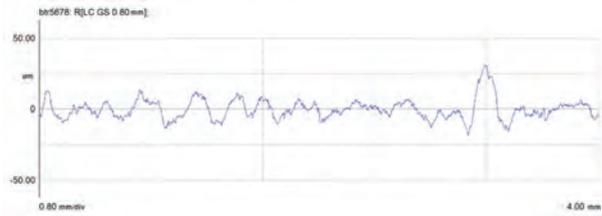
Произведены замеры толщины и шероховатости (Ra) поверхности образца-имитатора до и после ЭПП. Для измерения параметров шероховатости использован профилометр Mahr Perthometer S2 по ГОСТ 2789-73. Для измерения геометрических параметров образцов использована координатно-измерительная машина Contura G2.

В процессе электролитно-плазменной полировки образцов полученных методом проволоочно-вырезной электроэрозионной обработки при подачи напряжение на электроды вокруг поверхности образца, погруженной в электролит, загоралась стабильная плазма аномального тлеющего разряда. Происходило комплексное электрохимическое и электрофизическое воздействие на поверхность образца, в результате чего происходило сглаживание микронеровностей (полирование). Обработанные поверхности обретали металлический блеск. На рис. 1 представлены профилограммы образцов.

Установлено, что при ЭПП образцов в течение 300 секунд Ra снизилось в 3,6 раз. Снимаемый припуск равен 0,035 мм на сторону. Исходя из значений шероховатости и припуска, полученных для образца-имитатора можно сделать вывод о возможности применения технологии ЭПП для финишной обработки изготовленного стента. Для более детального изучения процесса ЭПП, обработка производилась в два этапа по 30 с. Произведены замеры размеров образца до ЭПП и после каждого из этапов. Результаты измерений представлены в таблице 2.

Анализ образца показал, что до ЭПП поверхность представляет собой большое количество наложенных друг на друга

а)



б)

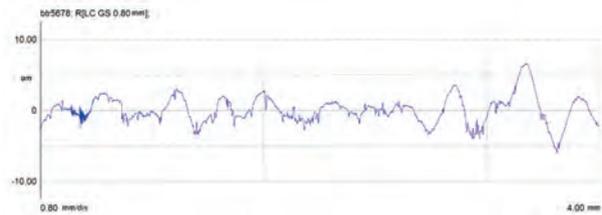


Рис. 1. Профилограммы поверхности образца-имитатора:
а) Исходная поверхность; б) Поверхность после ЭПП.

Таблица 2

Геометрические размеры образца стента.

| Размер | Значение | | |
|----------------------------|----------|--------|--------|
| | Исходный | 30 с | 60 с |
| Внешний диаметр (D), мм | 7.15 | 7,12 | 7,10 |
| Внутренний диаметр (d), мм | 6.40 | 6,50 | 6,55 |
| Высота (h), мм | 13.50 | 13,48 | 13,45 |
| Толщина стенки (t), мм | 0.375 | 0,31 | 0,275 |
| Масса (m), г | 0.2468 | 0,2374 | 0,2279 |

непроплавленных частиц металла (рисунок 4, *a*). После 30 с ЭПП (рисунок 4, *b*) на обработанной поверхности снижается количество непроплавленных частиц. При дальнейшем увеличении времени ЭПП (рисунок 4, *c*) обрабатываемая поверхность выглаживается. Непроплавленные частицы полностью удаляются поверхности. Анализ полученных данных показал, что внешний диаметр стента и его высота уменьшаются пропорционально времени ЭПП образца. Толщина стенки уменьшается, внутренний диаметр увеличивается. На рисунке 5 представлена диаграмма изменения снимаемого припуска.

Установлено, что при увеличении времени обработки с 30 до 60, припуск, снимаемый со всех поверхностей увеличивается почти в два раза.

Показана возможность применения технологии ЭПП в качестве финишной операции для изготовления стентов из кобальтохромовых сплавов. Установлено, что при увеличении времени обработки с 30 до 60 секунд припуск снимаемый со всех поверхностей увеличивается почти в два раза. Отмечено, что за 60 с ЭПП с обрабатываемой поверхности практически полностью удаляются непроплавленные частицы металла, поверхность выглаживается.

Библиографический список

1. Гончаров А. И., Коков Л. С., Лихарев А. Ю. Результаты рентгеноваскулярного лечения ИБС с применением различных типов стентов // *Ангиология и сосудистая хирургия*. – 2009. – № 2 (15) (приложение 21 международная конференция г. Самара). – С. 92–93.
2. Ильин А. П. Диагностика нанопорошков и наноматериалов : учеб. пособие. – Томск : Изд-во Томского политехнического ун-та, 2008. – 249 с.
3. Назаров А. П. Разработка технологического процесса изготовления сложнопровильных деталей из жаропрочного кобальтового сплава методом селективного лазерного плавления : Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 2013. – 20 с.
4. Назаров А. П., Окунькова А. А. Типовые образцы изделий получаемых методом селективного лазерного спекания // *Вестник СГТУ*. – 2012. – № 3 (67) – С. 76–83.

5. Куликов И. С., Ващенко С. В., Камнев А. Я. Электролитно-плазменная обработка материалов. – Минск : Беларус. наука, 2010. – 232 с.

6. Зарубин Д. А., Ушомирская Л. А. и др. Автоматизация процессов электролитно-плазменной обработки пространственно сложных поверхностей токопроводящих изделий методом контролируемого струйного полива // Современные высокоэффективные технологии и оборудование в машиностроении (МТЕТ – 2016), 6–8 октября 2016. – 347 с.

7. Ушомирская Л. А., Новиков В. И., Фоломкин А. И. Формирование газовой анодной оболочки и ее влияние на возможности электролитно-плазменной обработки сложных поверхностей // Металлообработка : научно-производственный журнал. – СПб., 2012. – № 3 (69). – С. 11–14.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЖЕСТКОЙ СИСТЕМОЙ МИКРОФИЛЬТРАЦИОННЫХ ПОР НА ОСНОВЕ БАЗАЛЬТОВЫХ ВОЛОКОН

Петюшик Е. Е.^{1,2}, Азаров С. М.³, Азарова Т. А.³, Бесараб С. В.²,
Дробыш А. А.³, Евтухова Т. Е.³, Саука Ю. Д.²

¹*Государственное научно-производственное объединение
попорошковой металлургии, Республика Беларусь*

²*Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь*

³*Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь*

azarov@bntu.by

Применение пористых материалов на основе керамических волокон актуально благодаря возможности их эксплуатации при высоких тепловых нагрузках. В отличие от известных (волоконные базальтовые плиты) размер и конфигурация пор создаваемых пористых материалов остаются постоянными в процессе эксплуатации за счет жесткости каркаса. Такое техническое решение позволяет, например, повысить качество очистки и кардинально уменьшить габариты фильтрующих устройств. В этом случае задерживаются частицы, размер которых больше пор, а затем из них

образуется слой загрязнений, который также является фильтрующим материалом. Процесс характерен для жесткой пористой перегородки толщиной 1...20 мм, с размерами пор 1...20 мкм (режим микрофльтрации), организованной в виде пластин или труб различного диаметра (фильтроэлементы), которые работают при малых скоростях фильтрования.

Ранее исследованы особенности сруктурообразования материалов на основе базальтового волокна: установлено, что размеры пор могут изменяться в пределах 2,7–16 мкм, прочность на сжатие – 0,2–2,1 МПа, проницаемость достигает $(2-9) \times 10^{-10} \text{ м}^2$.

Основной сложностью при получении керамических материалов с жесткой системой микрофльтрационных транспортных пор на основе базальтовых волокон является процесс спекания волокон. Малый диаметр аморфного базальтового волокна (~ 13 мкм) позволяет создавать в пористом материале микроскопические участки, испытывающие высокие термические напряжения из-за большого градиента температур. Такие условия, а также низкие механические ограничения для зарождения кристаллической фазы вызывают интерес к проводимым исследованиям.

Целью работы является изучение структурно-фазовых превращений при спекании базальтовых волокон в пористый материал и установление условий взаимодействия волоконных дисперсных систем для создания регулярной структуры пор.

Исследования проводились на образцах в виде труб $\varnothing 65$ мм, длиной до 500 мм сформованных радиальным прессованием при давлении 40 МПа и спеченных из базальтового волокна марки БС16-6-76 на воздухе при 1000, 1050, 1100 °С. Вид образцов и структура пористого материала представлены на рисунке. Прочность на сжатие определяли на образцах $\varnothing 17$ мм, высотой 10–17 мм, сформованных в пресс-форме при давлении 40 МПа.

Термостойкость оценивалась по сохранению прочности при сжатии после нагрева до температур 1000, 1050, 1100 °С с последующим резким охлаждением в воде или жидком азоте. Пористость образцов составляет 65–80 %.

Свойства образцов в зависимости от температуры спекания

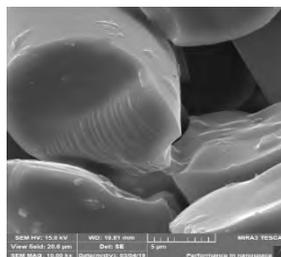
| Температура спекания, °С | Характеристики образцов | | | |
|--------------------------|--------------------------|------------------------------|---|--|
| | Прочность на сжатие, МПа | Плотность, г/см ³ | Удельная поверхность, м ² /г | Проницаемость, ×10 ⁻¹⁰ , м ² |
| 1000 | 1,0–1,1 | 0,61–0,65 | 0,425–0,655 | 6–8 |
| 1050 | 1,6–1,8 | 0,79–0,87 | 0,165–0,225 | 4–6 |
| 1100 | 2,2–2,5 | 0,89–0,93 | 0,115–0,135 | 2–4 |

Установлено, что после закалки прочность увеличилась. Коэффициент проницаемости и пористость не изменяются. Незначительно изменялось соотношение фаз. Кристаллизация в волокнах при закалке начинается с формирования зародышей калий-алюмосиликатного шпинелида, выступающих в роли центров кри-

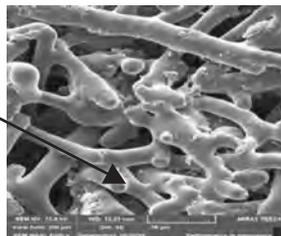
б



а



в



Вид образцов: *а* – базальтовое волокно;
б – фильтроэлемент из базальтового волокна в руках магистранта;
в – структура пористого материала

сталлизации и входящих в структуру ортоклаза. Последними в иерархии фаз наблюдается образование низкомолекулярной железосодержащей фазы – гематита [α - Fe_2O_3], встроенного в каркасный силикат изоморфного ряда.

Увеличение прочности может быть следствием возрастания степени кристалличности структуры в результате активации ликвационных процессов в аморфной матрице волокна в сочетании с демпфирующим влиянием пор и микрометровых диаметров волокон, позволяющим уменьшить процесс развития микротрещин.

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Промахов В. В., Матвеев А. Е., Бахмат В. Р.,
Дронов Ф. Ю., Шульц Н. А.

Томский государственный университет, Томск, Россия. vvpromakhov@mail.ru

На сегодняшний день одной из основных задач исследователей в области аддитивных технологий является разработка новых композиционных порошков жаропрочных материалов, которые востребованы в двигателестроительной, автомобильной и авиакосмической промышленности [1]. Одним из возможных способов получения таких материалов является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который отличается от остальных своей простотой, скоростями синтеза и минимальными затратами энергии [2]. Цель данной работы – синтез, исследование фазового состава и структуры композиционных порошков, полученных методом СВС из порошковой смеси CrN-TiNi , а также исследование фазового состава и структуры материалов, полученных методом аддитивных технологий с использованием этих композиционных порошков.

Для синтеза композиционных материалов в режиме СВС проводили смешивание порошков CrN и TiNi в соотношении:

54.6 масс.% CrN + 45.4 масс.% TiNi. Из полученной смеси, путем холодного одноосного прессования, готовились образцы диаметром 23 мм. Давление прессования составило 23 МПа. Полученные образцы помещались в реактор постоянного давления. Далее емкость реактора вакуумировалась и заполнялось инертным газом (аргоном) до давления 3 МПа. Инициирование процессов СВ-синтеза осуществлялось путем нагрева верхней части образца молибденовой спиралью. Полученные СВС-композиты измельчались в порошок в планетарной мельнице.

Получение образцов из композиционных порошков проводили с применением технологии прямого лазерного выращивания. Проведены исследования влияния мощности лазера и скорости выращивания на стабильность процесса и качество полученных образцов. По результатам апробации режимов было установлено, что при сильном понижении скорости выращивания крайних валиков, в месте перехлёста смежных валиков, образуются несплавления. Данный дефект устраняется либо повышением мощности излучения, либо повышением скорости процесса. При сильном повышении скорости — замечена тенденция к занижению высоты крайних валиков, относительно центральных. Экспериментально подобрано соотношение скоростей, обеспечивающее отсутствие описанных дефектов.

В таблице 1 представлены результаты рентгенофазового анализа композиционных СВС-порошков TiN-CrNi и материалов, полученных методом аддитивных технологий из этих порошков. Рисунок 1 демонстрирует РЭМ-изображения структуры СВС-порошков TiN-CrNi и материалов, полученных методом аддитивных технологий из этих порошков, а также гистограммы распределения частиц TiN.

Рентгенофазовый анализ порошковых СВС-продуктов и материалов, полученных методом аддитивных технологий из этих порошков, показал наличие фаз TiN (70 масс.%), CrNi (30 масс.%). Структура частиц СВС-порошков состоит из интерметаллидной матрицы CrNi, в которой равномерно распределены керамические включения TiN. Средний размер частиц равен 1.1 мкм. Структура

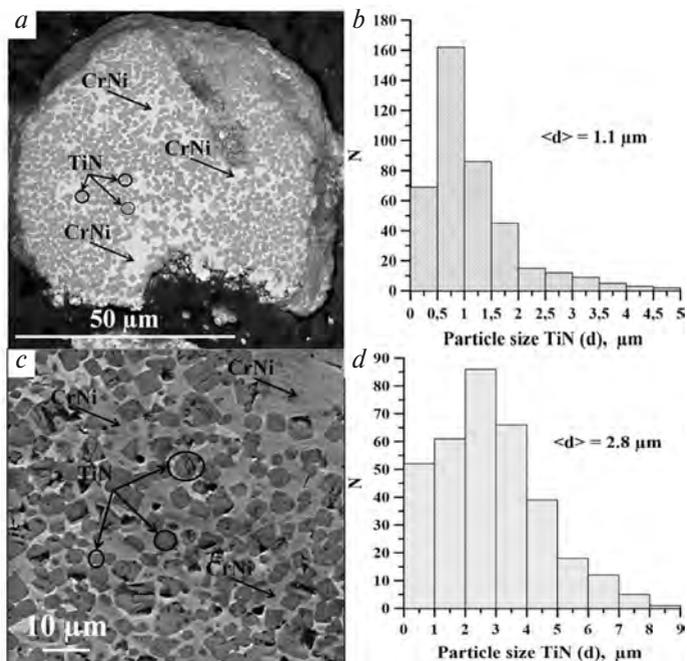


Рис. 1. РЭМ-изображения и гистограммы распределения частиц СВС-порошков TiN-CrNi (a, b), а также материалов, полученных методом аддитивных технологий из этих порошков (c, d)

Таблица 1

Результаты рентгенофазового анализа композиционных СВС-порошков TiN-CrNi и материалов, полученных методом АТ из этих порошков.

| Образец | Обнаруженные фазы в продуктах синтеза | Содержание фаз, mass% |
|--------------|---------------------------------------|-----------------------|
| СВС-порошки | TiN | 70 |
| | CrNi | 30 |
| Материалы АТ | TiN | 70 |
| | CrNi | 30 |

материалов, полученных методом аддитивных технологий, наследует матричную структуру СВС-порошков. При этом средний размер частиц TiN равен 2.8 мкм. Можно предположить, что под воздействием высоких температур от лазерного пучка происходит рекристаллизация частиц нитрида титана, что приводит к увеличению их размера.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 20-79-10086.

Библиографический список

1. Philips N. R., Carl M., Cunningham N. J. New Opportunities in Refractory Alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2020. – Т. 51. – С. 3299–3310.

2. Merzhanov, A. G. Structural macrokinetics of SHS process / A. G. Merzhanov, A. S. Rogachev // Pure and Appl. Chem. – 1992. – vol. 64. – no. 7. – P. 941–953.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ СТОМАТОЛОГИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Промахов В. В., Артюхова Н. В., Шульц Н. А.,
Дронов Ф. Ю., Бахмат В. Р.

Томский государственный университет, Томск, Россия. vvpromakhov@mail.ru

Технически чистый титан является предпочтительным материалом для дентальных имплантатов из-за его хорошей биосовместимости. Этот материал [1] использовался в качестве подложки имплантата около 30 лет и доказал свою эффективность. Однако титан может просвечивать сквозь тонкую слизистую, что является недостатком в эстетическом плане [2]. Кроме того, со временем головка имплантата может стать видимой из-за рецессии мягких тканей вокруг имплантата. Одним из возможных решений может быть изготовление имплантатов из керамических материалов. Керамики имеют белый цвет, близкий к цвету зубной эмали.

Керамические материалы обладают высокой биосовместимостью и могут использоваться в качестве стоматологических устройств. Одним из керамических материалов, который использовался для зубных имплантатов, является оксид алюминия (Al_2O_3) [3]. Однако керамические материалы на основе оксида алюминия не обладают достаточным уровнем прочностных свойств. В связи с этим оксид алюминия считается не перспективным материалом для применения в качестве имплантатов.

Материалы на основе диоксида циркония обладают хорошими физическими свойствами, такими как высокая прочность на изгиб (от 900 до 1200 МПа), твердость (1200 по Виккерсу). Кроме того, биосовместимость диоксида циркония была продемонстрирована в ряде исследований на животных [4–5]. Эксперименты *in vitro* показали, что материал способен выдерживать длительную нагрузку. Современные исследования имплантатов показывают, что важным фактором является модификация поверхности имплантатов для их скорейшей остеоинтеграции.

Цель данной работы – изучить структурно-фазовое состояние наноструктурных керамических материалов на основе диоксида циркония для оптимизации структурных параметров керамики, применяемой для стоматологических имплантатов.

Для исследований были взяты наноструктурные порошки диоксида циркония высокой чистоты. Порошки состояли из агломератов средним размером порядка 80 мкм. При этом каждый агломерат состоял из наночастиц средним размером около 100 нм (рисунок 1).

Проведены исследования структурно-фазового состояния керамических материалов при различных температурах спекания. Установлено, что независимо от температуры спекания в материалах преобладала тетрагональная фаза диоксида циркония и ее содержание составляло более 95 %.

Выявлено, что размер зерна тетрагональной фазы диоксида циркония не превышал 600 нм. Увеличение температуры спекания (до 1500 °С) и времени выдержки (до 3-х часов) влияли на размер зерна тетрагональной фазы диоксида циркония незначительно.

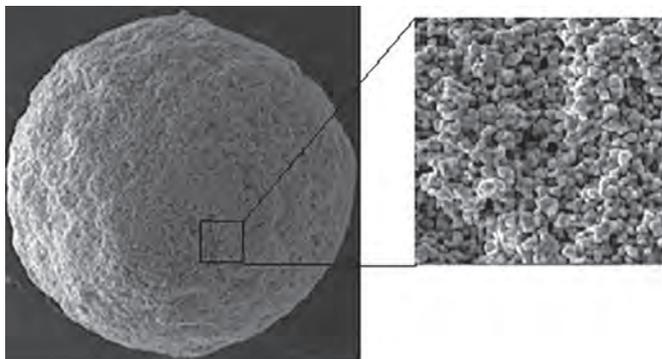


Рис. 1. Типичные РЭМ изображения наноструктурных порошков керамики на основе диоксида циркония

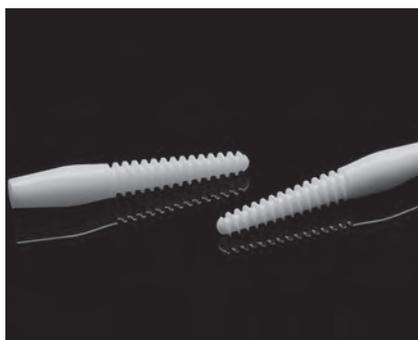


Рис. 2. Экспериментальные образцы керамических имплантов

Определены механические свойства полученных керамических материалов. Показано, что прочность на трехточечный изгиб составила не менее 1200 МПа.

Разработаны технологические основы получения сложнопрофильных прототипов стоматологических имплантатов на основе диоксида циркония. Получены экспериментальные образцы для проведения по биологической совместимости керамики, рисунок 2.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФ № 19-72-30009.

Библиографический список

1. Kasemo B, Lausmaa J. Biomaterial and implant surfaces: A surface science approach. *Int J Oral Maxillofac Implants* 1988;3:247–259.
2. Heydecke G, Kohal R, Gläser R. Optimal esthetics in single-tooth replacement with the Re-Implant system: A case report. *Int J Prosthodont* 1999;12:184–189.
3. DeWijnsFL, VanDongenRC, DeLangeGL, De Putter C. Front tooth replacement with Tübingen (Frialit) implants. *J Oral Rehabil* 1994;21:11–26.
4. AkagawaY, HosokawaR, SatoY, Kamayama K. Comparison between freestanding and tooth-connected partially stabilized zirconia implants after two years' function in monkeys: A clinical and histologic study. *J Prosthet Dent* 1998;80:551–558.
5. Kohal RJ, Papavasiliou G, Kamposiora P, Tripodakis A, Strub JR. Three-dimensional computerized stress analysis of commercially pure titanium and yttrium-partially stabilized zirconia implants. *Int J Prosthodont* 2002;15:189–194.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Стрельникова А. А.¹, Скотникова М. А.¹,
Плотников Д. Г.¹, Падгурскас Ю.²

¹ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого» (ФГАОУ ВО «СПбПУ»), Санкт-Петербург, Россия

²Университет Витаутаса Великого, Каунас, Литва
strelnikova.angelina@bk.ru

Исследование свойств новых материалов открывает новые возможности по их применению в современных машинах и оборудовании. Во научных исследованиях [1–2] в первую очередь анализируются механические свойства материалов, непосредственно используемые при проведении прочностных расчетов деталей и конструкций. В то же время, ряд деталей промышленного оборудования эксплуатируются в условиях контактного

взаимодействия. Для оценки работоспособности и прогнозирования технического состояния такого оборудования необходимо производить оценку поверхностных пластических свойств материалов [3].

Целью данной работы является экспериментальное исследование влияния степени высокотемпературной деформации на пластические свойства титанового сплава 3М методом царапания.

В работе исследовались образцы титанового сплава 3М со степенью деформации 80 %, 86 %, 93 %, полученные в результате высокотемпературной обработки давлением (ковкой) и находящиеся в отожженном состоянии. Испытания проводились на приборе Micro Indentation Tester CSM, обеспечивающее возвратно-поступательное движение трущихся тел. Процесс трения происходил между стальным шариком диаметром 3 мм и образцами титанового сплава (применена модель контакта сфера-плоскость). Испытания материала были проведены в условиях сухого трения и жидкого трения (трения с биологическим маслом) при нагружении от 30 мН до 10 Н. В ходе испытания исследовали глубину внедрения R_d и остаточную глубину R_d после упругой релаксации поверхности образца.

Экспериментальное исследование проводилось на приборе Micro Indentation Tester CSM, обладающим следующими техническими характеристиками (диапазон нормальной силы max 200 Н, разрешение по нагрузке 3 мН; максимальная сила трения 200 Н).

На рисунке 1 приведены графики результатов проведения исследований на царапину образцов титанового сплава 3М со степенью деформации 80 %, 86 %, 93 % при двух видах трения: сухом и жидком (с биологическим маслом).

Анализ графиков глубины внедрения R_d и остаточной глубины (восстановления) R_d , полученных в результате эксперимента позволяет установить следующие зависимости:

- при возрастании величины нагрузки (от 30 мН до 10Н) вдоль царапины длиной 2 мм, происходит увеличение глубины внедрения вне зависимости от степени деформации и вида трения;
- материал восстанавливается лучше при трении с биологическим маслом;

| СУХОЕ ТРЕНИЕ | | |
|--|--|--|
| высокотемпературная деформация 80 % | высокотемпературная деформация 86 % | высокотемпературная деформация 93 % |
| | | |
| ТРЕНИЕ В БИОЛОГИЧЕСКОМ МАСЛЕ | | |
| высокотемпературная деформация 80 % | высокотемпературная деформация 86 % | высокотемпературная деформация 93 % |
| | | |

Рис. 1. Графики результатов проведения исследований на царапину

– восстановление материала наименьшее при степени деформации 80 % для обоих видов трения.

Таким образом, выявлено, что повышение степени деформации титанового сплава делает его менее пластичным (более эластичным) и более твердым. Анализ результатов исследования показывает, что с увеличением степени деформации увеличивается глубина внедрения шарика при обоих видах трения, а также более сильное проявление эффекта упругого восстановления при трении с биологическим маслом.

Библиографический список

1. Ночовная Н. А., Ширяев А. А. Влияние режимов термической обработки на механические свойства и структуру экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- β -титанового сплава // Труды ВИАМ. – 2018. – № 6 (66). – С. 22–29.
2. Sokolov, S.A., Plotnikov, D.G., Grachev, A.A., Lebedev, V. A. Evaluation of loads applied on engineering structures based on structural health monitoring data // International Review of Mechanical Engineering. – 2020. – 14(2). – С. 146–150.
3. Skotnikova M. A., Strelnikova A. A., Ivanova G. V., Popov A. A., Syudyukov I. S. Localization of plastic deformation in austenitic steel at low-temperature cycling loading // Lecture Notes in Mechanical Engineering. – 2020. – pp. 175–182.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg0.8Ca ПУТЕМ ОСАЖДЕНИЯ МИКРОДУГОВЫХ СИЛИКАТНО-ФОСФАТНЫХ БИОПОКРЫТИЙ

Угодчикова А. В.¹, Седельникова М. Б.²,
Шаркеев Ю. П.², Толкачева Т. В.²

¹Троицкий институт инновационных и термоядерных исследований,
Троицк, Москва, Россия

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

ugodchikova@triniti.ru

Магний (Mg) и его сплавы относятся к классу биоразлагаемых металлов, то есть способных растворяться в среде организма, и являются потенциальными для использования в медицине в качестве материалов для погружных имплантатов [1]. Однако, магниевые сплавы слишком быстро растворяются в среде организма, что ухудшает механическую целостность, прежде чем происходит полное заживление и восстановление костной ткани. Для снижения скорости резорбции магниевого сплава в медицине широко используются керамические покрытия на основе идентичных составу человеческой кости ортофосфатов кальция, такие как гидроксиапатит (ГАП), трикальцийфосфат (ТКФ) [2]. Однако, выявлено, что биокерамика на основе силикатов кальция и магния $MgO-CaO-SiO_2$ обладает отличной способностью формировать естественный гидроксиапатит на поверхности имплантата и стимулировать образование и рост костных тканей [3]. Метод микродугового оксидирования (МДО) является перспективным и относительно новым методом нанесения покрытий на металлах вентильной группы [4].

Для проведения экспериментов использовали образцы из магниевого сплава $Mg_{0,8}Ca$ размером $10 \times 10 \times 1$ мм. Покрытия наносили на металлические образцы с помощью установки «Micro Arc 3.0 System» (ИФПМ СО РАН, г. Томск), в анодном потенциостатическом режиме. Параметры процесса МДО были следующими: напряжение процесса – 350–500 В, частота следования импульсов – 50 Гц, длительность импульсов – 100 мкс, длительность процесса нанесения покрытия – 5 мин. В состав электролита для получения МДО-покрытий входили следующие компоненты: $\beta-Ca_3(PO_4)_2$, (β -ТКФ), $CaSiO_3$, Na_2SiO_3 , NaOH, NaF. Исследования морфологии поверхности покрытий проводили с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) (Carl Zeiss LEO EVO 50, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск). Фазовый состав покрытий определяли методом рентгенофазового анализа с использованием $CoK\alpha$ -излучения (ДРОН-07, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск) и просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск).

В процессе МДО в начальный момент времени происходит формирование тонкого барьерного оксидного слоя, что сопровождается возникновением электрического пробоя, зажиганием микродуговых разрядов и резким повышением значений плотности тока. В следующие минуты происходит формирование пористого слоя, что ведет к снижению плотности тока по экспоненциальному закону. С увеличением напряжения процесса МДО, происходит рост начальных значений плотности тока от 0,25 до 0,6 А/см², что приводит к росту толщины Si-P-покрытий от 20 до 110 мкм, и шероховатости от 3 до 12 мкм. Покрытия обладают развитой морфологией поверхности, образованной порами и удлиненными кристаллами игольчатой формы, а также кристаллами изометричной формы, соответствующие волластониту и β-ТКФ. Рост плотности тока приводит к увеличению размеров пор и формированию более выраженного кристаллического слоя.

Фазовый состав Si-P покрытий представлен фазами Mg, волластонита (CaSiO₃), форстерита (Mg₂SiO₄), оксида магния (периклаз) а также α-, β-ТКФ. С помощью просвечивающей электронной микроскопии в Si-P-покрытиях была также обнаружена фаза ГАП. Покрытия являются аморфно-кристаллическими, причем с ростом напряжения растет доля аморфной фазы. Фазовые переходы -β → α-ТКФ и формирование новых сложных соединений обусловлено тем, что в процессе МДО, частицы волластонита и β-ТКФ, попадая в каналы микрозарядов, где температура превышает 2000 °С, становятся подверженными высокотемпературным фазовым превращениям, а также химическим взаимодействиям с магниевой подложкой, ее оксидом и продуктами диссоциации электролита.

Таким образом, на поверхности сплава Mg_{0,8}Ca методом МДО, в электролите, содержащем β-ТКФ и CaSiO₃ сформированы пористые покрытия с развитой морфологией поверхности, которые не только снижают скорость биорезорбции магниевого сплава, но и способствуют процессу формирования костной ткани на границе раздела кость-имплантат.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН номер FWRW-2021-0007.

Библиографический список

1. M. B. Sedelnikova, A. V. Ugodchikova, T. V. Tolkacheva, V. V. Chebodaeva, I. A. Cluklhov, M. A. Khimich, O. V. Bakina, M. I. Lerner, V. S. Egorin, J. Schmidt, Yu. P. Sharkeev. Surface Modification of Mg0.8Ca Alloy via Wollastonite Micro-Arc Coatings: Significant Improvement in Corrosion Resistance // *Metals*. – 2021. – V.11(5). – p. 754.

2. Kuo Tien Chu, Shih Fu Ou, Shyuan Yow Chen, Shi Yung Chiou, Hsin Hua Chou, Keng Liang Ou. Research of phase transformation induced biodegradable properties on hydroxyapatite and tricalciumphosphate based bioceramic // *Ceram. Int.* – 2013. – V.39(2). – P. 1455–1462.

3. H. Mohammadi, M. Hafezi, N. Nezafati. Bioinorganics in Bioactive Calcium Silicate Ceramics for Bone Tissue Repair: Bioactivity and Biological Properties // *J. Ceram. Sci. Techn.* – 2014. – V.5(1). – P. 1–12.

4. M. B. Sedelnikova, Yu P. Sharkeev, E. G. Komarova, I. A. Khlusov, V. V. Chebodaeva. Structure and properties of the wollastonite–calciumphosphate coatings deposited on titanium and titanium–niobium alloy using micro-arc oxidation method // *Surf. Coat. Techn.* – 2016. – V.307. – P. 1274–1283.

СЕТЧАТЫЕ СТРУКТУРЫ ИЗ СПЛАВА TiNi С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ПУАССОНА: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Фарбер Э. М., Орлов А. В., Попович А. А.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University Saint-Petersburg, Russia
d.farber2010@yandex.ru

На сегодняшний день одной из проблем современных имплантатов является их высокая жесткость, что может приводить к резорбции кости на границе имплантата и кости и к постепенному отслоению имплантата. Помимо этого, отслоение имплантата может происходить ввиду положительного коэффициента Пуассона имплантата на всем его протяжении, что подробно описано в работе [1]. В качестве возможного решения указанных проблем

предлагается использовать сетчатые структуры с отрицательным коэффициентом Пуассона из сплава TiNi. Такой сплав обладает достаточно низким модулем упругости – около 48 ГПа. Использование пористой (сетчатой) структуры имплантата из сплава TiNi позволит снизить модуль эластичности и приблизить его к значению модуля кортикальной кости человека – 12–17 ГПа [2], а возможно и модуля упругости губчатой кости – 0,1–5 ГПа [3].

В данной работе проведено компьютерное численное моделирование сетчатых структур на основе стержней с несколькими вариантами геометрии ячеек с отрицательным коэффициентом Пуассона. Для полученных структур рассчитывались следующие характеристики – модуль упругости, модуль сдвига, коэффициент Пуассона. Процесс моделирования реализован с помощью пакета конечно-элементного анализа ANSYS2019 R2 SpaceClaim. Полученные данные подтвердили перспективную возможность моделирования и изготовления сетчатых структур с низким модулем упругости и отрицательным коэффициентом Пуассона из сплава TiNi. Так же на основе полученных данных сделаны выводы о влиянии геометрии и пористости единичных ячеек на результирующие характеристики сетчатой структуры.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90031.

Библиографический список

1. Kolken H. M. A. et al. Rationally designed meta-implants: A combination of auxetic and conventional meta-biomaterials // *Mater. Horizons*. Royal Society of Chemistry. – 2018. – Vol. 5, № 1. – P. 28–35.
2. Rahmanian R. et al. Load bearing and stiffness tailored NiTi implants produced by additive manufacturing: a simulation study // *Behav. Mech. Multifunct. Mater. Compos.* – 2014. – Vol. 9058. – P. 905814.
3. De Witte T. M. et al. Bone tissue engineering via growth factor delivery: From scaffolds to complex matrices // *Regen. Biomater.* – 2018. – Vol. 5, № 4. – P. 197–211.

SYNTHESIS OF CERAMIC TITANIUM COMPOUNDS BY MECHANICAL ALLOYING OF TiCN-TiO₂ SYSTEMS

Trotsky M., Petrovich S., Zamozdra M., Voevodenko D.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg, Russia
m_trotsky.ru@mail.ru

Ceramic materials based on titanium – its carbide, nitride and boride – themselves have high properties, but their derivatives – carbonitride, carboboride, oxynitroboride – often not only inherit all the valuable and often unique properties of their predecessors, but also acquire a new level of the previous Properties (for example, strength or electrical) or a burst of other properties, their predecessors did not possess. Suffice it to cite the example of titanium oxynitride, which is already being successfully tested as implants of the organs of the cardiovascular system, although its “constituents” – nitride and oxide – could not be used in this area [1–3].

In [4], a sintered hard alloy based on titanium oxycarbonitride containing nickel and molybdenum was studied. Titanium oxycarbonitride provides increased wear resistance, strength and heat resistance. The alloy can be used in various fields of industry – for the manufacture of universal cutting tools, abrasive grinding powders, measuring tools, etc. The Mohs hardness of titanium oxycarbonitride is 10.5, which is harder than diamond (10). Titanium carboxynitride is used as a protective coating for electrolysis baths due to its increased chemical resistance in cryolite-alumina melt, in contrast to individual titanium compounds with oxygen, nitrogen and carbon.

In this work, a titanium carboxynitride compound is synthesized by mechanical alloying. The process of mechanical alloying and mechanochemistry takes place in highly energetic devices – attritors. The experiment was carried out as follows: the mixture was subjected to stage-by-stage mechanical treatment in an attritor. After 2000 seconds, the mill was stopped to cool the reaction mixture and ball charge. After mechanical treatment, the product was investigated using X-ray phase analysis (XRD). Compounds TiCN and TiO₂ were taken as the initial components (Table 1).

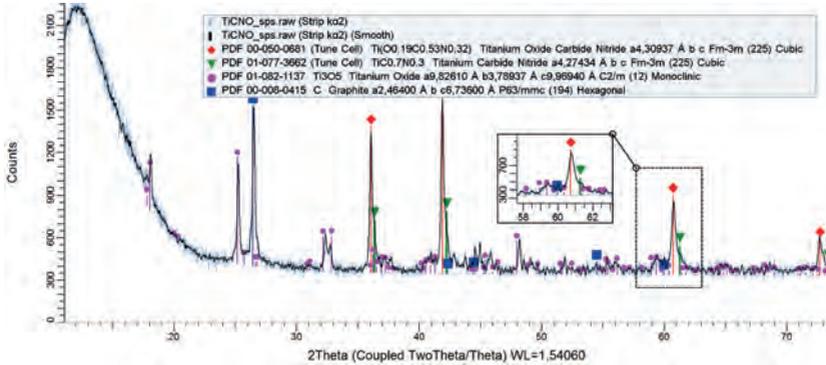


Fig. 1. Diffraction pattern of the TiOCN mixture after 10 hours of mechanosynthesis and after sps.

Table 1

The chemical composition of the TiCNO compound

| Powder sample | Composition, mass. % | |
|---------------|----------------------|------------------|
| | TiCN | TiO ₂ |
| TiCNO | 66 | 34 |

As can be seen from the diffraction pattern of the obtained sample, a TiOCN compound is formed after 10 hours of mechanical synthesis. Heat treatment was carried out in the following mode: pressing the press powder without heating with a pressure of 5 kN, when heated to 1800 C, the pressure was raised to 15 kN and held at this value for 5 minutes. As a result, a sample of a pressed tablet with a diameter of 12 mm and a height of 6 mm was obtained. Then the resulting tablet was analyzed using XRD (Fig. 1).

Acknowledgements

The reported study was funded by RFBR, project number 20-33-90103

References

1. Mikhail Trotsky, Sergey Petrovich, Maxim Zamozdra, QingSheng Wang, Study of the phase evolution during the mechanical alloying of the TiN-TiC-TiB₂-TiO₂ system, *Materials Today: Proceedings*, 2020,
2. Jianliang Lin, John J. Moore, Brajendra Mishra, Malki Pinkas, William D. Sproul. The structure and mechanical and tribological properties of TiBCN nanocomposite coatings, *Acta Materialia*, Volume 58, Issue 5, 2010, Pages 1554–1564, ISSN 1359-6454, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.063>.
3. T. P. Mollart (1995) Nanostructured titanium boron nitride coatings of very high hardness, Garmisch-Partenkirchen, Germany, pp 491–496.
4. Shoujun Wu (2014) Preparation of titanium carbide–titanium boride coatings on Ti6Al4V by PIRAC, January 2014, *Surface Engineering 2014 VOL 30 NO 9* pp 693–696.

СЕКЦИЯ «МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ. ЦИФРОВЫЕ ДВОЙНИКИ МАТЕРИАЛОВ, КОНСТРУКЦИЙ, ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ»

ОЦЕНКА СРОКА СЛУЖБЫ ВАЛКОВ КЛЕТЕЙ КВАРТО ПО КРИТЕРИЮ КОНТАКТНОЙ УСТАЛОСТИ

Анцупов А. В. (мл.)¹, Федулов А. А.²,
Анцупов В. П.¹, Анцупов А. В.³

¹*Магнитогорский государственный технический университет
им. Г. И. Носова, Магнитогорск, Россия*

²*Уральский федеральный университет имени первого Президента РФ
Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

³*Московский государственный технический университет
имени Н. Э. Баумана, Москва, Россия*
antsupov.alexander@gmail.com

Одним из главных видов отказа опорного и рабочего валков систем КВАРТО является выкрашивание их поверхностей из-за

постепенного накопления дефектов в контактных объемах материала. В настоящее время для предотвращения такого рода деградиционных отказов выполняют расчетную проверку статического условия контактной прочности, которое не позволяет, естественно, оценить долговечность исследуемых систем КВАРТО [1]. При выполнении этого условия исследуемый валок будет находиться в работоспособном состоянии сколь угодно долго, т. е. его ресурс по данному критерию предполагают равным бесконечности.

Этот вывод, естественно, не подтверждает практика эксплуатации, так как продолжительность работы валков из-за возникновения указанных повреждений ограничена, что является одной из основных причин их перевалок [2, 3]. В то же время аналитические методики расчета ресурса (срока службы) прокатных валков по критерию контактной выносливости в литературе не обнаружены.

Для построения моделей отказов исследуемых валков по указанному критерию и создания аналитических методик расчета их проектного ресурса и срока службы, на наш взгляд, можно использовать базовые положения теории прогнозирования надежности технических объектов и кинетический подход к моделированию процесса повреждаемости и разрушения структуры материалов твердых тел [4, 5]. Он описывает разрушение как развивающийся во времени процесс постепенного накопления дефектов их структуры в зонах действия максимальных контактных напряжений.

Предложенная методология была использована авторами для прогнозирования и повышения долговечности критичных узлов и деталей ряда промышленных агрегатов. Подобный аналитический подход к решению проблемы надежности и долговечности прокатных валков с одновременным обеспечением точности прокатываемых полос, на наш взгляд, используется впервые. На основе общего методологического подхода к прогнозированию надежности технических объектов и кинетической концепции повреждаемости и разрушения конструкционных материалов с учетом современных методик оценки параметров листовой прокатки в статье будет выведена методика расчета ожидаемого ресурса (срока службы) валков систем КВАРТО. Выведенная система уравнений позволяет моделировать процессы постепенной по-

вреждаемости и разрушения объемов материала поверхностных слоев и на этой основе оценивать их ожидаемый ресурс по критериям контактной усталости. Особенность предложенного математического подхода заключается в том, что момент отказа (ожидаемый ресурс) опорных или рабочих валков систем КВАРТО определяется из условия достижения текущей плотностью дефектов материала поверхностных слоев критического значения, являющегося функцией энтальпии плавления материала.

Библиографический список

1. Контактное взаимодействие металла и инструмента при прокатке / Полухин П. И., Николаев В. А., Полухин В. П. [и др.]. – М. : Metallurgia, 1974. – 200 с.
2. Проников А. С. Параметрическая надежность машин. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2002. – 560 с.
3. Antsupov AV, Antsupov AV, Antsupov VP (2017) Analytical method for project resource estimation of metallurgical machinery parts. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Chernaya Metallurgiya*: 62–66. doi:10.17073/0368-0797-2017-1-30-35.
4. Регель В. Р., Слуцкер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – Главная редакция физико-математической литературы изд-ва «Наука», 1974. – 560 с.
5. Федоров В. В. Основы эргодинамики и синергетики деформируемых тел / В. В. Федоров ; под ред. С. В. Федорова. – Калининград : Изд-во ФГБОУ ВПО «КГТУ», 2014. – Ч. III. Основы эргодинамики деформируемых тел. – 222 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК В МЕТАМАТЕРИАЛЕ

Ахметшин Л. Р.^{1,2}, Смолин И. Ю.^{1,2}

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

²*Томский государственный университет, Томск, Россия*

Akismetshin.lr@gmail.com

Метаматериалы – это искусственно созданные материалы, свойства которых зависят не от химического состава, а от структуры.

Заданная структура позволяет достигать уникальных свойств, не встречающихся в природе.

Каждое вещество в природе состоит из элементарных ячеек. В обычном материале такие ячейки образуются из строгого расположения атомов, в метаматериалах размеры ячеек много больше атомарного размера. Другими словами, элементарная ячейка метаматериала строится искусственно на мезомасштабе. Структура в этом случае является программируемой и ее элементы могут деформироваться по необходимым механизмам, к примеру, поворачиваться, изгибаться и так далее. Особую актуальность разработке изделий из механических метаматериалов придают успехи в развитии современных технологий 3D печати.

Цель данной работы заключалась в численном исследовании взаимодействия элементарных ячеек тетрахирального метаматериала при одноосном нагружении.

Геометрическая модель элементарной ячейки метаматериала имеет форму куба. Грани куба получены путем соединения тетрахиральных структур в декартовой системе координат. Тетрахиральная структура состоит из кольца и 4 связей (ребер), соединенных с кольцом по касательной и взаимодействующих с другими ячейками.

В работе рассмотрен случай взаимодействия двух элементарных ячеек. Наиболее важным пунктом в данном случае является соединение элементарных ячеек. Следует различать методы соединения: (1) присоединение, когда две ячейки в области контакта образуют двойную толщину смежной грани и (2) внахлест, когда две ячейки имеют одну общую сторону.

Математическое моделирование проводилось методом конечных элементов. Решалась квазистатическая задача механики деформируемого твердого тела. Система двух элементарных ячеек метаматериала нагружалась одноосно. Граничные условия прикладывались к двум граням системы: снизу – жесткая заделка и сверху – заданное перемещение.

В результате математического моделирования выяснилось, что расположение ячеек в метаматериале способом «присоединение»

может привести к разнонаправленному вращению колец элементарных ячеек метаматериала. Причем разнонаправленность вращения будет происходить в одной плоскости, что будет являться отрицательным эффектом для всей системы ячеек. В случае соединения ячеек «внахлест» не возникает разнонаправленности вращения, поэтому создание образца метаматериала этим методом позволит достичь более высоких значений скручивания образца.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

МОДЕЛИРОВАНИЕ УДЕЛЬНОЙ ТЕПЛОЕМКОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ГАЗОВЫХ ТУРБИН

Бадамшин И. Х.

ФГБОУ ВО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия. ugatuadbadamshin@bk.ru

Одной из важнейших теплофизических характеристик металлов и сплавов является удельная теплоемкость. В частности, значение удельной теплоемкости используется для определения температуропроводности, а также энтальпии тела [1]. Теплоемкость также необходимо знать для определения температур фазового перехода и фазового анализа, а также для расчета режимов термообработки и оценки термостойкости материала [2].

Удельная теплоемкость металлов и сплавов определяется, как правило, экспериментально. Это определяет высокую стоимость и трудоемкость данного подхода. Поэтому возникает задача расчетного определения удельной теплоемкости металлов и сплавов.

В настоящей работе удельная теплоемкость элементов жаропрочных сплавов газовых турбин определяется для расчета теплового состояния её деталей.

Допущения и расчетная модель

1. Рассматривается удельная теплоемкость атома при постоянном давлении C_p [Дж/кг·К], в отличие от молярной теплоемкости химически простых кристаллических тел при постоянном объеме C_v [Дж/моль·К], определяемой по закону Дюлонга и Пти.

2. Удельная теплоемкость веществ увеличивается с уменьшением атомной массы [3].

3. Один моль вещества в виде молекулы водорода имеет максимальную удельную теплоемкость среди других элементов при минимальной атомной массе.

Тогда базовая формула расчета удельной теплоемкости элементов $C_{p_{Me}}$ будет иметь следующий вид

$$C_{p_{Me}} = C_{p_H} / A_{Me},$$

где C_{p_H} [Дж/кг·К]- удельная теплоемкость атома водорода; A_{Me} – относительная атомная масса элемента.

Результаты расчетов представлены в таблице.

Таблица

Результаты расчетов удельной теплоёмкости

| Обозначение элемента | Удельная теплоемкость, Дж/кг·К | | |
|-------------------------|--------------------------------|------------|--------------|
| | расчёт | справочное | Δ , % |
| Al | 947 | 930 | 1,8 |
| Ni | 433,5 | 436,8 | -3,7 |
| Cr | 491,8 | 474 | 3,8 |
| Mo | 266,5 | 249 | 7,0 |
| W | 139 | 136 | 2,2 |
| Fe | 456,7 | 456 | 0,2 |
| Cu | 402,4 | 384 | 4,2 |
| C | 2368 | 2442 | -3,0 |
| Ni ₃ Al | 561 | – | – |
| Ni ₃ (Al, W) | 536 | – | – |

Как видно из таблицы результаты расчетов имеют удовлетворительную сходимость с результатами экспериментов других авто-

ров (справочными данными). В таблице приведены также результаты расчёта удельной теплоемкости упрочняющей γ' -фазы Ni_3Al и $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{W})$, по которым автор не нашел справочных данных для сравнения. Однако расчетные величины удельной теплоемкости лежат в диапазоне между значениями, соответствующих величинам теплоемкости элементов рассматриваемой γ' -фазы.

Выводы

1. Разработана модель расчета удельной теплоемкости химических элементов Cr_{Me} [Дж/кг·К].

2. Расчетная модель позволяет определять удельную теплоемкость отдельных элементов и фаз жаропрочных сплавов, применяемых в газовых турбинах.

Библиографический список

1. Технология создания неразъемных соединений при производстве газотурбинных двигателей / Ю. С. Елисеев, С. Б. Масленков, В. А. Гейкин, В. А. Поклад ; под общей редакцией С. Б. Масленкова. — М. : Наука и технологии, 2001. — 544 с.

2. Логунов, Александр Вячеславович. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин / А. В. Логунов. — Москва : Московские учебники, 2018. — 592 с.

3. Физические величины : справочник / под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. — М. : Энергоатомиздат, 1991. — 1232 с.

ОЦЕНКА И ВЫБОР КОНСТРУКТОРСКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ В ЦИФРОВИЗИРОВАННОМ ПРОМЫШЛЕННОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Базров Б. М.¹, Хейфец М. Л.², Соломахо В. Л.³,
Гуревич В. Л.⁴, Попок Н. Н.⁵

¹Институт машиноведения им. А. А. Благонравова, РАН, Москва, Россия

²Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

³Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

⁴Белорусский государственный институт метрологии, Минск, Беларусь

⁵Полоцкий государственный университет, Новополоцк, Беларусь

mlk-z@mail.ru

Современный уровень цифровизации промышленного производства обеспечивает переход к использованию информационных технологий создания, поддержки и применения единого информационного пространства во времени на всех этапах жизненного цикла продукции: от ее проектирования до эксплуатации и утилизации, то есть к CALS-технологиям (*Continuous Acquisition and Life-cycle Support*). Единое информационное пространство позволяет интегрироваться разрозненным частям производственного комплекса в виртуальное предприятие, создаваемое из различных пространственно удаленных подразделений, которые обладают единой информационной ERP-системой (*Enterprise Resource Planning*) для использования компьютерной поддержки этапов жизненного цикла продукции.

В настоящее время зарождается эпоха, которую связывают с новой парадигмой производства, называемой «Индустрия 4.0». Данный термин предложен для обозначения начала «эпохи четвертой индустриальной революции», связанной с промышленным интернетом вещей (*IIoT – Industrial Internet of Things*). В основе новой эпохи лежит массовая компьютеризация и глобализация Интернета, поэтому дальнейшее развитие производства связывают с машинным обучением (*ML – Machine Learning*) и искусственным интеллектом (*AI – Artificial Intelligence*). Теперь при кастомизации, адаптации продукции под определенного потребителя, с учетом его интересов и требований, сам потребитель может выступать в качестве дизайнера и инженера, а по его запросам будет контролироваться, управляться и изменяться производственный процесс.

Определение и оценка изменений показателей качества машин и стоимостных показателей с учетом их взаимного влияния затруднены многосвязным характером взаимодействий в формирующемся и трансформирующемся изделии при проектировании, в технологических и эксплуатационных процессах и при их утилизации. Для разработки математического аппарата анализа технико-экономической эффективности показателей качества и стоимости изделий необходимо корректное понижение размерности задачи описания трансформации свойств.

Продукция машиностроительного производства отличается огромным, непрерывно растущим разнообразием, поэтому целью работы является построение единой базы данных конструкций изделий и их комплектующих деталей, на основе разработки предельно формализованного метода представления изделия, как объекта производства, так и эксплуатации. Наличие единой базы, позволяет управлять развитием конструктивно сложных изделий, свести к минимуму дублирование в создании новых конструкций и эффективно разрабатывать ресурсосберегающие технологии их изготовления. Для этого требуется обосновать выбор метода оценки технологичности конструкции изделия, по трудоемкости процессов на этапах его жизненного цикла и сформировать комплекс критериев, обобщающих оценку конструкторско-технологических решений коэффициентами, учитывающими их степень влияния на технико-экономические показатели процессов.

Для формализации условий целенаправленного создания технологических сред каждая совокупность одноименных компонентов системы описывается как некоторое множество конструкторско-технологических решений (КТР). Такой подход позволяет любую среду представить в виде кортежа, каждый элемент которой является элементом соответствующего множества КТР.

Вследствие избыточности технологической среды по структурному составу, целесообразно в качестве целевой функции вместо конкретных значений совокупности критериев выбора (определяемых численными коэффициентами) использовать комплексные критерии процессов, обобщающие оценку конструкторско-технологических решений коэффициентами, учитывающими их степень влияния на технико-экономические показатели процессов, их трудоемкость.

Полагая, что если два любых компонента системы обладают хотя бы одним общим свойством, то между ними существует связь по общности свойств. Это дает возможность организовать выбор КТР по эквивалентности и предпочтению. По эквивалентности выбираются разноименные решения, которые по совокупности своих свойств должны соответствовать друг другу. По предпочтению

выбираются решения из числа одноименных, обладающих наилучшими значениями необходимых свойств.

Такой подход позволяет формализовать условия выбора КТР по конкретному значению установленного критерия выбора и дает возможность выбирать решение по нескольким критериям, соответствующим различным свойствам КТР.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ РИСКОВ ОТКАЗОВ УЗЛОВ И ДЕТАЛЕЙ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Беляев С. Ю., Федулов А. А., Раскатов Е. Ю., Булганина М. Ю.

*Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б. Н. Ельцина, ФГАОУ ВО, Екатеринбург, Россия*
a.a.fedulov@urfu.ru

Прокатное оборудование является одним из наиболее нагруженных в ряду технологических машин различного назначения. Высокий уровень нагрузок определяется значительными уровнями энергосиловых параметров процессов деформации металла — усилиями и моментами прокатки. Опыт эксплуатации показывает, что безопасность металлургического производства в значительной степени определяется прочностной надежностью базовых деталей и элементов прокатных станков: станины, шпиндельные устройства, шестеренные клетки, редукторы, главные электродвигатели [1]. Безопасность базовых деталей подвергается наибольшему риску в связи со сложной геометрической формой и значительными уровнями номинальных напряжений. Масса таких деталей достигает десятков тонн при длительном сроке их изготовления. А собственно процесс замены базовых деталей является очень трудоемкой и дорогостоящей операцией — монтаж нового стана (включающей фактически демонтаж старого).

В настоящее время отсутствуют специализированные методики оценки рисков отказов применительно к прокатному оборудованию, поэтому требуется разработка новых методических положений и адаптация существующих общих методик оценок рисков

к реальным условиям производства, прежде всего для выпуска плоского проката из высокопрочных титановых сплавов.

Базовым документом для разработки методики оценки рисков отказов узлов и деталей основного прокатного оборудования листопркатного комплекса являются требования ГОСТ Р 51901-2002 «Управление надежностью. Анализ риска технологических систем».

На основании основных положений указанного нормативного документа разработана методика оценки рисков отказов применительно к прокатному оборудованию. Данная методика включает в себя:

- описание прокатного оборудования как объекта, потенциально подвергаемого риску отказов;
- идентификацию опасностей, которые могут являться причинами риска и предварительную оценку последствий с точки зрения технического, экономического ущерба и получения персоналом производственных травм;
- количественную оценку величин риска на основе показателей, характеризующих прочность и жесткость элементов конструкций прокатного оборудования;
- проверку результатов оценки величин риска по данным объективного контроля процессов прокатки (мониторинг процессов прокатки);
- ранжирование незаменимых или редко заменяемых узлов и деталей прокатного оборудования по степени риска отказа при различных уровнях технологических нагрузок;
- установление срока службы сменных узлов и деталей прокатного оборудования и определение минимального необходимого неснижаемого запаса запасных частей и комплектующих;
- разработка мероприятий по снижению рисков отказов основного прокатного оборудования.

В качестве практического объекта оценки рисков отказов была выбрана черновая клеть стана 2000 горячей прокатки листов из титановых сплавов [2]. Основным источником риска потери работоспособности данной клетки являются опасности, связанные с осуществлением технологического процесса прокатки,

а именно – высокие уровни усилий и моментов прокатки, превышающие допускаемые пределы для оборудования. Эти опасности могут быть инициированы как человеческим фактором (нарушениями технологии или ошибками операторов), так и техническими причинами – различиями размеров и механических свойств заготовок, захолаживанием концевых участков металла, необходимостью производства определенных видов продукции и пр. Также источниками опасностей могут являться недостатки в конструкции оборудования и нарушения регламентов его технической эксплуатации.

Выполненный предварительный анализ опасностей и их последствий показал, что для большинства элементов рабочей клетки, воспринимающих усилие прокатки, а также узлов и деталей главного привода, нагруженного моментом прокатки, существуют опасности, которые могут приводить к срыву сроков выполнения заказов на прокатную продукцию. Для численной оценки этих рисков выполнены специальные расчеты.

Библиографический список

1. Машиностроение. Энциклопедия / Машины и агрегаты металлургического производства. Т. IV – 5. Н. В. Пасечник, В. М. Синицкий, В. Г. Дрозд и др. ; под общей редакцией В. М. Синицкого, Н. В. Пасечника. – 2-е изд. исправлен. – 2004. – 912 с.
2. Королев А. А. / Механическое оборудование заводов цветной металлургии : учебник для вузов. В 3-х частях. Ч. 3 Королев А. А., Навроцкий А. Г., Вердеревский В. А. и др. Механическое оборудование цехов по обработке цветных металлов. – М. : Металлургия, 1989. – 624 с.

СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИЕ ИЗМЕРЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО СВЧ ПЛАЗМЕННОГО РАЗРЯДА В СМЕСЯХ Ag/SF₆

Березенко В. И.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. berezenko.vi@mail.ru*

Низкотемпературная плазма широко применяется в различных отраслях промышленности и науки, в частности, для модификации поверхности материалов (окислирование и азотирование металлов, изменение смачиваемости), нанесения функциональных покрытий (пленок металлов и их соединений, полупроводниковых и диэлектрических материалов), плазменного травления, очистки газов, анализа элементного состава веществ [1].

Широкое применение низкотемпературной плазмы обуславливается простотой ее генерации. В настоящее время существует множество конструктивных решений для генерации сверхвысокочастотных (СВЧ) низкотемпературных плазменных разрядов, которые успешно применяются в полупроводниковой технологии для обработки функциональных материалов [2].

Отличительными особенностями СВЧ источников низкотемпературной плазмы являются высокие концентрации активных компонентов плазмы, возможность построения безэлектродной системы, высокая эффективность передачи СВЧ энергии в плазменный разряд и возможность поддержания разряда в широком диапазоне рабочих частот. Дополнительным преимуществом можно назвать хорошую изученность и полноту математического описания процессов генерации СВЧ плазмы в широком диапазоне условий разряда [3].

Одним из применений низкотемпературной плазмы в наноэлектронике является обработка углеродных нанотрубок во фторсодержащей плазме, что позволяет изменять электрические свойства нанотрубок для создания различных устройств [4]. В данной работе исследуется зависимость интенсивности эмиссионного излучения СВЧ плазменного разряда в диапазоне длин волн 200–1000 нм при различных концентрациях аргона в смеси Ar/SF₆ (от 50 % до 100 %) и подводимой от источника СВЧ мощности (от 500 до 700 Вт). Рабочее давление при этом оставалось неизменным во всех процессах. По результатам анализа полученных спектров была установлена зависимость интенсивностей излучения радикалов фтора F*, являющихся химически активным компонентом плазмы (характерные линии 685.7 нм, 703.8 нм).

Показано, что с увеличением концентрации аргона в плазме интенсивность излучения, соответствующего линиям фтора, снижается, а при увеличении поглощаемой в плазме СВЧ мощности при постоянном соотношении газовых компонентов интенсивность линейно – возрастает. Полученные результаты исследования данных зависимостей в дальнейшем могут использоваться для разработки и оптимизации процессов плазменной обработки для функционализации углеродных наноматериалов.

Библиографический список

1. Kawai Y. et al. (ed.). Industrial plasma technology: Applications from environmental to energy technologies. – John Wiley & Sons, 2010.
2. Бочкарев А. О., Давидович М. В., Яфаров Р. К. СВЧ плазменные устройства для плазменной микрообработки пластин большого диаметра в микроэлектронике // Вестник Саратовского государственного технического университета. – 2012. – Т. 2. – № 2с (66).
3. Шибков В. М. Нагрев газа в условиях свободно локализованного СВЧ-разряда в воздухе. Математическое моделирование // Теплофизика высоких температур. – 1997. – Т. 35. – № 5. – С. 693–701.
4. Jung S. et al. Neutralized fluorine radical detection using single-walled carbon nanotube network // Carbon. – 2008. – Т. 46. – № 1. – С. 24–29.

ПРОГРАММНЫЙ ПАКЕТЕ VAZIS ДЛЯ САЕ-РАСЧЕТОВ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ

Биленко Г. А.¹, Хайбрахманов Р. У.²,
Коробов Ю. С.^{1,2}, Биленко Е. М.³

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

³Эльмаш (УЭТМ), Екатеринбург, Россия

yukorobov@gmail.com

Для реализации потребности в прогнозе эксплуатационных свойства металла и конструкции после ее сборки-сварки требуется знание скоростей охлаждения и нагрева металла, а также напряженно-деформированного состояния (НДС).

Авторами разработана модель CAE-расчетов при сварке на основе метода конечных элементов, основанная на уравнениях нестационарной теплопроводности и механического равновесия, а также анализа структурно-фазовых превращений по термодинамическим диаграммам. Она реализована в оригинальном пакете программного обеспечения (ПО) Bazis.

При решении уравнения теплопроводности применено сочетание явных и неявных схем численного решения, что позволило обеспечить устойчивость и высокую скорость решения. При расчете НДС материал рассматривается изотропным и упругопластическим. При этом упрочнение реализовано согласно модели пластического течения Мизеса [1], что позволяет учитывать сложные схемы нагружения.

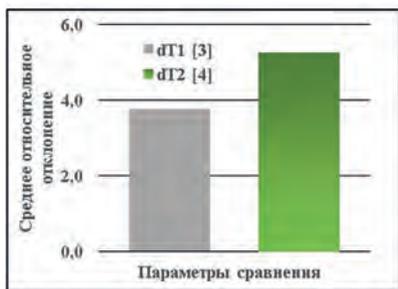
Расчетная сетка строится программно из элементов треугольной и прямоугольной формы для плоской задачи и тетраэдрной и призматической формы для объемной задачи.

База данных включает теплофизические характеристики пространственных сталей, алюминиевых и титановых сплавов. Модели ввода мощности варьируются в зависимости от выбранного процесса сварки. Например, для дуговых процессов применены эллиптические и сферические, для лучевых — конические, для сварки трением с перемешиванием — комбинация конической и цилиндрической моделей источников тепла.

ПО оснащено дружественным интерфейсом, позволяющим задавать исходные данные, начальные/граничные условия и представлять результаты расчетов. Последние выводятся в числовые данные для каждого шага расчёта и представляются в цветовом оформлении согласно предварительно заданной шкале.

Для валидации ПО Bazis, были проведены расчеты тепловых полей и деформаций применительно к дуговой сварке нахлесточного соединения, лазерной сварке стыкового соединения и наплавке пластины. Сравнение с аналогичными результатами CAE-анализа и экспериментальными данными [2–4] показало, что расхождение при решении тепловой задачи не превысило 10,5 %, а деформаций при решении термомеханической 19 %, см. рисунок. Несмотря

а)



б)

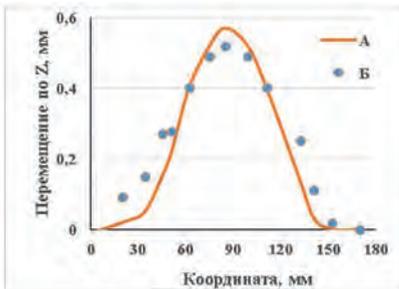


Рис. Сравнение результатов расчета в Bazis с аналогами, а) относительные отклонения в расчетах тепловых полей (dT) в сравнении с [3, 4]; б) расчетные деформации (А) в сравнении с результатами [2] (Б)

на различия в минимальных и максимальных перемещениях, характер зависимости перемещения схож с экспериментальным результатом.

Выводы:

1. Создано оригинальное отечественное ПО BAZIS для расчета сварочных тепловых полей и напряженно-деформированного состояния применительно к разным способам сварки (дуговая, лазерная, трением с перемешиванием).

2. Валидация показала, что среднее отклонение результатов расчета в ПО BAZIS от расчетов в типовых CAE-пакетах не превышает 6 % для тепловых полей и 19 % для деформаций (при схожем их распределении), что приемлемо для практических применений.

Библиографический список

1. Соколовский В. В. Теория пластичности. – М. : Высш. шк., 1969. – 608 с.
2. Simulation-based numerical optimization of arc welding process for reduced distortion in welded structures / M. Islam, A. Buijk, M. Rais-Rohani, K. Motoyama // Finite elements in analysis and design. – 2014. – p. 54–64. <https://doi.org/10.1016/j.finel.2014.02.003>.

3. Simulation of laser butt welding of AISI 316L stainless steel sheet using various heat sources and experimental validation / J. R. Chukkan, M. Vasudevan, S. Muthukumaran, R. R. Kumar, N. Chandrasekhar // *Jornal of materials processing technology*. – 2015. – p. 48–59. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.12.008>.

4. Simulation and validation of welding residual stresses based on non-linear mixed hardening model / J. J. Xu, P. Gilles, Y. G. Duan // *Strain*. – 2012. – p. 406–414. <https://doi.org/10.1111/j.1475-1305.2012.00836.x>.

ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК ИНСТРУМЕНТ УЧЁТА ВЛИЯНИЯ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ФАКТОРОВ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕТАЛЕЙ

Бобарика И. О.

*Иркутский Национальный Исследовательский технический университет,
Иркутск, Россия. Vobarika_io@ex.istu.edu*

Моделирование и оценка физико-механических характеристик деталей должны начинаться с получения корректных исходных данных о структуре материала детали с учётом её (детали) технологической истории. Однако, на сегодняшний момент достаточно проблематично получить адекватные данные для ряда случаев, например, при изготовлении тонкостенных маложестких деталей из полимерных композиционных материалов (ПКМ) по технологии безавтоклавного формования вакуумной инфузией с постотверждением, тем более при изготовлении габаритных маложестких деталей, для которых выполнение постотверждения возможно только вне термокамеры и без выемки детали из оснастки для формообразования.

В данном случае влияние неравномерности поля температур при постотверждении существенно и при неравномерности в 2 град способно вызвать температурные деформации (деталь ведёт «винтом»). При этом скорость нагрева напрямую влияет

на величину остаточных напряжений, в связи с чем существует ряд рекомендаций по обеспечению скорости нагрева не более 2 град/сек. Учёт влияния даже двух указанных параметров на физико-механические характеристики получаемых деталей позволит существенно уменьшить вероятность получения некорректных результатов инженерного анализа на прочность деталей из ПКМ, а также учесть производственные факторы конкретного производства и характеристики конкретного производственного оборудования [1, 2, 3]. Однако, для получения таких данных и обработки их в реальном времени, необходимо соответствующее производственное оборудование или специализированная аналитическая система.

Авторами разработана система управления технологическим процессом постотверждения с фиксацией требуемых условий постотверждения, позволяющая моделировать процесс при отсутствии реальной детали, т. е. выполнять имитационное моделирование технологического процесса в реальном времени для реального производства с получением данных о распределении температурных полей в детали.

Так, в системе управления технологическим процессом реализован алгоритм временной диаграммы функционирования исследуемого технологического процесса. При этом модельное время соответствует времени реального технологического процесса.

В совокупности с интеллектуальным оборудованием это позволяет также выполнять тестирование и обработку изменений технологического процесса, а получаемые при этом данные распределения полей температур на поверхности изготавливаемой детали и их изменения по времени позволяют, в свою очередь, учесть реальные производственные факторы при инженерном анализе деталей из ПКМ на прочность, возникновение структурных повреждений и т. д. с учетом их технологической истории.

Также описанная система управления технологическим процессом постотверждения, реализованная в составе с интеллектуальным производственным оборудованием позволяет получить цифровой двойник технологического процесса.

Библиографический список

1. Хуанг Дж.-П. Технология вакуумной инфузии в производстве композитных конструкций: проблемы и перспективы [Текст] / Дж.-П. Хуанг, А. В. Юдин, И. В. Тарасов, С. Н. Шевцов // Подготовка инженерных кадров в условиях цифровой трансформации : сборник научных трудов, посвященный 80-летию РВПК ПАО «Роствертол» имени Б. Н. Слюсаря. – Ростов на Дону, 2019. – С 118–144.
2. Груздев А. С. Разработка сборной оснастки для изготовления маложёстких композитных деталей методом вакуумной инфузии при прототипировании [Текст] / А. С. Груздев А. П. Коваль, Р. В. Кононенко // Авиационное машиностроение и транспорт Сибири : сборник статей XI Всероссийской научно-технической конференции. – Иркутск. – 2018. С. 5–10.
3. Раскутин А. Е. Компьютерное моделирование технологического процесса изготовления ПКМ методом вакуумной инфузии [Текст] / А. Е. Раскутин, В. А. Гончаров // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 286–291.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАЗОВОЙ ЗАЩИТЫ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АРКТИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Васильев А. А., Иванова И. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. vasiliev9.aa@edu.spbstu.ru*

Внедрение хладостойких сталей для строительства объектов в Арктике связано с решением проблем свариваемости, обеспечения необходимого уровня ударной вязкости при низких температурах, снижения чувствительности к холодным трещинам.

Основным способом сварки хладостойких сталей является дуговая сварка в среде защитных газов, которая обеспечивает низкий уровень диффузионного водорода [1].

Защитный газ при определенных условиях может быть инструментом управления процессами в зоне сварки и свойствами сварных соединений [2]. Газовая защита при сварке на ветру обеспечивается жесткими защитными струями, которые не деформируются

под воздействием ветра. Устойчивость струи связана с улучшение конфигурации горелки, зависит от расхода защитного газа и параметров режима сварки. Важную роль играет моделирование газодинамических характеристик истечения защитного газа [3].

Целью работы являлось моделирование газодинамического влияния защитного газа на процесс сварки и свойства неразъемных соединений в зависимости от технологических параметров сварки с применением конфузорного сопла, обеспечивающего эффективность газовой защиты.

Материалы и методика исследований. Для исследования применяли горелку с конфузорным сварочным соплом [4] при углах наклона электрода $30\text{--}60^\circ$ от оси горелки при расходе защитного газа от 6 до 30 л/мин при аргонодуговой наплавке на сталь 08X18H10T на универсальном стенде для реализации процесса сварки без ветра и в условиях ветра.

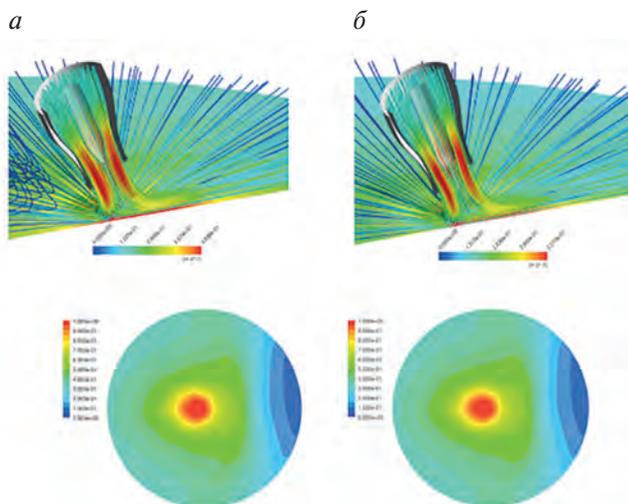


Рис. 1. Продольное поле скоростей истечения газа и поперечное распределение концентрации защитного газа при использовании мундштуков конической (а) и скругленной (б) формы при углах наклона 30° : $V_c = 6$ м/с

Моделирование истечения газа выполняли в ANSYS Fluent с помощью уравнений Навье-Стокса, методом конечных объемов.

Результаты исследования.

Моделирование потока защитного газа показывает, что расход 6 л/мин является оптимальным для стабильной газовой защиты и увеличение расхода более 15–20 л/мин вызывает турбулентность, которую, можно уменьшить путем установки пакета сеток внутрь сопла для выравнивания поля скоростей. На основании моделирования установили, что эффективность газовой защиты зависит также от техники сварки, например, угла наклона горелки относительно вертикальной оси. Установили, что углом наклона можно компенсировать влияние ветра. Установили, что при углах наклона горелки в диапазоне 30–60° сохраняется устойчивость струи защитного газа при оптимальном расходе 12–20 л/мин при использовании сопла со скругленным мундштуком, при этом обеспечивается более равномерное течение защитного газа, что снижает вероятность попадания воздуха в зону локальной защиты, рис. 1.

Результаты экспериментов подтвердили, что использование конфузорного сопла со скругленным мундштуком позволяет повысить эффективность газовой защиты и, как следствие, повысить качество получаемых сварных соединений.

Выводы.

1. Применение конфузорного сопла обеспечивает устойчивость защитной струи подаваемого газа, надежную защиту зоны сварки, снижает завихрение газа в пределах пятна газовой защиты при углах наклона горелки в диапазоне 30–60° при повышенном расходе газа в диапазоне 18–20 л/мин.

2. Управление динамикой защитного газа за счет изменения геометрии и формы сварочного сопла позволяет улучшить качество защиты зоны сварки и металла шва, получить сварные соединения, обладающие высокими механическими свойствами в металле шва и ЗТВ, что особенно важно при сварке хладостойких сталей.

Библиографический список

1. Lippold J. Welding metallurgy and weldability. – Wiley, 2014. – 424 p.
2. Потапьевский А. Г., Сараев Ю. Н., Чинахов Д. А. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего. – Томск : Издательство ТПУ, 2012. – 208 с.
3. Иванова И. В., Паршин С. Г. Моделирование влияния угла наклона аргонодуговой горелки на газодинамические характеристики и эффективность газовой защиты // Сварка и диагностика. – 2020. – № 3. – С. 17–20.
4. Паршин С. Г., Иванова И. В. Исследование сварочной дуги в защитных газах в условиях воздействия воздушных потоков // Сварка и диагностика. – 2016. – № 2. – С. 46–48.

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА МИКРОСТРУКТУРЫ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ ЗУБЬЕВ КОВШЕЙ КАРЬЕРНЫХ ЭКСКАВАТОРОВ

Галата Л. А., Ермаков Б. С., Карзина Ю. С., Канцев Р. Г.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. lyuda_9728@mail.ru*

Горнодобывающая промышленность является основной базой промышленного потенциала страны, весомую часть которой составляет разработка и добыча различных пород и полезных ископаемых. Основным видом машин, используемых при карьерной добыче, являются мощные экскаваторы, составляющие основную часть парка оборудования горных предприятий. Эксплуатационные предприятия несут большие потери в связи с износом и разрушением зубьев ковшей экскаваторов, поэтому повышение качества материала зубьев является актуальной задачей.

В данной статье рассмотрено влияние качества литья, в том числе литой структуры материала на работоспособность зубьев карьерных экскаваторов. В качестве объекта исследования были использованы зубья ковшей карьерных экскаваторов Cat-391 и VOLVO-350 из стали типа 30X2C2ГМЛ после длительной эксплуатации. Было исследовано фактическое состояние зубьев

ковшей карьерных экскаваторов после эксплуатации и проведен анализ микроструктуры, твердости и изношенных поверхностей зубьев.

Исследование показало, что работоспособность зубьев ковшей экскаваторов определяется уровнем неравномерности микроструктуры и микротвердости и наличием дефектов, в частности горячих и холодных трещин. Установлено, что основной причиной ускоренного выхода из строя зубьев ковшей карьерных экскаваторов – суперпозиция различных микроструктурных дефектов, связанных с неравновесностью микроструктуры металла и несовершенством технологии процесса литья. В ходе исследования были выделены основные направления повышения работоспособности зубьев ковшей карьерных экскаваторов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ М76 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ ВИБРАЦИЙ

Гридасова Е. А., Гридасов А. В.

Дальневосточный федеральный университет, Владивосток, Россия
olvin@list.ru

Известно, что высокочастотные вибрации являются неотъемлемой составляющей диапазона частот, возникающих в системе колесо – рельс при движении подвижного состава, а основными причинами их возникновения являются шероховатость и волнистость рельсовых путей, плоские и поверхностные дефекты, стыковые соединения и боковой износ рельса. Все это, в совокупности с увеличением скоростного режима и грузонапряженности, оказывает существенное влияние на долговечность верхнего строения пути [1]. В рамках настоящей работы проведены исследования влияния низкочастотных и высокочастотных вибрационных нагрузок на структуру и свойства основного металла и сварных соединений рельсовой стали М76 [4], разработана методика

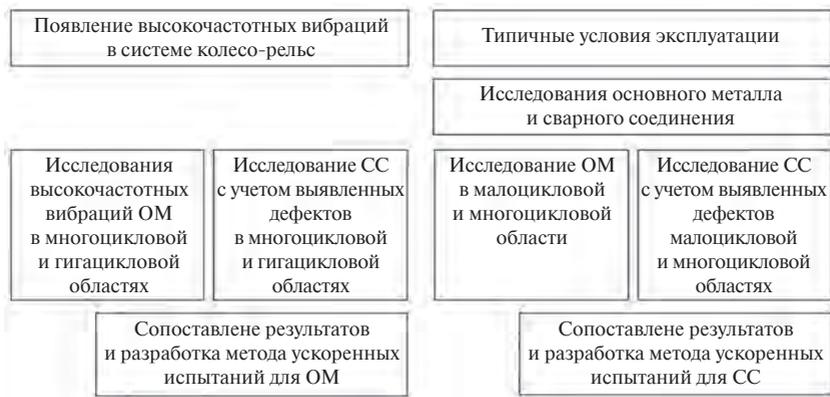


Рис. 1. Блок – схема направления исследования, где ОМ – основной металл; СС – сварное соединение

ускоренных испытаний для определения характеристик долговечности верхнего строения пути в области гигацикловой усталости (рисунок 1).

Объектами исследований являлись рельсы категории ДТ350, тип Р65. Методы исследований: высокочастотные механические испытания, оптическая металлография, измерения микротвердости и твердости, рентгенографический и рентгенофазовый анализ.

При проведении исследований учитывались полученные ранее результаты:

1. При совместном влиянии высокочастотных вибраций и амплитуд напряжений ≈ 800 МПа на основной металл рельсовой стали М76 в системе колесо – рельс, происходят разрушения с появлением так называемого «белого слоя», микротвердость которого превышает 1000 НВ [1, 5].

2. В диапазоне амплитуд напряжений 770–730 МПа, в подавляющем большинстве случаев в основном металле образуются трещины [1, 3]. Измерение микротвердости в зоне трещин показывает лишь незначительные изменения ее значений, что позволяет сделать предположение о хрупком характере процесса разрушения.

3. При амплитудах ≤ 710 МПа и количестве циклов $N \approx 2 \cdot 10^8$ в основном металле структурных изменений не выявлено [1, 3], что позволяет принять указанные значения как оптимальный, безопасный уровень амплитуд высокочастотных вибраций.

4. При исследовании сварных соединений в диапазоне амплитуд 650–800 МПа в представленных образцах причинами разрушения явились трещины [2]. Показано, что для корректной оценки долговечности сварных стыков следует провести дополнительные исследования влияния выявленных дефектов сварных соединений на характеристики долговечности как при высокочастотных, так и при низкочастотных нагрузках. Проведенный литературный обзор [5] показал отсутствие исследований по рельсовой стали, что определяет актуальность поставленной задачи.

В результате проведенных в рамках настоящей работы исследований, получены характеристики долговечности при высокочастотном нагружении сварных соединений и выполнен сравнительный анализ с аналогичными характеристиками основного металла М76. Проведен анализ результатов испытаний на микротвердость мест образования трещин в сварном соединении и выявлены очаги зарождения структурных повреждений. Проведен анализ дефектов сварного соединения и выявлены зависимости между ними и характеристиками долговечности при высокочастотном нагружении. Разработана методика ускоренных испытаний для получения характеристик долговечности в гигацикловой области как основного металла, так и сварных стыков.

Библиографический список

1. E Gridasova, P Nikiforov, K Talskikh High frequency vibrations arising in system wheel-rail. Part II. The Influence of High Frequency Vibrations on the Structure of Rail Steel M76, International science and technology conference “EarthScience” IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science 459 (2020) 062087 IOP Publishing DOI:10.1088/1755–1315/459/6/062087.

2. Гридасова Е. А., Дренина К. Ю., Дренин А. С., Серeda М. А. Влияние частоты нагрузки при низкочастотном и высокочастотном методах испытаний на усталостные характеристики низкоуглеродистых и высокоуглеродистых сталей (обзор) // Вестник Инженерной школы

Дальневост. федерал. ун-та. – 2020. – № 1(42). – С. 3–12. DOI: <https://dx.doi.org/10.24866/2227-6858/2020-1-1>.

3. Гридасова Е. А., Локтев А. А., Никифоров П. А., Тальских К. Ю. Влияние высокочастотных вибраций в системе «колесо-рельс» на структуру рельсовой стали М76 // Наука и техника транспорта. – 2019. – № 2. – С. 40–46.

4. Гридасова Е. А. Исследование влияния высокочастотного нагружения на структуру и свойства сварных соединений рельсовой стали // Сварка в России – 2019: современное состояние и перспективы. Томск, 03–07 сентября 2019 г.

5. Гридасова Е. А., Веретковский А. В., Сафарьянц А. А. Исследования усталостных свойств сварных соединений в условиях высокочастотного нагружения (обзор) // Вестник Инженерной школы Дальневост. федерал. ун-та. – 2019. – № 2(39). – С. 3–12. DOI: <https://dx.doi.org/10.24866/2227-6858/2019-2-1>.

АНАЛИЗ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ НИППЕЛЬНОЙ ЧАСТИ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ

Евстратикова Я. И., Федоров А. С.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. fedorov_as@spbstu.ru*

В процессе эксплуатации бурильные трубы испытывают высокие осевые, статические, динамические, изгибающие и скручивающие нагрузки. Большой проблемой для бурильных труб вследствие воздействия высоких нагрузок до предельно допустимых значений прочности является вывод их из эксплуатации за довольно короткий срок. В процессе вращения труб на участках бурения существенный износ, растрескивание и разрушение металла происходят преимущественно в местах резьбовых и замковых соединений, что приводит к возникновению аварий [1–2]. Наиболее опасным сечением, по которому происходит разрушение, является линия контакта тела трубы и резьбового витка, что обусловлено накоплением усталостных микротрещин под действием нагружения металла в области максимальных концентраций напряжений. Поэтому для повышения эксплуатационного ресурса

бурильных труб важно правильно подбирать диаметр, материал и, в первую очередь, замковое соединение [3].

В работе проводится анализ причин разрушения ниппельной части бурильной трубы СБТ-89. Слом резьбового соединения был обнаружен при подъеме бурильной колонны для последующей сборки КНБК на бурение. Разрушение произошло в плоскости упорного торца перпендикулярно продольной оси трубы. Излом хрупкий, характеризуется отсутствием видимых следов пластической деформации. Визуальный осмотр резьбовой части не выявил ее повреждений. Впоследствии слом резьбового соединения по ниппельной части происходил на этапе навинчивания практически всей партии труб.

Таким образом, целью настоящего исследования является анализ причин разрушения ниппельной части бурильной трубы СБТ-89. В работе проведен анализ химического состава, комплекс металлографических исследований, а также определены механические свойства ниппельных частей труб. Несмотря на то, что механические свойства соответствуют требованиям нормативных документов, они находятся на минимально допустимом уровне и различаются по сечению трубы: значение предела текучести $\sigma_{0,2}$ варьируется от 1065 до 1090 МПа, а значение предела прочности σ_B варьируется от 1149 до 1173 МПа. Полученные результаты относительного удлинения находятся на минимально допустимом уровне – это может свидетельствовать о накоплении микродефектов в процессе эксплуатации, что, в свою очередь, могло привести к снижению пластических свойств материала. Повышенная хрупкость как следствие снижения пластичности могла стать причиной разрушения даже при незначительном превышении допустимых нагрузок.

Результаты измерения твердости ниппельной части трубы показали, что значения твердости по сечению замка также варьируются в широком диапазоне – от 29 до 38 HRC. Пониженные значения твердости сконцентрированы в одном из исследованных квадрантов. Результаты оптической металлографии показали, что материал труб характеризуется бейнитной микроструктурой, однако

в квадранте с пониженной твердостью структура в большей степени является игольчатой. В результате работы установлено, что основной причиной разрушения является неоднородность микроструктуры, вызванная нарушением режима термической обработки.

Библиографический список

1. Штырев О. О. Причины разрушения тела буровых труб при эксплуатации и преимущества буровых труб с внутренним защитным покрытием // Территория нефтегаз. – 2014. – № 12.
2. Корчагин А. П. и др. Разрушение ниппелей буровых труб в процессе эксплуатации // Территория Нефтегаз. – 2016. – № 11.
3. Plessis, G., Wright, C., Aranas, A., Jellison, M. J., & Muradov, A. Drill pipe Fatigue in a fast-drilling environment: how to cope with the extreme! In IADC/SPE Asia Pacific Drilling Technology Conference and Exhibition. OnePetro. 2006.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫЙ МОДУЛЬ

Канцев Р. Г., Яхимович В. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. romankancev@mail.ru*

Исключение всевозможных утечек теплоты является важным составляющим в энергетике. Объектом испытаний является теплоизоляция для паровых труб РБМК. В контурах АЭС потеря даже 1 °С может сильно сказаться на КПД электростанции. Также в случае хорошей теплоизоляции труб, создаётся температура, комфортная для рабочего персонала. Поэтому существует необходимость в совершенствовании методов сохранения энергии. Целью данного испытания является оценка способности нового блока ТБИ не допускать потерь теплоты. Учитывая всё вышесказанное можно заявить, что данное исследование является актуальным.

В данной работе оценка свойств теплоизоляции происходит за счёт нагревательного элемента во внутренней полости блока

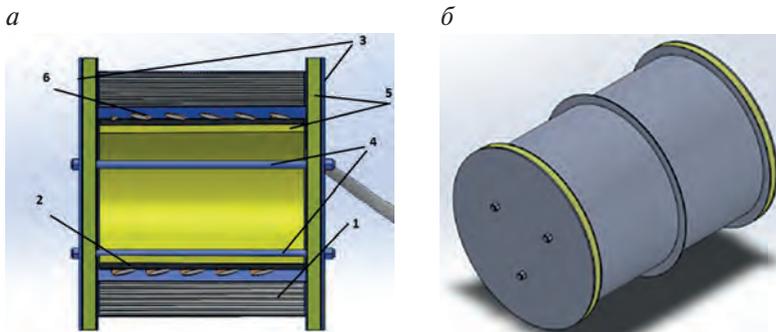


Рис. 1. Теплоизоляция: а – разрез блока ТБИ (1 – ТБИ; 2 – нагреваемая труба; 3 – диски; 4 – шпильки; 5 – минеральная вата; 6 – нагревательная лента); б – сборка из двух модулей ТБИ

и последующей регистрации температуры на поверхности теплоизоляции с помощью термопар.

Преимуществом проведённого исследования является наглядная демонстрация проблемных мест в теплоизоляции. Так же в этом эксперименте испытанию подвергается именно два блока, что помогает оценить температурное поле на стыке теплоизоляций. По результатам испытания становится понятно, что в целом теплоизоляция выполняет свою функцию хорошо, но имеются проблемные участки в щелях и стыках.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Ковалевич А. С., Кинжагулов И. Ю., Степанова К. А.

Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия. kovalevi4.a.s@gmail.com

На сегодняшний день одним из новейших и активно развивающихся производственных процессов являются аддитивные

технологии, в частности метод селективного лазерного сплавления [1, 2]. При изготовлении изделий данным методом происходит послойное выращивание детали посредством расплавления частиц порошка и получения сплошной твердофазной структуры. На формирование структуры материала оказывают влияние различные технологические процессы. В свою очередь, структура материала определяет комплекс прочностных свойств изделий. При исследованиях прочностных свойств порошковых металлических материалов было выявлено резкое снижение предельных характеристик прочности. Однако, до сих пор не получено однозначных ответов на исследовательские вопросы, связанные с оценкой влияния дефектов структуры и воздействием комбинированных нагрузок на прочностные свойства, механизмы зарождения и кинетику разрушения данных материалов и изделий под действием знакопеременных нагрузок.

В качестве метода анализа процессов разрушения деталей, изготовленных по аддитивной технологии SLM (селективного лазерного сплавления), была выбрана акустическая эмиссия. Данный метод основан на анализе параметров акустических (упругих) волн, возникающих в материале детали при перестройке внутренней структуры [3, 4]. Анализ таких параметров на различных стадиях развития дефектов позволит сформировать картину кинетики разрушения и разработать методики прогнозирования характеристик деталей и изделий в процессе эксплуатации.

Объектом исследования процесса развития дефектов выбраны металлические изделия стандартизированной формы, изготовленные по аддитивной технологии SLM с использованием жаропрочного сплава Inconel 718. В работе рассматриваются четыре типа образцов: бездефектные, с поверхностным дефектом и с внутренними дефектами.

Для нагружения объектов исследования использовалась испытательная машина LFM 150 кН. Регистрация сигналов акустической эмиссии при проведении циклических испытаний осуществлялась системой цифровой акустико-эмиссионной диагностической СЦАД 16.10.

Библиографический список

1. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении : пособие для инженеров / М. В. Нагайцев, В. М. Довбыш. – М. : ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. – 220 с.
2. Антонова В. С., Осовская И. И. Аддитивные технологии : учебное пособие / ВШТЭ СПбГУПТД. – СПб., 2017. – 30 с.
3. Wu H.; Yu Z.; Wang Y. A New Approach for Online Monitoring of Additive Manufacturing Based on Acoustic Emission // In Proceedings of the ASME2016 11th International Manufacturing Science and Engineering Conference. 2016. P.V003T08A013. MSEC2016-8551.
4. Strantza M., Van Hemelrijck D., Guillaume P., Aggelis D. G. Acoustic emission monitoring of crack propagation in additively manufactured and conventional titanium components // Mech. Res. Commun. 2017, 84, P. 8–13.

АВТОКЛАВ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ТРУБОПРОВОДЕ ПРИ ТРАНСПОРТИРОВКЕ МНОГОФАЗНОЙ СРЕДЫ

Колотий А. И., Реф Д. В., Голубев И. А., Яхимович В. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. aleksandr.spbpu@gmail.com*

Коррозия в промышленных трубопроводах по сей день является одной из основных причин отказов. Возможность воспроизведения многофазного потока в трубопроводе для прогнозирования скорости коррозии и изучения характера взаимодействия металла и среды на границе раздела очень важна. Целью данной работы является разработка стенда для лабораторного воспроизведения воздействия среды на стенку трубопровода (образца).

Для решения задач моделирования процессов коррозии в трубопроводе было рассмотрено несколько подходов. Наиболее точно воспроизводящей условия коррозионных процессов в трубопроводе, возникающих при транспорте многофазной среды, содержащей в своем составе углекислый газ, является методика моделирования полевых условий в автоклавном комплексе (RCA). При проектировании испытательной установки было решено

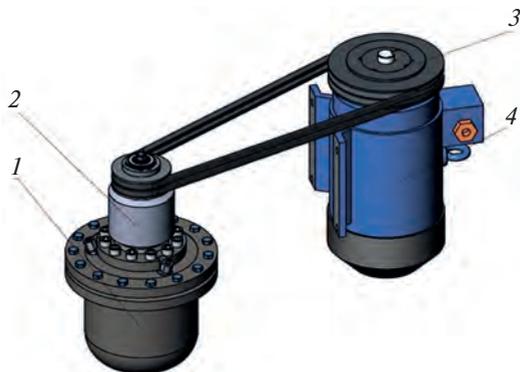


Рис. 1. Общий вид испытательной установки: 1 – автоклав, 2 – магнитная муфта, 3 – ременная передача, 4 – электродвигатель.

несколько сложных задач: передача вращательного движения в емкость с высоким давлением, обеспечение равномерного распределения потока по граням образца. Общий вид установки показан на рисунке 1.

Разработанная конструкция установки полностью справилась с поставленной задачей. Результаты, полученные после первых испытаний аналогичны тому, что наблюдается при эксплуатации реального трубопровода. Данная установка позволяет определить оптимальную скорость потока для повышения долговечности элементов трубопроводов.

ПРИМЕНЕНИЕ И ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Нечаев Д. В.¹, Житенев А. И.¹, Жуков Н. В.¹, Жителев П. С.²

¹ФГАОУ ВО СПбПУ Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

²ПАО Северсталь, Череповец, Россия

zhitenev_ai@spbstu.ru

В настоящее время во всех больших узлах оборудования широкое распространения находят применения smart-материалы

с особыми функциональными свойствами, в частности сплавы с эффектом памяти формы. Сплавы с эффектом памяти формы (ЭФП) на основе никеля и титана достаточно широко распространены, однако являются очень дорогостоящими, поэтому находят лишь узкие применения [1]. Группа сплавов на основе железа системы Fe-Mn-Si-Cr-Ni-X из-за меньшей стоимости и более высокой технологичности может быть широко применена в гражданском строительстве, нефтегазовой отрасли, железнодорожном строительстве и других областях [2]. Перечень потенциальной продукции включает различные виды арматуры, демпферов, стягивающих балок, муфт для трубопроводов, специальный крепеж. Уже сегодня существуют примеры применения этих сплавов за рубежом. Более того, в отечественной литературе известны проектные решения для нефтегазовой отрасли, основанные на применении сплавов с эффектом памяти формы [3].

В настоящей работе проведен обзор статей по сплавам на основе железа с эффектом памяти формы (СЭПФ). Рассмотрены сплавы с разным легированием, влияние которого на фазовый и структурный состав изучено с помощью термодинамического моделирования. Изучено поведение рассматриваемых сплавов на разных технологических переделах, включая выплавку, разливку, термомеханическую обработку (ТМО) и финальную термообработку (ТО). В рассмотренных сплавах легирующие элементы можно разделить на системообразующие (марганец (10–30 %) и кремний (3–10 %)), соотношением которых можно управлять температурой мартенситного превращения и температурой Нееля [4], и дополнительные элементы (хром, никель, ванадий, азот, медь и др), которые добавляют для улучшения как эффекта памяти, так и эксплуатационных свойств. Установлено, что наибольший ЭПФ достигается в сплавах с 20 % марганца и 8,5 % хрома и 5–7 % никеля [4]. Показано, что в высокомарганцевых сплавах высока растворимость азота при температурах выплавки, что позволяет рассматривать азот, как очень перспективный элемент для улучшения ЭПФ и механических свойств. Показано, что для удешевления технологии выплавки возможно

использовать сплава на основе железа с содержанием углерода до 0,2 %.

Показано, что главной проблемой при выплавке таких сплавов является испарение марганца. Разработаны критерии выбора сплавов, учитывающие температурный режим плавки с минимальным испарением марганца и удовлетворительным перегревом над температурой ликвидуса. Получены прототипы сплавов и изучена их стойкость к горячим трещинам, их дендритная структура и химическая неоднородность, определены коэффициенты ликвации марганца, кремния и других элементов в зависимости от условий кристаллизации. Определены критические параметры технологии, оптимизация которых позволяет производить СЭПФ на основе железа массово.

Определены требуемые температуры ТМО для бездефектной прокатки и получение наибольшего ЭПФ. Показано, что после тренировки сплавов, заключающейся в многократном повторении цикла «нагрев-деформация», размер аустенитных зерен практически не влияет на ЭПФ.

Заключение. Сплавы с эффектом памяти формы на основе железа являются перспективной группой сплавов для внедрения в промышленность. Определены химические составы СЭПФ для создания перспективной продукции.

Библиографический список

1. M. Fremond, S. Miyazaki. Shape Memory Alloys. Sources and lectures, № 351. DOI 10.1007/978-3-7091-4348-3.
2. Pan M. Zhang X. Zhou D, Misra R, Chen P. Fe-Mn-Si-Cr-Ni Based Shape Memory Alloy: Thermal and Stress-Induced Martensite Materials Science and Engineering: A Volume 797, 21 October 2020, 140107.
3. М. Терентьева. Совершенствование Технологии Сооружения Плитных Фундаментов Вертикальных Стальных Резервуаров. [Текст] : автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. тех. наук / Андронов Иван Николаевич. – Ухта, 2019.
4. Otsuka K. Wayman C, Humbeeck J. Stalmans R. Characteristics of Shape Memory Alloys, In Shape Memory Materials, Cambridge University Press, Cambridge, Uk, Pp. 149–183, 1998.

ЦИФРОВОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Сычев М. М.^{1,2}

¹*Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет), Санкт-Петербург, Россия*

²*Институт химии силикатов им. И. В. Гребенщикова, РАН,
Санкт-Петербург, Россия
msychov@yahoo.com*

«Промышленность 4.0» (4-я промышленная революция) – концепция цифрового производства, все этапы жизненного цикла продукции осуществляются на основе цифровых технологий. Для ее успешного развития, она должна быть дополнена концепцией «Цифрового материаловедения», в которой все этапы разработки, изготовления и применения материалов реализуются на основе цифровых технологий.

Цифровое материаловедение:

- Дизайн и конструирование материалов на атомном уровне строения (наноструктура).
- Моделирование процессов синтеза материалов и формирования заданного состава и микроструктуры. Для неорганических веществ моделирование процесса их синтеза, обеспечивающего требуемую структуру материала пока является сложной задачей.
- Моделирование макроструктуры и свойств материалов, в т. ч. биоморфный дизайн.
- Цифровые методы описания состава и структуры материала.
- Цифровые методы конструирования оборудования для цифровых технологий изготовления веществ (материалов) с заданными свойствами.
- Цифровые методы анализа данных состав-структура-свойства, включая нейронные сети.
- Управление качеством материалов.
- Исследование материалов с использованием современных цифровых методов, в т. ч. 3D сканирование, компьютерная томография и др.

В докладе будут рассмотрены конкретные примеры реализации вышеуказанного подхода, в частности: роботизированный синтез функциональных покрытий; проектирование сотовых материалов с использованием «кристалломорфного дизайна» и скелетных графов и др.

Работа выполнена при поддержке госзадания Минобра РФ (тема No. АААА-А19-119022290092-5) и гранта РНФ No. 21-73-30019.

ОСОБЕННОСТИ ЩЕЛЕВОЙ КОРРОЗИИ ДУПЛЕКСНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ КЛАССОВ

Федоров А. С., Карасев В. С., Ковалев П. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. fedorov_as@spbstu.ru*

В настоящее время в нефтехимической промышленности все чаще находят применение изделия из дуплексных коррозионно-стойких сталей, в которых аустенит и феррит находятся в равных долях [1–3]. Несмотря на высокую степень легирования и высокую стойкость к общей коррозии эти стали подвержены питтинговой и щелевой коррозии. По стойкости к питтинговой/щелевой коррозии стали ранжируют по показателю PREN [4, 5]. Однако на сегодняшний день существует большое количество марок дуплексных нержавеющей сталей, в которых содержание Cr, Mo и N варьируется в разных количествах, поэтому подбор марки должен выполняться с особой тщательностью, учитывая не только PREN, но и технологию получения изделия, условия эксплуатации и геометрию компонентов конечной продукции [6]. Поэтому целью настоящей работы является исследование влияния химического состава дуплексных коррозионно-стойких сталей разного класса на потенциал питтингообразования и стойкость к щелевой коррозии.

Экспериментальная часть работы выполнена на трех литых дуплексных коррозионно-стойких сталях, относящихся к разным

классам (экономно-легированный, высоколегированный и супердуплексный), после термической обработки. Каждую сталь нагревали до одной из температур 1050, 1100 и 1200 °С, при которой выдерживали в течение 60 минут и закачивали в воду. Эти термические обработки направлены на формирование разного соотношения аустенита и феррита в изучаемых сталях [7, 8]. Испытания на стойкость к щелевой коррозии проводили в соответствии с ASTM G48–11 по методу В, который заключается в выдержке образцов в растворе FeCl₃ в течение 72 часов при температуре 50 °С.

Во всех трех сталях характер изменения повреждаемости зависит от степени легирования, оцениваемой показателем PREN, и от фазового баланса, определяемого температурой закалки. Показано, что PREN позволяет ранжировать по коррозионной стойкости только лишь радикально разные марки. При постоянном значении PREN, но при различном содержании феррита и аустенита в стали можно получать совершенно разные значения скорости коррозии, поэтому использовать данный показатель нужно с большой осторожностью. Установлено, что в сталях близких классов оптимальное содержание феррита, при котором достигается наименьшая скорость щелевой коррозии, находится при 65 об. %.

Библиографический список

1. Alvarez-Armas I. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys. *Recent Patents on Mechanical Engineering* 1.1 (2008): 51–57.
2. Kazakov, A. A., Zhitenev, A. I., Fedorov, A. S., Fomina, O. V. Development of duplex stainless steels Compositions. *CIS Iron and Steel Review* 18 (2019): 20–26.
3. Zhang W., Hu J. Effect of annealing temperature on transformation induced plasticity effect of a lean duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 79, 2013, pp. 37–42.
4. Guo Y., Hu J., Li J., Jiang L., Liu T., Wu Y. Effect of annealing temperature on the mechanical and corrosion behavior of a newly developed novel lean duplex stainless steel. *Materials*, Volume 7, Issue 9, 2014, pp. 6604–6619.
5. Mori G., Bauernfeind D. Pitting and crevice corrosion of superaustenitic stainless steels. *Materials and Corrosion*, Volume 55, Issue 3, 2004, pp. 164–173.

6. Zeng, H., Yang, Y., Liu, L., Li, M. Pitting and crevice corrosion evolution characteristics of 2205 duplex stainless steel in hot concentrated seawater. *Journal of Solid State Electrochemistry* 25.5 (2021): 1555–1565.

7. Fedorov, A., Zhitenev, A., Strekalovskaya, D., Kur, A. Quantitative Description of the Microstructure of Duplex Stainless Steels Using Selective Etching. *Materials Proceedings*. Vol. 3. No. 1. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2021.

8. Fedorov A., Zhitenev A., Strekalovskaya D. Effect of heat treatment on the microstructure and corrosion properties of cast duplex stainless steels. *E3S Web of Conferences*. Vol. 225. EDP Sciences, 2021.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ОЦЕНКИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ В ЛАБОРАТОРНЫХ УСЛОВИЯХ

Цветков А. С., Шапошников Н. О., Яхимович В. А.,
Реф Д. В., Лапеченков А. А.

*Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого,
С.- Петербург, Россия. tsvetkov_as@spbstu.ru*

Инфраструктура водородной энергетики в настоящее время находится в процессе развития и при подготовке к массовой транспортировке газообразного водорода и метано-водородных сред предполагает значительное использование имеющейся сети газопроводов и формирование сети водородопроводов. При этом существует потребность анализа возможности использования трубной стали и стоит проблема технологического обеспечения лабораторий для оценки водородного охрупчивания, зависящего от концентрации водорода, рабочих условий (температуры и давления), нагружения и непосредственно фактических свойств стали.

Для исследования в лабораторных условиях влияния водорода на те или иные свойства материала, необходимо иметь возможность варьировать концентрацию водорода в требуемом диапазоне значений. Для чего весьма перспективным является исследование закономерности насыщения металлических материалов

водородом в зависимости от способа, режима и структурных особенностей. Традиционно при изучении влияния водорода используются четыре основных метода насыщения [1–5]:

1. Насыщение водородом из газовой фазы, как правило, проводят в автоклавах в атмосфере газообразного водорода под давлением. Основным преимуществом данного метода является возможность создания относительно равномерной концентрации водорода по сечению образца и максимальное приближение к реальным условиям эксплуатации.

2. Наводороживание при травлении в кислотах и при выдержке в среде сероводорода – однако получение высоких концентраций водорода данным методом затруднено.

3. Насыщение в электролите, имитирующем морскую воду или грунт.

4. Электрохимическое наводороживание, которое не требует (и не ограничивает) нагрев образца и позволяет варьировать концентрацию в широком интервале значений.

Наводороживание, как правило, позволяет продемонстрировать влияние больших концентраций водорода на свойства стали. Наиболее представительные результаты получают непосредственно при испытании образцов в среде газообразного водорода, для чего используются автоклавные стенды с нагружающей способностью. Примеси, находящиеся в газовой смеси (при исследовании взаимодействия металла и метано-водородной смеси в автоклаве), могут, как замедлять, так и ускорять проникновение водорода в материал.

Основным способом изучения кинетики процесса разрушения сталей в водородосодержащих средах является оценка изменения их физико-механических свойств в процессе или после наводороживания. Полученные результаты сравниваются со значениями механических характеристик в нормальных условиях (при испытании на воздухе или в инертной среде) и проводится оценка влияния водорода на изменение свойств стали. Согласно данным, представленным в [3, 5], добавление водорода приводит к уменьшению остаточного сужения и удлинения, а значения временного

сопротивления разрыву и предела текучести при умеренном наводороживании существенно не изменяются. При повышении давления (или температуры испытательной среды и пр.) отмечается тенденция к усилению водородного охрупчивания стали.

Для изготовления корпуса автоклава (с нагружающей способностью и возможностью длительного пребывания образца в среде) на базе универсальной испытательной машины [3, 5] используется аустенитная сталь. Автоклавный сосуд при проведении механических испытаний должен иметь возможность гарантированного обеспечения постоянного давления соответствующего рабочему давлению магистрального газопровода. При этом критерии оценки и требуемый (достоверный) уровень насыщения водородом (соответствующий эксплуатационным условиям водородопроводов) в данный момент определены не в полной мере, что открывает возможность для масштабных исследований с применением экспериментальных установок.

Библиографический список

1. Cheng Y. Fundamentals of hydrogen evolution reaction and its implications on near-neutral pH stress corrosion cracking of pipelines / Y. Cheng // *Electrochemical Acta*. – 2007. – № 52(7). – P. 2661–2667.
2. Akiyama E. Electrochemical hydrogen permeation tests under galvanostatic hydrogen charging conditions conventionally used for hydrogen embrittlement study / E. Akiyama, S. Li // *Corrosion reviews*. – 2016. – № 34(1–2). – P. 103–112.
3. Meng B. Hydrogen effects on X80 pipeline steel in high-pressure natural gas/hydrogen mixtures / B. Meng, C. Gu, L. Zhang et al. // *International journal of hydrogen energy*. – 2016. – V. 42. – № 11. – P. 7404–7412. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.05.145.
4. Kolesov S. Evaluation of the stress-strain state in alloy 718 after hydrogen charging / S. Kolesov, E. Alekseeva // *Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications*. – 2018. – P. 553–563. DOI: 10.1007/978-3-319-89480-5_36.
5. Nguyen T. T. Effect of low partial hydrogen in a mixture with methane on the mechanical properties of X70 pipeline steel / T. T. Nguyen et al. // *International journal of hydrogen energy*. – 2020. – V. 45. – № 3. – P. 2368–2381.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА КРИТЕРИЕВ ПОДОБИЯ

Чижик С. А.¹, Витязь П. А.², Хейфец М. Л.³, Грецкий Н. Л.⁴

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

²Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
Минск, Беларусь

³Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

⁴ОАО «НПО Центр» НАН Беларуси, Минск, Беларусь
mlk-z@mail.ru

Широко применяемые в мировом производстве технологии аддитивного производства 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 импульсов подачи энергии и материала.

Особенности проектирования комплексов технологического оборудования, использующего потоки энергии, заключаются в том, что согласно критериям тепломассопереноса устанавливаются последовательность структурообразования в обрабатываемом материале и на формируемой поверхности при увеличении мощности воздействий:

$$\begin{array}{c}
 \begin{array}{|l}
 \hline
 (Re In) \\
 \hline
 \end{array}
 \begin{array}{|l}
 \hline
 (Re In) \\
 \hline
 \end{array}
 \end{array}
 \Rightarrow
 \begin{array}{|l}
 \hline
 Pe(1/Pr) \\
 \hline
 (Ds)
 \end{array}
 \Rightarrow
 \begin{array}{|l}
 \hline
 Re(Pr Ds) \\
 \hline
 (Re In/Ds)
 \end{array}
 \Rightarrow
 \begin{array}{|l}
 \hline
 Mr(Re/Pr) \cdot (In/Ds) \\
 \hline
 (Re In/Ds)
 \end{array}
 \Rightarrow
 \begin{array}{|l}
 \hline
 Gr(Pr) \\
 \hline
 \end{array}
 \Rightarrow
 \begin{array}{|l}
 \hline
 Rl \\
 \hline
 \end{array}
 \quad (1)
 \end{array}$$

в которой $Pe = \frac{vt}{\omega}$ – критерий Пекле; $Pr = \frac{\nu}{\omega}$ – критерий Прандтля; $Re = \frac{vt}{\nu}$ – критерий Рейнольдса; $In = \beta g \nabla T \frac{t^2}{\nu^2}$ – отношение подъемной силы плавучести к инерционной силе; $Ds = \sigma_k \nabla T \frac{t}{(\nu \rho)}$ – отношение сил капиллярности и вязкости; $Mr = \sigma_k \nabla T \frac{t^2}{(\rho \omega \nu)}$ – критерий Марангони; $Gr = \beta g \nabla T \frac{t^4}{\nu^2}$ – критерий Грасгофа; $Rl = \beta g \nabla T \frac{t^4}{(\omega \nu)}$ – критерий Рэлея; где t – характерный размер; ω – коэффициент температуропроводности; ν – скорость; ν – коэффициент кинематической вязкости; β – коэффициент объемного расширения; g – ускорение свободного падения; T – абсолютная температура; σ_k – коэффициент термокапиллярности; ρ – плотность технологической среды.

Критерии, характеризующие потоки энергии, при электрофизической обработке оказывают существенное влияние на последовательность поверхностных явлений и помогают управлять формированием свойств обрабатываемого материала:

$$Sm(E_m/Se) \Rightarrow Si \text{ и } Mr(Ek) \Rightarrow E(Tk/Ek) \Rightarrow Rl, \quad (2)$$

в которых $Sm = \frac{IB}{(\nu^2 \rho t)}$ – критерий магнитного воздействия; $Em = \frac{\nu E_1}{(H'B)}$ – отношение скорости потока к его теплосодержанию и напряженности электрического поля к его магнитной индукции; $Se = \frac{E_1 t^2}{(IR)}$ – критерий напряженности электрического поля; $Si = \frac{I^2 R}{(\nu \rho H t^3)}$ – энергетический критерий; $Ek = \frac{\varepsilon \gamma^2 \nabla T}{\sigma_k}$ – отношение термоэлектрической и капиллярной сил; $E = \frac{\varepsilon \gamma^2 \nabla T^2 t^2}{(\rho \omega \nu)}$ – термо-электрический критерий; $Tk = \frac{\rho \beta g t^2}{\sigma_k}$ – отношение подъемной силы плавучести к капил-

лярной силе; где I – сила тока; B – магнитная индукция; H – энтальпия потока; R – электросопротивление; ε – диэлектрическая проницаемость; γ – коэффициент термоэлектродвижущей силы; E_1 – напряженность электрического поля.

Использование последовательностей критериев переноса (1) и (2) для анализа процессов образования структур и фаз материала многократно сокращает объем экспериментальных исследований технологии формирования поверхностного слоя при комбинированных методах термомеханической и электрофизической обработки.

Анализ процессов образования структур и фаз материала позволяет выделить основные принципы организации обратной связи в открытой технологической системе. Организация обратных связей в комплексе технологического оборудования через избыточные степени свободы инструментов, частиц наносимого материала и удаляемого слоя, а также посредством дополнительных воздействий потоками энергии, позволяет путем их самоорганизации управлять устойчивостью процессов формирования поверхностного слоя.

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТОЙКОСТИ СТАЛИ К ВОЗДЕЙСТВИЮ ВОДОРОДА

Шапошников Н. О.¹, Цветков А. С.¹, Стрекаловская Д. А.¹,
Николаева А. Г.¹, Девятерикова Н. А.²

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

²*Обособленное подразделение ПАО «ТМК», Первоуральск, Россия
tsvetkov_as@spbstu.ru*

Водород может применяться в тех же энергетических процессах, что и природный газ, и стать инструментом реализации перехода к устойчивой низкоуглеродной экономике. Уровень загрязнения в результате контролируемого сжигания водорода или

метано-водородной смеси относительно низкий, что позволит значительно сократить выбросы CO_2 . Однако использование водорода может быть сопряжено с существенными сложностями, связанными с применяемыми материалами, которые используются при наращивании объемов производства, хранения и транспортировки газообразного водорода, в том числе по газопроводам. Основной проблемой при использовании водорода является его охрупчивающее действие [1, 2]. При использовании для транспортировки газообразного водорода магистральных трубопроводов вероятно: наводороживание поверхностного слоя под давлением, потеря пластичности при растягивающих нагрузках, образование трещин и блистеров (по механизму декогезии), диффузия к концентратору напряжений по адсорбционной теории, накопление водорода на вершине трещины (что может привести к растрескиванию) и пр. Для оценки возможности применения трубопроводной системы для постоянной транспортировки газообразного водорода требуется физическое моделирование стойкости трубной стали.

Методы исследований предполагают проведение испытаний в среде водорода под давлением (равным или превышающем рабочее давление трубопровода) и при рабочей температуре. Для выбора металлических материалов газовых баллонов, устойчивых к водородному охрупчиванию, применяется ГОСТ ISO 11114-4. Отечественные нормативные документы, регламентирующие использование сталей для водородопроводов на данный момент, отсутствуют. Оценка материалов для водородопроводов может осуществляться в соответствии с принятыми положениями ASME V31.12 и ASME BPVC.VIII.3 (KD-10). Для оценки стойкости трубной стали к водородному охрупчиванию используются: контроль состава, статическое одноосное растяжение, испытание образцов на ударный изгиб, испытание на одноосное растяжение с медленной скоростью деформации, испытание для определения порогового коэффициента интенсивности напряжений при водородном растрескивании, испытание диска давлением. Одним из наиболее показательных испытаний является испытание для определения

порогового коэффициента интенсивности напряжений при водородном растрескивании (оценка раскрытия в вершине трещины). Испытанию подвергаются по 3 образца из ОМ, МШ и ЗТВ в конечном термически-обработанном состоянии. Критерием оценки по ASME B31.12 является размер трещины, рост которой должен быть меньше 0,25 мм, а также значение коэффициента интенсивности напряжения (K_{IH}), который должен быть равен или превышать значение коэффициента приложенного напряжения (K_{IApp}) и быть больше 55 МПа · $\sqrt{м}$. В случае выполнения данных критериев сталь может считаться пригодной для использования в водородсодержащей среде.

Для металла труб также рекомендуется соответствие критериям спецификации API 5L уровня PSL 2 с категорией прочности не выше X70. Последнее связано с тем, что считается [3], что чем выше прочность стали, тем более она подвержена водородному охрупчиванию.

В работе проведен обзор методов и результатов испытания на стойкость стали к водородному охрупчиванию. Отмечено, что результаты испытаний [1–5] существенно зависят от состава, поверхностных и внутренних дефектов, а также структурных явлений в стали, применяемого оборудования, режимов наводороживания и пр.

Библиографический список

1. Alvaro A. Hydrogen embrittlement susceptibility of a weld simulated X70 heat affected zone under H₂ pressure / A. Alvaro et al. // Materials science and engineering: A. – 2014. – V. 597. – P. 29–36.
2. Davani R. K.Z. Effect of thermomechanical parameters on mechanical properties of base metal and heat affected zone of X65 pipeline steel weld in the presence of hydrogen / R.K.Z. Davani, R. Miresmaeili, M. Soltanmohammadi // Materials science and engineering: A. – 2018. – V. 718. – P. 135–146.
3. Hydrogen addition to natural gas feasibility study: report, August 2016 / DNV GL Oil & Gas. – NGN and NG NIA, 2016. – 164 p.
4. Alhimenko A. A. Propagation of acoustic waves during the control of hydrogen-induced destruction of metals by the acoustoelastic effect / A. A. Alhimenko, A. K. Belyaev, A. I. Grishchenko, V. A. Polyanskiy,

Y. A. Yakovlev // Proceedings of the international conference “Days on diffraction”. – 2018. – P. 11–16.

5. Alekseeva E. L. The initiation mechanism of plastic strain localization bands and acoustic anisotropy / E. L. Alekseeva, A. K. Belyaev, A. I. Grishchenko, D. A. Tretyakov, O. V. Shvetsov // Procedia structural integrity. – 2017. – V. 6. – P. 128–133.

КРИТЕРИИ ОЦЕНКИ СКЛОННОСТИ МЕТАЛЛОВ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПРИ УСКОРЕННОМ ИСПЫТАНИИ В СРЕДЕ С СЕРОВОДОРОДОМ И УГЛЕКИСЛЫМ ГАЗОМ

ШВЕЦОВ О. В., Кондратьев С. Ю., Харьков А. А.,
Альхименко А. А., Давыдов А. Д.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. shvec_off@mail.ru*

В современном мире быстро меняющихся технологий и материалов все большее значение приобретают методы качественных и количественных оценок качества конечного продукта в сжатые сроки. Поставки металла в виде полуфабрикатов или готового изделия требуют оперативной приемки согласно требованиям нормативно-технической документации. Одним из наиболее важных показателей работоспособности металлов и сплавов в условиях эксплуатации в коррозионно-активных средах является сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением. Однако методы оценки этой характеристики трудоемкие и длительные. Ускоренный метод определения склонности металла к коррозионному растрескиванию в среде сероводорода и углекислого газа позволяет значительно сократить время испытаний, за счет чего ускорить процесс контроля качества полуфабриката или готового изделия. В работе предложены и обоснованы критерии оценки склонности металла к коррозионному растрескиванию в среде с газонасыщением сероводородом и углекислым газом при изменении скорости нагружения и температуры испытания. Проанализирова-

ны различные механизмы коррозионного разрушения нескольких групп металлов, используемых нефтегазовой отрасли.

В результате проведенных испытаний сталей 34ХМА, 485, 09Г2С в среде сероводорода и углекислого газа при температурах 20 °С, 40 °С, 60 °С и 80 °С получены основные характеристики прочности и пластичности материалов и их соотношения в различных средах. Критерии оценки склонности к коррозионному растрескиванию сталей, а также их эксплуатационные характеристики представлены в Таблице 1.

Таблица 1

Параметры разрушения сталей 34ХМА, 485 и 09Г2С при испытаниях при различных температурах на воздухе и в средах с различным газонасыщением

| Марка | Среда | Температура, °С | Параметры разрушения | | | | | |
|-------|------------------|-----------------|-----------------------|--------|------|---------------|--------|------|
| | | | Макс. напряжение, МПа | | | Деформация, % | | |
| | | | Среда | Воздух | Отн. | Среда | Воздух | Отн. |
| 34ХМА | H ₂ S | 20 | 566 | 1035 | 0,55 | 3,72 | 20,47 | 0,18 |
| | H ₂ S | 40 | 632 | 1035 | 0,61 | 4,84 | 20,47 | 0,24 |
| | H ₂ S | 60 | 778 | 1035 | 0,75 | 6,75 | 20,47 | 0,33 |
| | H ₂ S | 80 | 990 | 1035 | 0,96 | 7,21 | 20,47 | 0,35 |
| | CO ₂ | 20 | 1021 | 1035 | 0,99 | 10,18 | 20,47 | 0,50 |
| | CO ₂ | 40 | 1014 | 1035 | 0,98 | 10,26 | 20,47 | 0,50 |
| | CO ₂ | 60 | 1029 | 1035 | 0,99 | 13,21 | 20,47 | 0,65 |
| | CO ₂ | 80 | 1008 | 1035 | 0,97 | 17,25 | 20,47 | 0,84 |
| 485 | H ₂ S | 20 | 558 | 600 | 0,93 | 5,75 | 30,09 | 0,19 |
| | H ₂ S | 40 | 590 | 600 | 0,98 | 8,76 | 30,09 | 0,29 |
| | H ₂ S | 60 | 556 | 600 | 0,93 | 8,65 | 30,09 | 0,29 |
| | H ₂ S | 80 | 597 | 600 | 1,00 | 14,74 | 30,09 | 0,49 |
| | CO ₂ | 20 | 626 | 600 | 1,04 | 17,21 | 30,09 | 0,57 |
| | CO ₂ | 40 | 561 | 600 | 0,94 | 21,03 | 30,09 | 0,70 |
| | CO ₂ | 60 | 572 | 600 | 0,95 | 21,17 | 30,09 | 0,70 |
| | CO ₂ | 80 | 540 | 600 | 0,90 | 25,51 | 30,09 | 0,85 |

| Марка | Среда | Температура, С° | Параметры разрушения | | | | | |
|-------|------------------|--------------------|--------------------------|--------|------|---------------|--------|------|
| | | | Макс. напряжение, МПа | | | Деформация, % | | |
| | | | Среда | Воздух | Отн. | Среда | Воздух | Отн. |
| 09Г2С | H ₂ S | 20 | 303 | 400 | 0,76 | 6,32 | 37,50 | 0,17 |
| | H ₂ S | 40 | 283 | 400 | 0,71 | 6,51 | 37,50 | 0,17 |
| | H ₂ S | 60 | 287 | 400 | 0,72 | 6,19 | 37,50 | 0,17 |
| | H ₂ S | 80 | 290 | 400 | 0,73 | 6,28 | 37,50 | 0,17 |
| | CO ₂ | 20 | 400 | 400 | 1,00 | 24,76 | 37,50 | 0,66 |
| | CO ₂ | 40 | 370 | 400 | 0,93 | 25,72 | 37,50 | 0,69 |
| | CO ₂ | 60 | 368 | 400 | 0,92 | 32,07 | 37,50 | 0,86 |
| | CO ₂ | 80 | 362 | 400 | 0,91 | 32,89 | 37,50 | 0,88 |

Определены критерии оценки склонности к коррозионному растрескиванию различных сталей. Показано, что критерием оценки склонности трубных сталей к коррозионному растрескиванию при ускоренных испытаниях являются напряжение при разрушении или отношение напряжений в коррозионной среде и на воздухе и удлинение или отношение удлинений в коррозионной среде и на воздухе. Так, для сталей типа 34ХМА в среде сероводорода и определенных условиях среды при достижении отношения напряжений 0,85 и выше возможность применения конкретной стали значительно повышается. В среде углекислого газа для сталей типа 34ХМА критерием оценки является отношение деформаций: при достижении его значения 0,85 и выше негативное влияние среды значительно уменьшается. Для сталей с пределом текучести ~500 МПа подобным критерием является отношение деформаций: в среде сероводорода при достижении его значения 0,5 и в среде углекислого газа при достижении значения отношения деформаций 0,85 и выше использование стали в подобных условиях является допустимым. Для сталей с пределом текучести 300 МПа и ниже в среде сероводорода критерием оценки является отношение деформаций, но определить допу-

стимые значения в данных исследованиях не представилось возможным, в связи с отсутствием склонности этих сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением. В среде углекислого газа при достижении значения отношения деформаций 0,85 и выше применение этих сталей является допустимым.

ПОДХОД К ВЫБОРУ ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА БУРИЛЬНОГО ПРОТЕКТОРА

Яхимович В. А., Колотий А. И., Реф Д. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. valera_spb@inbox.ru*

Протекторы бурильной колонны служат для снижения износа бурильной колонны при спуске, подъеме и бурении, для защиты бурильной колонны от царапин, а также для стабилизации величины силы трения при различных режимах.

Условия бурения становятся более жесткими, это приводит к необходимости подбора новых полимерных материалов – выдерживающих большие нагрузки, обеспечивающих больший ресурс и более стойких к повышенным температурам.

Для решения задачи предлагается комплекс лабораторных тестов на стандартном и специализированном трибологическом оборудовании. Оценивается сила трения, износостойкость при различных условиях и по различным критериям, твердость при нормальных и повышенных температурах, тепловое поле при испытаниях, изменение шероховатости стального контртела в результате испытаний.

Износостойкость определяется на машине трения ПБД-40 (рис. 1). Образцы представляют из себя цилиндрические тела диаметром $(5,0 \pm 0,5)$ мм, высотой 10,0 мм из исследуемых материалов. Образцы закреплены в сконструированном приспособлении (рис. 2).

Трение происходит в среде модельной жидкости с добавками абразивных частиц по контртелу из стали 40Х. При испытании непосредственно измеряется момент трения (пересчитываемый в силу трения, рис. 3), периодически – линейный износ образцов



Рис. 1. Машина трения ПБД-40



Рис. 2. Приспособление для закрепления образцов

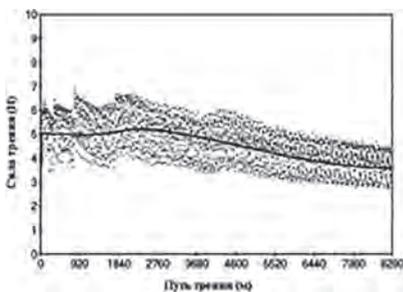


Рис. 3. Зависимость средней силы трения от пути трения при испытании каучука

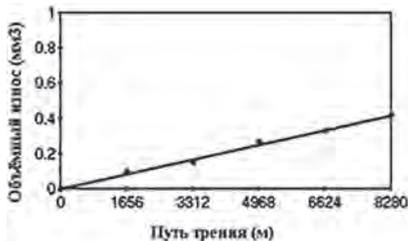


Рис. 4. Зависимость объёмного износа каучука от пути трения

(рис. 4). Тепловое поле во время и в момент окончания испытаний контролируется с использованием тепловизора IR-CAM2.

Как результат испытаний определены средние значения параметров для исследованных материалов, отмечены эффекты, возникающие при трении. Сформулированы критерии выбора материала и выбран наиболее подходящий для протектора материал.

EVALUATION OF PROTECTIVE PROPERTIES OF LACQUER COATINGS ON COPPER PRODUCTS OPERATING IN A LOW AGGRESSIVE CORROSIVE ENVIRONMENT

Davydov A., Kovalev M., Lyashenko D.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia
a.d.davydov9@gmail.com

For the operation of fire suppression equipment containing low aggressive water-based liquids, lacquered copper membranes are used. However, in some cases, the coatings do not prevent corrosive processes leading to through damage and equipment failure (Fig. 1).

Before installing the membrane in the module, the surface is lacquered. Corrosion of the membrane (Fig. 1) occurs on a surface that comes into contact with an aqueous solution of potassium acetate during operation.

The published scientific literature suggests three reasons for pitting on copper, which can be divided into the following categories: (1) water chemistry; (2) surface contamination of copper; (3) microbial corrosion or a combination of the above [1]. However, despite the corrosion resistance of copper, it is not inert and can experience both general and/or pitting corrosion. One of the reasons for the intensification of corrosion processes can be protective coatings that have lost their properties in different parts of the product [2]. With poor-quality application, low adhesion, discontinuities or other defects in the coatings, corrosion processes occur under the coating or in places where it is absent.

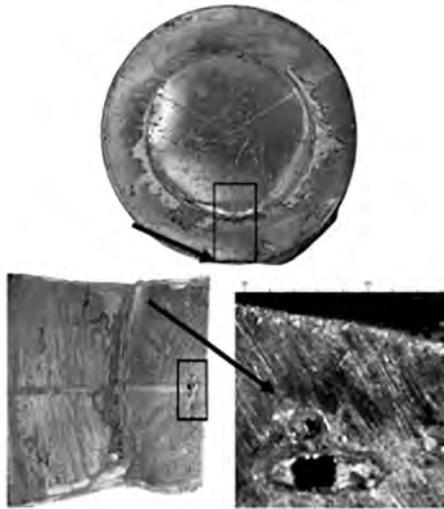


Fig. 1. Pitting corrosion on the membrane

In this work, a literature review on the most common mechanisms of copper corrosion was carried out. During a visual inspection of the copper membranes, the peculiarities of the state of the surfaces and copper pitting corrosion were noted. After metallographic, X-ray structural and electrochemical studies, the assumptions put forward at the stage of visual inspection were confirmed. The conclusions contain assumptions about the reasons for the formation of pitting (through) corrosion on copper membranes.

References

1. Thomas D. Burleigh, Casey G. Gierke, Narjes Fredj, and Penelope J. Boston Copper Tube Pitting in Santa Fe Municipal Water Caused by Microbial Induced Corrosion // *Materials* (Basel). 2014 Jun; 7(6): 4321–4334.
2. Shadi Mirhashemihaghighi, Jolanta Światowska, Vincent Maurice, Antoine Seyeux, Lorena H. Klein, Emma Salmi, Mikko Ritala, Philippe Marcus, The role of surface preparation in corrosion protection of copper with nanometer-thick ALD alumina coatings, *Applied Surface Science*, Volume 387, 2016, Pages 1054–1061

ANALYSIS OF CAUSES OF CORROSION DAMAGE TO INTERNAL SURFACE OF STAINLESS STEEL HEAT EXCHANGER TUBE

Karzina J. S., Shvetsov O. V.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Peterburg, Russia
juliakarzina@gmail.com

Today Coil-wound heat exchangers (CWHEs) are widely used in the majority of baseload liquefied natural gas (LNG) industry liquefy and subcool the natural gas [1]. CWHEs design is some number of tubes are welded together and coiled. In the production of CWHEs, as for any construction design, the main task is the correct selection of material. Heat exchangers are operated at high operating temperatures, sometimes in the presence of pressure and aggressive environment [2].

Any minor corrosion damage can cause the spread of corrosion and lead to a reduction in the life of the equipment. For example, the intergranular corrosion is caused due to the depletion of the grain boundaries by chromium because of the deposition of chromium-rich phases along the grain boundaries: chromium carbides, σ -phase, intermetallic inclusions when steels or alloys are aged at temperatures of 500–1000 °C (sensitizing temperature) [3].

The article discusses the causes of corrosion damage to the internal surface of the stainless steel tubes for the heat exchanger coil. Chemical composition of tubes was obtained for provided damaged batch. Results of metallographic studies, as well as results of scanning electron microscopy of individual parts of pipes are presented. Tests for resistance to intergranular corrosion were carried out. The study revealed that the main reason of corrosion damage on the inner wall of the tubes is the formation of carbides along the boundaries of austenitic grains, and as a result, the chromium-depleted grain were subjected to corrosion (Fig. 1).

During the treatment of the inner walls of the pipes, acid etching was carried out. When acid is removed, zones with a residual amount

a



b

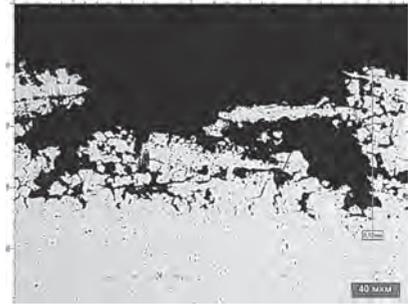


Fig. 1. Intergranular corrosion on samples:

a – appearance of samples after testing for resistance to intergranular corrosion, *b* – microstructure of the surface of the sample after testing

of acid may remain on the surface of the tubes. The acid contributes to the etching of metal, disrupting its passivity. During subsequent storage with moisture ingress, corrosive processes occur.

References

1. Qiu G. et al. Numerical study on the condensation flow and heat transfer characteristics of hydrocarbon mixtures inside the tubes of liquefied natural gas coil-wound heat exchangers // *Applied Thermal Engineering*. – 2018. – T. 140. – pp. 775–786.
2. Bagoutdinova A. G., Zolotonosov Ya. D. Coil heat exchangers. Modeling, calculation. – Kazan : Kazan: Izd-vo Kazansk. gos. arkhitekt. stroit. un-ta. – 2016. – p. 245.
3. Parvathavarthini N. Sensitization and testing for intergranular corrosion // *Corrosion of Austenitic Stainless Steels*. – Woodhead Publishing. – 2002. – pp. 117–138.

СЕКЦИЯ
«МАТЕРИАЛЫ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ.
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
И ТЕХНОЛОГИИ»

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ
НИТРИДА АЛЮМИНИЯ
ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ

Александров Д. С., Новиков П. А., Попович А. А., Гамулин К. Е.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. alexandrov_ds@spbstu.ru*

Разрабатываемая технология получения порошка нитрида алюминия и последующая технология получения спрессованных изделий из алюмонитридной керамики было осуществлено при помощи технологии плазмохимического синтеза и технологии искрового плазменного спекания, соответственно. При исследовании структуры и свойств порошкового и спеченного материалов были использованы такие методы анализа, как рентгеноструктурный анализ, электронная микроскопия, анализ гранулометрического состава, анализ теплопроводности.

Инновационность разработки заключается в создании материала с высокой теоретической теплопроводностью порядка $320 \text{ Вт/м}\times\text{К}$, в то время как аналоги имеют свои недостатки. Так, широко применяемый в настоящее время оксид алюминия (III) имеет теплопроводность менее $50 \text{ Вт/м}\times\text{К}$, а оксид бериллия (II) является высокотоксичным и труднодобываемым материалом, несмотря на его высокую теплопроводность (порядка $200\text{--}240 \text{ Вт/м}\times\text{К}$).

На сегодняшний день существующие технологии синтеза наноразмерного нитрида алюминия не позволяют в полной мере реализовать потенциал этого материала в целом ряде областей.

Применяемый в России метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза нитрида алюминия, хоть и отличается дешевизной, но связан с использованием высокотоксичного и крайне ядовитого азидата натрия. Кроме того, данный метод не всегда обеспечивает нанодисперсный размер порошка.

Метод плазмохимического синтеза часто применяется для получения наноразмерных керамических материалов, однако вопросам синтеза чистого нитрида алюминия в плазме азотсодержащих газов (азот, аммиак и др.) посвящено мало исследований.

Полученный порошок нитрида алюминия имеет определенный гранулометрический состав: от 50 до 1000 нм. Удельная площадь поверхности более 1.84 м²/г. Более 95 % порошка сферической формы. Конечный порошок содержит общее число примесей менее 1 % (масс.), количество кислорода – менее 0,5 % (масс.). Спектаемый образец из порошка нитрида алюминия имеет теплопроводность не менее 100 Вт/м×К. Конечный спеченный образец имеет менее 1 % (масс.) примесей, в том числе кислорода менее 0,5 % (масс.)

Разработка представляет из себя технологию получения порошка нитрида алюминия и подложек из него. Порошок нитрида алюминия представляет из себя сыпучий материал от белого до цвета слоновой кости. Для реализации технологии необходимо оборудование для плазмохимического синтеза (плазматрон, циклон, емкости для непрерывной подачи порошка алюминия и непрерывного сбора порошка нитрида алюминия), газовая станция с аргоном, водородом и азотсодержащим газом (азот, аммиак), оборудование для искрового плазменного спекания порошка в подложку, оборудования для анализа получаемого продукта – дифрактометр, электронный микроскоп, профилометр, анализатор гранулометрического состава для фракций от десятков до тысяч нанометров, шлифовально-полировальная машина.

Данный проект по разработке метода получения порошка нитрида алюминия с высокими эксплуатационными характеристиками плазмохимическим синтезом направлен на получения

порошкового материала для электронной промышленности. В электронике главным материалом подложек на данный момент используется оксид бериллия BeO. Несмотря на приемлемые свойства, он очень ядовит и канцерогенен, по стандарту токсикологии NFPA 704 он имеет высшую степень токсичности. Также, в России нет промышленного метода создания ультрадисперсных порошков нитрида алюминия высокой частоты. Благодаря сочетанию высоких диэлектрических (удельное электрическое сопротивление 10^4 – 10^{12} Ом*см [1]) и теплопроводных свойств ($\lambda = 190$ Вт/м*К [1]) порошок нитрида алюминия применяется в качестве материала подложек и корпусов мощных силовых и сверхвысокочастотных полупроводниковых приборов (диодов, транзисторов, тиристоров), микросхем, многокристалльных модулей, термомодулей и др.

Кроме того, нанопорошок нитрида алюминия обладает хорошими механическими [2] и коррозионными [3] свойствами, что обуславливает его применение в авиастроении в качестве армирующего компонента.

Потенциальными потребителями продукции могут быть ОАО «Южноуральский завод радиокерамики», ЗАО «Черемушкинский керамический завод», «Плазмотерм», ФГУП «НТЦ оборонного комплекса «Компас», АО «Ангстрем», ОКБ «Искра», «Завод полупроводниковых приборов», АО «НПП “Пульсар”» и др.

Библиографический список

1. Jiang H. et al. Effect of hot-pressing sintering on thermal and electrical properties of AlN ceramics with impedance spectroscopy and dielectric relaxations analysis // Journal of the European Ceramic Society. – 2019. – Т. 39. – № . 16. – С. 5174–5180.
2. Chen F. et al. Mechanical behavior of AlN/Mo functionally graded materials with various compositional structures // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – С. 152512.
3. Tang M. et al. Corrosion resistance of AlN and Fe₃Al reinforced Fe-based plasma cladding layer in 3.5 wt% NaCl solution // Ceramics International.– 2019.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ШИХТЫ И ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА ВСПЕНИВАНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЕНОСТЕКЛА

Багацкая В., Погребная М.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. mprogrebnaia@mail.ru*

Пеностекло – современный теплоизоляционный материал, обладающий рядом ценных эксплуатационных качеств: низким водопоглощением, морозостойкостью, устойчивостью к агрессивным средам, относительно высокой прочностью [1]. Также пеностекло является экологически безопасным и долговечным, срок его эксплуатации может достигать 100 лет, что сопоставимо со сроком службы здания и за все это время будет отсутствовать потребность в капитальном ремонте теплоизоляции [2].

Пеностекло представляет собой вспененную стекломассу, для изготовления которого используется способность силикатных стекол размягчаться и пениться при температуре до 1000 °С. По мере нарастания вязкости при охлаждении вспененной стекломассы до комнатной температуры получившаяся пена приобретает существенную механическую прочность [3].

Целью исследования было поставлено установление зависимостей между составом компонентов шихты и параметров вспенивания на характеристики опытных образцов для получения следующих значений свойств: легкости, прочности, водонепроницаемости, термостойкости.

Материалами служили образцы пеностекольных шихт, полученных на основе стеклосырья натиевого стекла, жидкого натриевого стекла, глицирина, мелкодисперсного углерода и оксидов. Химический и фазовый состав исходных компонентов и опытных образцов исследовался методами MIR (ИК - спектроскопии) и EDS (энергодисперсионной спектроскопии). На рисунке 1 приведен снимок структуры исходного стеклопорошка.

Впервые было опробовано изготовление образцов сэндвич-панелей из стальных пластин толщиной 3 мм, заполненных вспе-

ненным стеклом [4]. Для производства образцов подготовленный каркас конструкции помещался в форму для вспенивания и заполнялся рассчитанным количеством стеклопорошка, таким образом, чтобы высота слоя шихты, умноженная на кратность вспенивания, составляла расстояние между стальными пластинами сэндвич-панели. Результат показан на рисунке 2.

В результате проведенной работы получены эмпирические зависимости кратности вспенивания, среднего размера пор и плотности пеностекла от массовой доли натриевого стекла, глицерина и мелкодисперсного углерода, а также дисперсности и однородности исходного стеклопорошка. Определены оптимальные

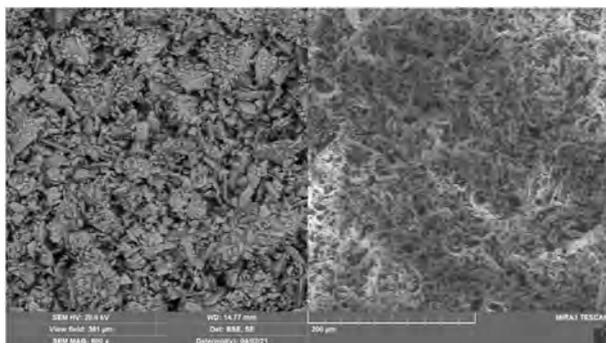


Рис. 1. Снимок структуры исходного стеклопорошка (SEM)

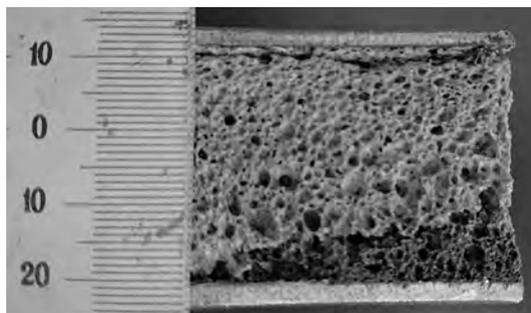


Рис. 2. Фотография тестового образца сэндвич-панели

параметры режима вспенивания (скорость нагрева, время выдержки, температура старта и выдержки) для ряда различных составов шихты. В таблице 1 приведены усредненный режим вспенивания для данного класса пеностекольных составов.

Таблица 1

Усредненный режим вспенивания

| Температура сушки, °С | Время сушки, мин. | Температура старта, °С | Скорость нагрева, °С/мин. | Максимальная температура выдержки, °С | Время выдержки, мин. | Время остывания до 20 °С, мин. |
|-----------------------|-------------------|------------------------|---------------------------|---------------------------------------|----------------------|--------------------------------|
| 130–150 | 30–60 | 480±80 | 3±1 | 840±20 | 20±5 | >720 |

Библиографический список

1. Казанцева Л. К., Сторожено Г. И. Теплоизоляционный материал на основе опокового сырья // Строительные материалы. – 2013. – № 5. – С. 85–88.
2. Демидович Б. К. Пеностекло. – Минск : Наука и техника., 1975. – 248 с.
3. Meyer, C. Recycled glass – from waste material to valuable resource [Текст] / С. Meyer // Proceedings of the International Symposium Recycling and Reuse of Glass Cullet. – London : Thomas Telford Ltd., 2001. – Р. 1–10.
4. Лотов, В. А. Получение пеностекла на основе природных и техногенных алюмосиликатов [Текст] / В. А. Лотов // Стекло и керамика. – 2011. – № 9. – С. 34–37

ИНФИЛЬТРАЦИЯ ПОЛИДИСПЕРСНОЙ АЛМАЗНОЙ МАТРИЦЫ КРЕМНИЕМ

Богданов С. П.¹, Гаршин А. П.², Долгин А. Н.³, Лейбгам В.¹

¹Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Санкт-Петербург, Россия

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

³Институт химии силикатов им. И. В. Гребенникова, РАН, Санкт-Петербург, Россия

BogdanovSP@mail.ru

Алмаз-карбид кремниевый композит – это перспективный керамический материал для бронезащиты нового поколения.

В настоящее время наиболее распространена комбинированная броня (композитная/многослойная) – это тип брони, состоящий из двух или большего количества слоёв металлических или неметаллических материалов (не считая воздушных промежутков), предназначенная для обеспечения сбалансированной защиты от кумулятивных боеприпасов и боеприпасов кинетического действия [1]. В послевоенный период (1950–1960 года) основным средством поражения тяжелых бронированных целей (в том числе авиации) становятся кумулятивные средства поражения, которые на то время пробивали 400 мм броневой стали [2, 3].

Академиком В. Я. Шевченко была предложена многослойная комбинированная броня с более высокой, по сравнению с однородной стальной броней, противокумулятивной стойкостью, для защиты от угрозы со стороны кумулятивных средств поражения. Одним из главных недостатков применения комбинированной брони в авиации является её большой вес. Есть несколько вариантов решения данной проблемы, такие как использование керамических материалов с меньшей плотностью или уменьшение толщины керамического слоя. Однако при этом должны обеспечиваться защитные свойства брони. В качестве перспективного керамического материала, под руководством академика В. Я. Шевченко, разработан материал «Идеал» – алмаз-карбид кремниевый композит [4].

Для оптимизации гранулометрического состава композиции были использованы полидисперсные составы. За основу взяты алмазные порошки различной дисперсности: 3/2 мкм, 7/5 мкм, 10/7 мкм, 14/10 мкм, 28/20 мкм, 50/40 мкм, 100/80 мкм, 250/200 мкм.

С помощью программы «Main» по методу Фуллера был рассчитан гранулометрический состав полидисперсных смесей из имеющегося набора зернистостей для получения композиции с максимальной плотностью. Результаты расчёта представлены в таблице 1.

Из выбранных порошков изготовлены пористые заготовки, которые затем были пропитаны расплавленным кремнием: смешение порошков разной дисперсности с карбид-кремниевыми мелющими телами; пластифицирование порошка раствором ПЭГ15; гранулирование получившейся смеси через сито 0,5 мм; формование дисков при давлении 100 МПа сушка сырцов (нагрев до 120 °С по заданной программе и выдержка 5 часов); силицирование образцов (спекание) – пропитка расплавленным кремнием в вакууме.

У синтезированных композитов измерены плотность, пористость, твёрдость, модуль упругости. Изучена структура и фазовый состав полученных материалов.

Таблица 1

Дисперсный состав алмазных матриц

| № опыта | Состав алмазных матриц | Соотношение размеров зёрен алмаза основных зернистостей | Соотношение по массе между основными зернистостями |
|---------|-------------------------------------|---|--|
| 1 | АС6100/80 + АСМ 10/7 | 10/1 | 60/40 |
| 2 | АС160250/200 + АСМ 28/20 | 10/1 | 50/50 |
| 3 | АС160250/200 + АСМ 28/20 | 10/1 | 60/40 |
| 4 | АС160250/200 + АСМ 28/20 | 10/1 | 70/30 |
| 5 | АС6100/80 + АСМ 3/2 | 33/1 | 75/25 |
| 6 | АС160250/200 + АСМ 10/7 | 25/1 | 75/25 |
| 7 | АС160250/200 + АСМ 28/20 + АСМ 10/7 | 25/3/1 | 65/25/10 |
| 8 | АС160250/200 + АСМ 28/20 + АСМ 10/7 | 25/3/1 | 61/12/27 |
| 9 | АС160250/200 + АС6100/80 + АСМ 10/7 | 25/10/1 | 30/40/30 |
| 10 | АС160250/200 + АС6 50/40 + АСМ 10/7 | 25/5/1 | 50/20/30 |
| 11 | АС160250/200 + АСМ 28/20 + АСМ 3/2 | 100/10/1 | 60/20/20 |

В данной работе для изучения влияния дисперсного состава на механические характеристики изделий. Рассчитаны оптималь-

ные соотношения между алмазными порошками разной дисперсности, для достижения максимальной плотности и высоких механических характеристик. Прессовки порошков силицированы, методом инфильтрации расплавленным кремнием. Изучено влияние дисперсности алмазной матрицы композита на его структуру и механические свойства.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-13-00054).

Библиографический список

1. R. Simpkin, "Multi-layer Armour – A quantum Jump?," Fifteen Nations Special, number 1, pp. 29–33 (1981).
2. M. V. Pavlov, I. V. Pavlov, "Domestic armored vehicles 1945–1965," Moscow: Techinform, number 3, p. 53 (2009).
3. R. P. Hunnicutt, "Patton," A History of American Main Battle Tank, volume 1, number 1, p. 123 (1984).
4. M. V. Kovalchuk, A. S. Oryshchenko, V. Y. Shevchenko, "Synthesis of a new class of materials with a regular (periodic) interconnected microstructure," Israel journal of chemistry, volume 60, number 5–6, pp. 519–526 (2020).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОИЗВОДСТВА И СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ АБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА

Волов В. Н.¹, Гаршин А. П.²

¹ООО Петербургский абразивный завод «Ильич», Санкт-Петербург, Россия

²ФГБОУВПО «Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого», Санкт-Петербург, Россия
vnicni@yandex.ru

Показано изменение качественных параметров порошков КНБ марки торговой эльбор, производимых в Цехе Синтеза Петербургского Абразивного завода «Ильич» (ООО «ПАЗИ») на прессах усилием 25 МН (ДО044) и их характеристики в сравнении с СВН800 производства Китая и некоторых марок КНБ производства фирмы Де Бирс.

Большая часть кристаллов в порошках КНБ, синтезируемых в системе Mg-B-N, имеет блочное строение, обусловленное высокой вязкостью среды кристаллизации. В данных порошках КНБ основная примесь – окись магния. Шлифовальный инструмент, изготовленный из этих порошков, может показывать некоторое снижение стойкости, т. к. в процессе шлифования в точке контакта режущей кромки кристаллов КНБ и металла развивается высокая температура, которая должна провоцировать разрушение кристаллов КНБ в силу большой разницы КТР оксида магния и КНБ. Однако, данное явление облегчает выкрашивание затупившихся кромок кристаллов (т. е. обеспечивает их самозатачивание), поэтому инструмент с порошками КНБ марки «эльбор» показывает высокую производительность при шлифовании.

Между марками эльбора имеются различия, связанные с присутствием модификаторов в среде кристаллизации. Морфология кристаллов КНБ у марок ЛКВ40 и ЛКВ50 различается незначительно. После термообработки показатель механической прочности этих порошков становится близок к показателю для марок ЛКВ40Д и ЛКВ50Д, а порошки КНБ становятся более однородными по свойствам. Неоднородность формы кристаллов КНБ и их строения проявляется в порошках эльбора ЛКВ50 и СBN800 в распределении механической прочности: наблюдаются три максимума содержания кристаллов с прочностью 5–8 Н, 9–12 Н и 15–16 Н из-за наличия уплощенных кристаллов (двойников кристаллизации), которые в порошках ЛКВ40 и ЛКВ50 могут составлять до 15 %, а в СBN800 – до 25 %, требующих большей нагрузки для разрушения, и кристаллов повышенной прочности (с мелкоблочным характером разрушения).

Порошки эльбора ЛКВ40Д, ЛКВ50Д более однородны по строению, имеют пониженный насыпной вес, отличаются большей дефектностью самих монокристаллов: кристаллы более блочные; на их поверхности наблюдаются многочисленные каверны и ямки травления – грани многих кристаллов выглядят как мозаичные. Относительно низкая величина прочности этих порошков связана с относительно большим содержанием примеси оксида магния,

Таблица 1

Приведенные данные по изменению свойств КНБ
для зернистости 125/106 (борей В2 и эльбор ЛКВ 40—125/100)
при термообработке при 1080 °С в течение 1 часа

| Марка | ЛКВ40 | ЛКВ50 | ЛКВ60 | ЛКВ100 | В2 | ABN200 | ABN300 | ABN600 | ABN800 |
|---|-------|-------|-------|--------|------|--------|--------|--------|--------|
| Характеристика | | | | | | | | | |
| Исходная МП един. зерна, Н | 4,5 | 8,4 | 9,0 | 8,8 | 14,0 | 7,7 | 6,4 | 11,0 | 11,5 |
| Прочность после т/обработки при 1080С, Н | 3,2 | 4,0 | 6,4 | 7,0 | 10,1 | 4,5 | 5,0 | 8,7 | 10,0 |
| Снижение прочности на, Н | 1,3 | 4,4 | 3,5 | 1,8 | 3,9 | 3,2 | 1,4 | 2,3 | 1,5 |
| Снижение прочности на, % | 28,9 | 55,0 | 35,2 | 20,0 | 27,9 | 41,2 | 21,9 | 20,9 | 13,0 |
| % потери веса | 10,7 | 9,3 | 7,5 | 2,0 | 4,8 | 7,6 | 6,0 | 5,7 | 3,1 |

а также с тем, что в порошках эльбора ЛКВ40Д, ЛКВ50Д практически нет уплощенных кристаллов.

В таблице 1 приведены сравнительные данные по термостойкости и устойчивости к окислению различных марок КНБ.

Пониженная устойчивость к окислению порошков эльбора марок ЛКВ40, ЛКВ50 связана не только с развитой поверхностью кристаллов, но и с высоким содержанием в их поверхностном слое примесей углерода и кислорода [3]. Присутствие кислорода объяснено образованием на поверхности КНБ оксинитрида бора типа B_xON_y , в котором около половины атомов бора и азота связаны с кислородом [1]. Присутствие углерода связано с его диффузией из графитового нагревателя в реакционную зону и захватом его на конечных стадиях роста КНБ. На поверхности кристаллов КНБ, синтезированных в системе Mg-B-N, может наблюдаться от 30 % до 54 % примеси углерода и 9–12 % примеси кислорода [2]. КНБ, синтезированный в системе Li-B-N может содержать на поверхности до 40 % углерода и до 12 % кислорода [1].

Особенности морфологии порошков марки «эльбор»: повышенная блочность кристаллов, мозаичная поверхность граней, пониженная устойчивость к окислению — обеспечивают активное взаимодействие этих порошков с материалами связок, образование прочного сцепления со связками и высокую работоспособность данных порошков в абразивном инструменте.

Библиографический список

1. Алёшин В. Г., Смехнов А. А., Соколов А. Н., Чудинов М. Г. Исследование состава поверхности кубического нитрида бора методами рентгеновской фотоэлектронной и Оже-спектроскопии. Влияние высоких давлений на структуру и свойства сверхтвёрдых материалов, Сб. науч. трудов. — К., ИСМ АН УССР, 1985. С. 32–36.

2. Нешпор В. С., Денисов Е. П., Пономаренко В. А., Давиденко В. М. Химический состав поверхности структурных разновидностей нитрида бора // Сверхтв. материалы. — 1995. — № 6. — С. 3–6

3. Бутыленко А. К., Тимофеева И. И., Бартницкая Т. С., Макаренко Г. Н. и др. Физико-химические основы легирования кубического нитрида бора // Сверхтвёрдые материалы: синтез, свойства, применение: Докл. междунар. семинара / Под ред. Н. В. Новикова. — Киев : Наук. думка, 1983. — 236 с., с. 66–69.

ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ОРТОСИЛИКАТА ЛЮТЕЦИЯ ДЛЯ ПОЗИТРОННО-ЭМИССИОННОЙ ТОМОГРАФИИ

Заварцев Ю. Д., Загуменный А. И., Ермоченков И. М.,
Юрасова О. В., Самиева Д. А.

*Государственный научно-исследовательский и проектный институт
редкометаллической промышленности «Гиредмет», г. Москва, РФ
ermochenkov_i_m@mail.ru*

Основной областью применения кристаллов ортосиликата лютеция $\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ являются сцинтилляционные детекторы для медицинских ПЭТ-томографов, которые используются для детектирования онкологических заболеваний, исследования течения болезни и контроля эффективности лечения. Достоинством современной ПЭТ-томографии является малое время сканирования тела пациента, что, при относительно высоком разрешении, позволяет определять заболевания на ранних стадиях при небольших размерах новообразования (от 0,5 см), что крайне важно для эффективного своевременного лечения. На сегодняшний день в РФ ПЭТ-томография развита относительно слабо, на 1 миллион населения приходится порядка 0,3 ПЭТ-томографа. Производители представлены исключительно иностранными компаниями, а отечественное производство полностью отсутствует.

Поставленная правительством РФ задача – создание отечественных томографов, решается в АО «Гиредмет» в части создания технологии производства кристаллов-пикселей для детектирующих устройств ПЭТ. В настоящее время разработана технология выращивания крупных монокристаллов ортосиликата лютеция состава $\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ с применением отечественных ростовых установок, отрабатываются режимы получения пикселей-сцинтилляторов заданного качества и размера, разработана экстракционно-сорбционная технология глубокой очистки составляющих шихты для выращивания кристаллов, в том числе из отходов роста и обработки кристаллов.

Основу шихты для выращивания кристаллов составляют редкоземельные оксиды (РЗО) лютеция и церия, качеством не ниже: Lu_2O_3 – 99,999 % масс., CeO_2 – 99,995 % масс. Для создания технологии очистки РЗО в качестве исходного сырья лютеция использовали его концентрат, содержащий лантаноиды тяжелой подгруппы, в том числе трудноотделимую примесь оксид иттербия (Yb_2O_3) не менее 0,5 %. CeO_2 извлекали из отечественного концентрата карбонатов РЗМ производства ОАО «СМЗ», содержащего 52–53 % CeO_2 .

Для очистки оксида лютеция применяли технический экстрагент – Aliquat 336, относящийся к четвертичным аммониевым основаниям. В результате проведенных исследований определены условия эффективного разделения смежной пары Lu-Yb с коэффициентом разделения $\beta_{\text{Lu/Yb}} = 2,4$.

Для получения чистого диоксида церия предварительно проводили окисление церия электрохимическим или химическим методами. Глубокое отделение церия (IV) от сопутствующих РЗМ (III) выполнено экстракцией три-н-бутилфосфатом.

На основании полученных данных рассчитаны и экспериментально проверены экстракционные каскады по разделению: 1) Lu/Ln_(Yb); 2) Ce/Ln_(Sm). Глубокую очистку реэкстрактов от редкоземельных примесей осуществляли в сорбционных колоннах, заполненных модифицированным углем БАУ. Из очищенных растворов осаждали оксалаты и прокаливали их до оксидов. Чистота полученных образцов составила: CeO_2 – 99,997 % и Lu_2O_3 – 99,9995 %. Очищенные оксиды полностью соответствовали заданным качественным характеристикам.

Для организации ростового процесса разработана технология подготовки и прессования шихты с сохранением ее качественных характеристик.

Впервые в России в АО «Гиредмет» создана технология выращивания кристаллов-сцинтилляторов ортосиликата лютеция $\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ диаметром не менее 60 мм, длиной не менее 150 мм для детектирующих устройств ПЭТ. Чтобы реализовать процесс, разработана отечественная установка для выращивания кристаллов методом Чохральского из тиглей диаметром более 120 мм.

a



б



Рис. 1. (a) – установка для выращивания кристаллов, (б) – монокристалл ортосиликата лютеция $\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$

(Рис. 1 (a), на которой выращены кристаллы диаметром ~ 65 -мм, длиной более 150-мм (Рис. 1 (б). В настоящее время обрабатываются режимы обработки монокристаллов с получением пиксель-сцинтилляторов для детектирующего устройства томографа.

Разработанная технология промышленного производства сцинтилляционного материала – ортосиликата лютеция, позволяет создать отечественные детектирующие устройства для позиционно-эмиссионных томографов 5-го поколения.

ТЕХНОЛОГИЯ РАСПОЗНАВАНИЯ ФАЛЬСИФИКАЦИИ КАРТИН РУССКОГО АВАНГАРДА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАМАНОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ПИГМЕНТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ И ФТАЛОЦИАНИНОВЫХ КОМПЛЕКСОВ МЕТАЛЛОВ

Ищук Д. Л., Денисова Ю. Ю., Кочемировский В. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. ishchukdl@yandex.ru*

Художественные материалы, используемые для изготовления картин, являются сложными смесями, содержащими как органические, так и неорганические компоненты.

В современных исследованиях большое внимание уделяется изучению взаимодействий, протекающих в красочном слое, на примере определенных комбинаций пигментов и связующих веществ. К пигментам, участвующим в реакции мылообразования, относятся широко используемые цинковые белила – оксид цинка ZnO , свинцовый сурик – оксид свинца (II, IV) Pb_3O_4 , азурит – гидроксокарбонат меди (II) $2CuCO_3 \cdot Cu(OH)_2$, кадмий красный – сульфоселенид кадмия $CdS \cdot CdSe$, кадмий желтый – сульфид кадмия CdS , сиена и умбра, содержащие оксид марганца (IV) MnO_2 , а также более редкие пигменты, такие как свинцовый глет – оксид свинца (II) PbO [1]. Состав материалов, использованных для изготовления картин мастеров русского авангарда, представляет большой интерес для исследователей. Это связано с общепризнанной художественной и коллекционной ценностью произведений, огромным количеством подделок на антикварном рынке.

В настоящей работе состав красителей картин авангарда XX века проанализирован методом спектроскопии комбинационного рассеяния света. Анализ производился на микрообразцах красителей с полотен: 1. Илья Машков, Городской пейзаж, 1911 г., 2. Константин Юон (1875–1958) «Город Горький» 1952 г. 3. Наталья Конышева, «Давид Копперфильд» 1997 г.

Расшифровка пиков в спектрах КРС, относящихся к колебаниям связей в ZnO , получены с белых участков образцов (табл. 1).

Таблица 1

Расшифровка колебаний связей в молекуле ZnO , согласно [2]

| Рамановский сдвиг, cm^{-1} | Симметрия | Процесс | Точки/линии в зоне Бриллюэна |
|------------------------------|-------------------|--------------------------|------------------------------|
| 98 | E_2 | E_2^{low} | Γ |
| 331 | $A_1, (E_2, E_1)$ | $E_2^{high} - E_2^{low}$ | Γ |
| 382 | A_1 | $A_1(TO)$ | Γ |
| 438 | E_2 | E_2^{high} | Γ |

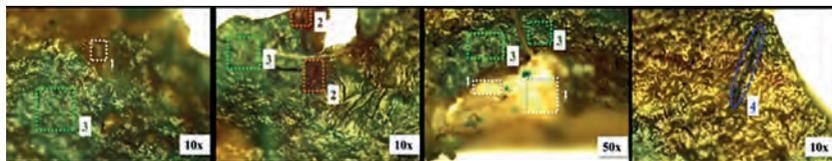


Рис. 1. Оптические микрофотографии исследованных фаз

Спектр КРС оранжевого участка (рис. 1) соответствует спектру гематита (Fe_2O_3).

Рамановские сдвиги при 146, 361, 402, 838 см^{-1} можно отнести к колебаниям связей в PbCrO_4 , (хромовый желтый, лимонно-желтый пигмент, обнаруженный в начале 19-го века). Наиболее интенсивный пик в спектре комбинационного рассеяния (CrO_4^{2-}) позиционируется в диапазоне от 820 до 840 см^{-1} в соответствии с оттенком пигмента: для оранжевого оттенка, он появляется в более коротковолновой области, а для желтого оттенка, полоса смещена в длинноволновую область.

Рамановские сдвиги при 278, 540, 2090, 2152 см^{-1} можно отнести к «прусскому синему» ($\text{Fe}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]_3$) [3]. В 19 веке такую смесь окрашивающих веществ иногда продавали под названием «Brunswick green». Часть пиков в спектрах КРС синих областей пересекаются с пиками спектров КРС зеленых областей, что может свидетельствовать о присутствии, также, индиго, ввиду смешивания [4].

Приведенные данные могут быть использованы при сравнительном анализе цветных областей картин-фальсификатов.

Библиографический список

1. Frausto-Reyes, C., Ortiz-Morales, M., Bujdud-Pérez, J. M., Magaña-Cota, G. E., & Mejía-Falcón, R. (2009). *Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy*, 74(5), 1275–1279. doi:10.1016/j.saa.2009.09.060.
2. Jubb, A. M., & Allen, H. C. (2010). *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2(10), 2804–2812. doi:10.1021/am1004943].

3. Osticioli, I., Mendes, N. F. C., Nevin, A., Gil, F. P. S. C., Becucci, M., & Castellucci, E. (2009). *Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy*, 73(3), 525–531. doi:10.1016/j.saa.2008.11.028]/.

4. Sánchez del Río, M., Picquart, M., Haro-Poniatowski, E., van Elslande, E., & Hugo Uc, V. (2006). *Journal of Raman Spectroscopy*, 37(10), 1046–1053. doi:10.1002/jrs.1607.

ТЕРМОПЛАСТИЧНЫЕ ХАЛЬКОГЕНИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИНФРАКРАСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Клинков В. А., Семенча А. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, Россия. klinkovvictor@yandex.ru*

В последнее десятилетие стремительно вырос интерес к практическому использованию средней инфракрасной (ИК) спектральной области, в которой расположены фундаментальные полосы поглощения различных газов (CH_3 , CH_4 , CO , CO_2 , N_2O , NH_3), а также водяного пара – H_2O [1].

Методы ИК спектроскопии позволяют осуществлять качественное и количественное определение состава химических смесей, биологических и органических жидкостей, а также атмосферных паров и газов. Классические оптические материалы не могут быть использованы в ИК области из-за низкого уровня пропускания. В настоящее время для спектральной области более 5 мкм существует острая нехватка в оптических материалах: кристаллические материалы имеют высокую стоимость и, зачастую, гигроскопичны, а большинство промышленно производящихся оптических стекол являются кислородсодержащими и имеют полосы поглощения кислородных групп для длин волн более 2,6 мкм. В качестве материалов для спектроскопии в средней и дальней ИК могут быть использованы бескислородные стеклообразные матрицы: галогенидные и халькогенидные, спектральное пропускание которых лежит в области (0,5–14) мкм [2],

а высокая технологичность их получения позволяет реализовать их массовое производство.

В настоящей работе проведены результаты исследования по разработке составов халькогенидных стекол, имеющих низкую температуру плавления, низкую склонность к кристаллизации, и обладающих термопластичными свойствами. Благодаря последнему, могут быть получены оптические компоненты (такие как призмы, окна, линзы) с помощью технологий, применяемых для полимерных материалов: литье в формы, горячее прессование, штамповка.

В качестве стеклообразной системы исследовалась система As-S-Se. Составы стекол с высоким содержанием мышьяка хорошо изучены, но они имеют относительно высокую температуру размягчения около 400 °С, при которой происходит как процесс окисления, так и разложения химических соединений. Нами были синтезированы составы с низким содержанием As и различным отношением S/Se. Были изучены физико-химические и механические свойства полученных составов, а также была разработана технология послойного направления стекла и отливка в формы при температурах, не превышающих 250 °С.

Работа была выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых-кандидатов наук № МК-2869.2021.1.2.

Библиографический список

1. <https://hitran.org/> (HITRAN Database).
2. Semencha A. et al. Effective Diagnostics of Internal Defects of Diamonds in the Near Infrared Range on the Basis of Immersion Medium Made from Low-Melting Chalcogenide Glass // Key Engineering Materials. – Trans Tech Publications Ltd, 2019. – Т. 822. – С. 848–855.

ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАТЕЛЬНОГО СПЕКТРА СТЕКЛООБРАЗНОЙ МАТРИЦЫ НА ПРОЦЕССЫ БЕЗЫЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ИОНОВ

Клинков В. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»,
г. Санкт-Петербург, Россия. klinkovvictor@yandex.ru*

Современные технологии обработки материалов сложно представить без использования высокомоощных лазеров. С момента получения первого индуцированного излучения в кристалле рубина в 1960 году [1], неуклонно растет число исследований, посвященных активированным матрицам, обеспечивающих лазерную генерацию. Основным объектом таких работ являются различные стеклообразные и кристаллические системы, активированные редкоземельными или переходными элементами.

Актуальной задачей, стоящей перед оптическим материаловедением, является получение высокомоощных источников когерентного излучения в средней и дальней инфракрасных (ИК) областях спектра. Переход в низкоэнергетическую (ИК) область спектра накладывает особые требования к учету механизмов трансформации энергии возбуждения. Одной из фундаментальных проблем физики твердого тела является определение основного механизма релаксации возбужденного энергетического состояния, а именно, излучательного или безызлучательного. Соотношение между этими процессами и определяет лазерную эффективность материала.

Вероятности излучательных переходов могут быть рассчитаны на основе теории Джадда-Офельта [2] и они имеют слабую связь с исходной матрицей. Однако вероятности безызлучательных переходов преимущественно зависят от используемой матрицы, в частности, от значения ее высокочастотной границы колебательного спектра (фононный спектр).

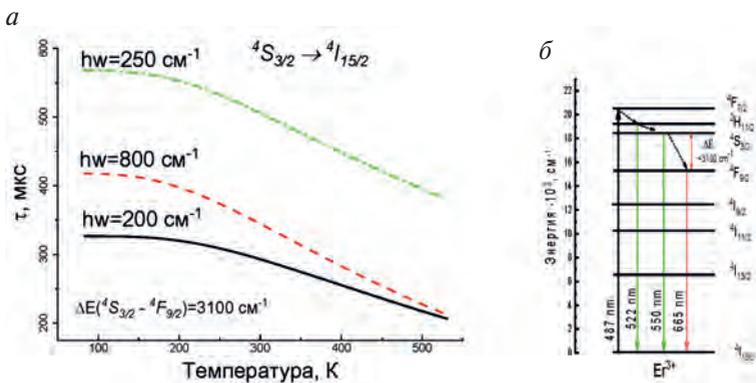


Рис. 1

В данной работе, согласно теории Райзберга-Муса [3], приводятся результаты моделирования процессов мультифононной безызлучательной релаксации в зависимости от величины фононного спектра матрицы, активированной ионами эрбия.

На рисунке 1, а представлены теоретические температурные зависимости времени жизни возбужденного состояния $^4S_{3/2}$ иона эрбия при различной величине фононного спектра матрицы (hw). На рисунке 1, б представлена упрощенная энергетическая диаграмма энергетических уровней иона эрбия в стеклообразной матрице.

Экспериментальные и теоретические данные, полученные в исследовании показали:

- рост величины фононного спектра матрицы приводит как тушению, так и термическому объединению излучательных переходов;

- при температурах более 160 К наблюдается существенное отличие экспериментальных значений времени жизни состояния от полученных теоретически;

- рост концентрации оптически-активных ионов приводит к увеличению безызлучательных потерь.

Работа была выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых-кандидатов наук № МК-2869.2021.1.2.

Библиографический список

1. T. H. Maiman, Nature. 1960. 187, 493.
2. G. S. Ofelt, J. Chem. Phys. 1962. 37(3). 511.
3. L. A. Riseberg, H. W. Moos, Physical Review. 1968. 174(2). P. 429.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРНОЕ СОВЕРШЕНСТВО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Князев С. Н., Комаровский Н. Ю., Чупраков В. А., Ющук В. В.

*Государственный научно-исследовательский и проектный институт
редкометаллической промышленности АО «Гиредмет»*

nickkomarovskiy@mail.ru

Монокристаллический арсенид галлия (GaAs) является одним из наиболее перспективных полупроводниковых соединений группы $A^{III}B^V$. Высокая подвижность носителей заряда позволяет создавать приборы на его основе, работающее при частоте 250 ГГц и выше. Повышенная радиационная стойкость обуславливает эффективность применения GaAs в рамках конструкции солнечных батарей, работающих в космосе. Высокая напряженность пробоя определяет широкой спектр возможности арсенида галлия как элемента конструкции лазера. Вышеобозначенный спектр свойств всецело определяется структурным совершенством выращиваемого монокристалла [1].

Основной методикой получения таких кристаллов является метод Чохральского, заключающийся в непосредственном росте слитка на кристаллографически ориентированный затравочный кристалл. Достоинством данной технологии является высокая производительность, относительно аналогов (горизонтальной и вертикальной кристаллизации по методу Бриджмена), недостатком является возникновение неоднородности распределения структурных несовершенств, связанной с геометрией фронта

кристаллизации и возникающими температурными градиентами. Достижение наилучшего набора свойств (наименьшей плотности дислокаций при наибольшей подвижности носителей заряда) возможно путем оптимального подбора технологических параметров роста по методу Чохральского [1], альтернативным подходом является проведение процесса с использованием магнитного перемешивания [2].

Цель работы состоит в исследования влияние технологических параметров на структурное совершенство монокристаллического GaAs.

Экспериментальными образцами в данной работе являлись монокристаллические пластины из арсенида галлия, вырезанные из торцевых поверхностей выращенного в направлении $\langle 100 \rangle$ слитка на станке «Алмаз-6». Плотность дислокаций определялась с помощью оптической оценки, методом селективного травления. Характер распределения дислокаций был проанализирован метод рентгеноструктурного анализа на установке «ДРОН-3» и методом просвечивающей электронной микроскопии на установке JEM-2100 фирмы «JEOL». Основные электрофизические характеристики – подвижность носителей заряда и электросопротивление, определялись с помощью метода Холла на установке «Лотос-М»

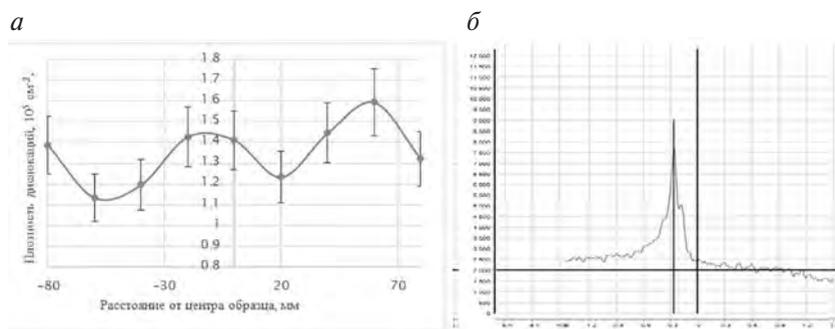


Рис. 1. Результаты рентгеноструктурного анализа: а – распределение дислокаций в образце; б – типовая кривая качания

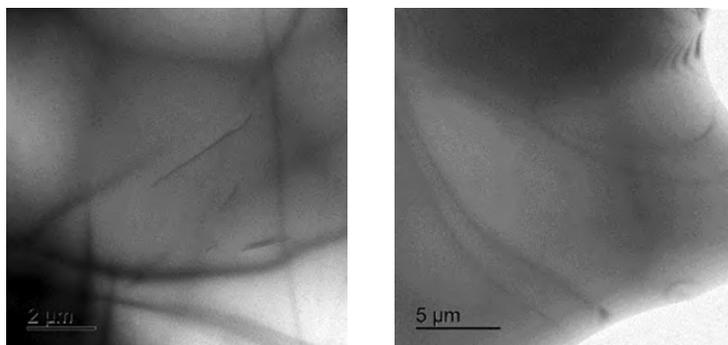


Рис. 2. Микрофотографии дислокаций, полученные методом ПЭМ

В результате статического анализа базы данных, сформированной в ходе проведения процессов роста монокристаллического GaAs в лаборатории высокотемпературных полупроводниковых соединений $A^{III}B^V$, было показано, что при скорости затравочного кристалла 11 об./мин и скорости вращения тигля с расплавом 5 об./мин можно достичь подвижности носителей заряда $4805 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, при плотности дислокаций $2 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$.

Анализ распределения структурных несовершенств в образце показал, что в данных технологических условиях удается достичь наиболее однородного распределения структурных несовершенств (рисунок 1 и 2)

Библиографический список

1. Горелик С. С., Дашевский М. Я. Материаловедение полупроводников и диэлектриков. – 2003.
2. Югов А. А., Югова Т. Г., Князев С. Н. Влияние магнитного поля на однородность состава и плотность дислокаций в монокристаллах арсенида галлия, выращиваемых методом чохранского // четвертый междисциплинарный научный форум с международным участием «новые материалы и перспективные технологии». – 2018. – С. 692–695.

ВЫРАЩИВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ АНТИМОНИДА ИНДИЯ ДИАМЕТРОМ 100 ММ МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО

Козлов Р. Ю., Кормилицина С. С., Молодцова Е. В.

*Государственный научно-исследовательский и проектный институт
редкометаллической промышленности АО «Гиредмет»*

RYKozlov@rosatom.ru

Антимонид индия является одним из наиболее востребованных соединений группы АЗВ5 для изготовления ИК ФПУ, а также составляет элементную базу наиболее широкой области твердотельной электроники – оптоэлектроники. На его основе изготавливаются линейные и матричные фотоприемники, работающие в спектральном диапазоне длин волн 3–5 мкм, которые используются в качестве смотрящего элемента в системах тепловидения [1].

На текущий момент во всем мире наблюдается тенденция к увеличению диаметров монокристаллов как элементарных полупроводников, так и полупроводниковых соединений. Имеющиеся рекламные сообщения свидетельствуют об использовании уже кристаллов диаметром от четырех до шести дюймов. До настоящего времени в России не было получено монокристаллов антимонида индия диаметром более 75 мм.

Целью работы является подбор тепловых условий выращивания и получение монокристаллов антимонида индия диаметром 100 мм в кристаллографическом направлении [100]. Решение данной задачи позволит существенным образом увеличить выход годных фотоприемных устройств.

Монокристаллы диаметром 100 мм выращивали методом Чохральского в двухстадийном процессе [2]. Конструкция графитового теплового узла была увеличена и подобрана под рабочий тигель диаметром 150 миллиметров и загрузку 4.5–5 кг.

Конструкция теплового узла представлена на рисунке 1.

На рисунке 2 представлен внешний вид монокристалла анти-
монида индия диаметром 100 мм.

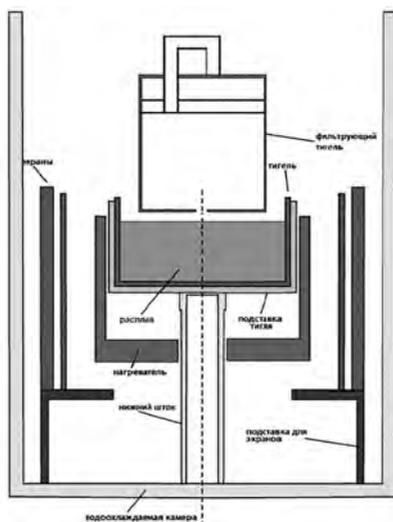


Рис. 1. Схема теплового узла для выращивания монокристаллов
антимонида индия диаметром 100 мм
в кристаллографическом направлении [100]

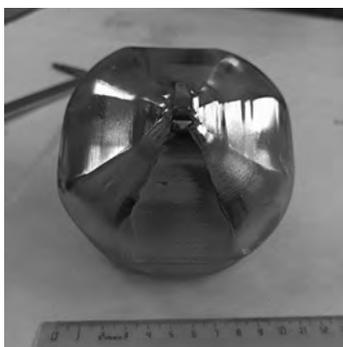


Рис. 2. Внешний вид монокристалла
антимонида индия диаметром 100 мм

Методом Ван дер Пау были измерены электрофизические свойства полученных монокристаллов, которые соответствовали стандартным параметрам нелегированного материала $n = (0,2 - 2) \times 10^{15}$. С помощью оптического микроскопа проводился подсчет ямок травления по методу 9 полей. Плотность дислокаций в кристаллах диаметром 100 мкм составляла $\leq 100 \text{ см}^{-2}$ и соответствовала значениям для кристаллов 50 мкм.

Библиографический список

1. Гринченко Л. Я., Пономаренко В. П., Филачев А. М. Современное состояние и перспективы ИК–фотоэлектроники // Прикладная физика. – 2009. – № 2. – С. 57–62.
2. Патент РФ № 2012102705/05, 27.01.2012. Способ получения крупногабаритных монокристаллов антимонида индия // Патент России № 2482228. 20.05.2013 Бюл. № 14. / Ежлов В. С., Мильвидская А. Г., Молодцова Е. В., Колчина Г. П., Меженный М. В., Резник В. Я.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРОСТОЙКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОБЛАСТЕЙ ПРИМЕНЕНИЯ

Левашов Е. А.¹, Погожев Ю. С.¹, Потанин А. Ю.¹,
Астапов А. Н.^{1,2}, Курбаткина В. В.¹

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

²*Московский авиационный институт (национальный исследовательский
университет), Москва, Россия
levashov@shs.misis.ru*

С применением ab-initio моделирования гранд-потенциальных фазовых диаграмм, расчета межфазных взаимодействий и диаграмм фазовой стабильности Эллингхема теоретически предсказаны механизмы структуро- и фазообразования. Механизмы фазообразования и структурообразования в волне горения смеси

Zr – Ta – Si – В экспериментально подтверждены традиционными методами исследования, такими как остановка фронта горения (ОФГ) и динамический рентгеноструктурный анализ (ДРСА). Синтезированы сверхтугоплавкие композиционные материалы (СВТКМ) $\text{HfB}_2\text{-SiC}$ с пористостью менее 4 %, твердостью до 29 ГПа, трещиностойкостью до $14,4 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$, прочностью на изгиб до 600 МПа, теплоемкостью – $0,38 \text{ Дж}/(\text{г} \times \text{К})$, теплопроводностью – $89,7 \text{ Вт}/(\text{м} \times \text{К})$. Исследованы кинетика и механизм окисления в статических условиях при $1650 \text{ }^\circ\text{C}$ и при газодинамических испытаниях (ГДИ) в потоках окислительного газа. При $1650 \text{ }^\circ\text{C}$ кинетика описывается степенным законом, указывающим на эволюционные изменения в структуре формируемых оксидных пленок, приводящие к повышению жаростойкости. Механизм включает образование многослойной оксидной пленки, состоящей из верхнего слоя боросиликатного стекла с включениями HfO_2 , подслоя на основе $\text{HfO}_2/\text{HfSiO}_4$ и пористого подслоя на основе HfB_2 , обедненного по Si C. Установлено влияние состава керамики на структурно-морфологические особенности образования оксидных пленок и эффективность их защитного действия. При ступенчатом увеличении плотности теплового потока с $4,2$ до $5,6 \text{ МВт}/\text{м}^2$ происходит рост температуры на фронтальной поверхности от 1750 до $2150 \text{ }^\circ\text{C}$. Плавления и уноса материала не происходит. Рост плотности потока до $6,5 \text{ МВт}/\text{м}^2$ приводит к скачку температуры до $2800 \text{ }^\circ\text{C}$, увеличению доли расплава и частичному уносу с линейной скоростью менее $10 \text{ мкм}/\text{с}$ из-за повышения каталитической активности и термобарьерных свойств пленки на основе HfO_2 , наряду со снижением степени черноты поверхности. На поверхности образуется защитный слой толщиной $160\text{--}170 \text{ мкм}$, состоящий из зерен HfO_2 , каналы между которыми заполняются аморфным стеклом $\text{SiO}_2\text{--B}_2\text{O}_3$, обеспечивающим надежную защиту от проникновения кислорода вглубь материала. Найдена композиция с наилучшей окислительной стойкостью. Исследованы СВТКМ, армированные дискретными волокнами SiC_f с образованием прочного контакта между волокном и матрицей. Важную роль в протекании восстановитель-

ных и обменных реакций на границе «волокно-матрица» играет примесный кислород. Определена прочность сцепления волокна с матрицей. Исследованы СВТКМ на основе $(Zr_{1-x}Ta_{0,x})B_2$. Наилучшую окислительную стойкость с энтальпией разрушения 390 кДж/г при 2500 оС имеет твердый раствор $(Hf, Ta)B_2$. Это обусловлено образованием двухслойной пленки $SiO_2-B_2O_3$, легированной Hf и Ta и подслоя $(Hf,Ta)O_2/(Hf,Ta)SiO_4$ с низкой каталитической активностью. Получены однофазные карбиды $(Ta_{1-x}Zr_x)C$, $(Ta_{1-x}Hf_x)C$ различной стехиометрии. Подтвержден эффект твердорастворного упрочнения, заключающийся в росте твердости и модуля упругости с ростом содержания циркония и гафния. Построены температурные зависимости теплоемкости, температуропроводности, теплопроводности, удельного электросопротивления карбидов. Карбиды показали высокую стойкость при ГДИ вплоть до 3000 °С. Образующиеся оксикарбидные слои с высокой адгезией к карбидной матрице обеспечивают прирост эрозионной стойкости и уменьшение линейной скорости уноса материала по сравнению с лучшими аналогами. С помощью элементного и магнийтермического синтеза получены гетерофазные порошки в системах $ZrB_2-ZrSi_2-MoSi_2$ и $HfB_2-HfSi_2-MoSi_2$. Определены интервалы плавления смесей, состоящих из эвтектики $(Zr-Si)_{эвт}$ и $ZrB_2-ZrSi_2-MoSi_2$, $HfB_2-HfSi_2-MoSi_2$. Изучена окислительная стойкость данных керамик. Кинетика окисления $ZrB_2-ZrSi_2-MoSi_2$ при 1650 °С подчиняется параболическому закону, что указывает на эволюцию структуры оксидных пленок, а $HfB_2-HfSi_2-MoSi_2$ – логарифмическому закону со скоростью окисления менее $2,8 \times 10^{-5}$ мг/(см²×с). Механизм определяется формированием многослойных структур, состоящих из $SiO_2-B_2O_3$ и подслоев на основе оксидов ZrO_2 , $ZrSiO_4$ или HfO_2 , $HfSiO_4$. Увеличение T более 1800 °С ведет к испарению стеклофазы и образованию пористого слоя на основе ZrO_2 или HfO_2 , содержащего вторичные фазы Mo/MoO_2 , Mo_3Si и Mo_5Si_3 . Определены температурно-временные пределы работоспособности, характеристики уноса массы, каталитической активности и излучательной способности. Методами горячего прессования

и ИПС получена керамика $(Zr,Ta)B_2-TaSi_2$ с микроградиентной структурой. Наилучшее сочетание свойств показала керамика с 15 % $TaSi_2$. Отмечена роль тантала, как катализатора роста нановолокон SiC_{nw} по механизму «пар-жидкость-кристалл». Получены композиты $TaSi_2-SiC-TaC-SiC_{nw}$ с плотностью 98 %, твердостью 19 ГПа, прочностью на изгиб 420 МПа, трещиностойкостью $12,5 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект 0718-2020-0034).

ВЛИЯНИЕ САМООРГАНИЗУЮЩИХСЯ ПОКРЫТИЙ WC НА АДГЕЗИЮ АЛМАЗА К МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКЕ Fe-Co-Ni

Логинов П. А., Сидоренко Д. А., Зайцев А. А., Левашов Е. А.

*Национальный Исследовательский Технологический Университет
«МИСИС», Москва, Россия. pavel.loginov.misis@list.ru*

Алмазосодержащие композиты с металлической связкой широко применяются в режущем и шлифовальном инструменте, а также в теплопроводящих элементах и микроэлектронных устройствах. Конкурентоспособность таких материалов определяется экстремально высокой твердостью и теплопроводностью алмаза, объемная доля которого может достигать 80 об.%. Одним из важнейших свойств, обеспечивающих высокую производительность инструмента или теплопроводность композитов, является адгезия матрицы к алмазному монокристаллу.

Существует несколько способов повышения адгезии. Одним из наиболее распространенных методов является плакирование алмаза адгезионно-прочными пленками, например, WC, Mo_2C , TiC, Ni при использовании матриц на основе железа. В большинстве случаев адгезию связки к плакированному алмазному монокристаллу оценивают косвенными методами: по состоянию

покрытия на изломе металлоалмазного композита, по значению прочности при изгибе объемных композитов и т. д. Однако данные методы позволяют оценивать прочность закрепления алмазных зерен количественно лишь с учетом многочисленных допущений.

В данной работе предложен новый метод количественного определения адгезии алмаза с покрытием к металлической матрице. Он основан на использовании микроэлектромеханических систем (MEMS), устройств Push-to-Pull и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Прецизионное количественное определение адгезии возможно при проведении испытаний на растяжение образцов типа «алмаз-матрица» с межфазной границей, расположенной перпендикулярно направлению приложения нагрузки. Создание образцов для испытаний по традиционной схеме невозможно из-за ограничений по размеру алмазов (обычно технические алмазы имеют размеры до 1 мм). Альтернативным подходом является изготовление ламелей методом фокусированного ионного пучка и проведение их испытаний на растяжение в устройствах Push-to-pull в колонне ПЭМ.

Для изготовления ламели был использован горячепрессованный алмазный сегмент со связкой на основе сплава Fe-Co-Ni. Алмазы в композите были плакированы самоорганизующимися покрытиями WC по технологии, подробно описанной в работах [1, 2]. Ламель для проведения механических испытаний была вырезана из области, имеющей границы раздела «алмаз-покрытие-матрица» и установлена на устройство Push-to-pull таким образом, чтобы одной стороной она прилегалась к подвижной опоре, другой – к неподвижной. Испытания проводили при постоянной скорости перемещения подвижной части устройства Push-to-Pull, равной 1 нм/с. Одновременно с проведением механических испытаний осуществляли съемку структурных изменений в образце в ПЭМ в светлопольном режиме.

Разрушение ламели произошло при приложении нагрузки 106 мкН, что соответствовало значению предела прочности при

растяжении (и, следовательно, адгезии) 207 МПа. Полученное значение адгезии в присутствии покрытия WC на алмазе почти в 2 раза превосходит значение, полученное по аналогичной методике для композита без покрытия [3].

Излом ламели после испытания был исследован методом ПЭМ. Установлено, что магистральная трещина прошла не по границе раздела «алмаз-покрытие WC» или «покрытие WC-матрица», а сквозь зерна металлической связки Fe-Co-Ni, то есть разрушение произошло по когезионному механизму.

Данная работа была выполнена в рамках проекта РФФ 17-79-20384.

Библиографический список

1. D. Sidorenko, E. Levashov, P. Loginov, N. Shvyndina, E. Skryleva, A. Yerokhin. Self-assembling WC interfacial layer on diamond grains via gas-phase transport mechanism during sintering of metal matrix composite. *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 106. – P. 6–13.

2. D. A. Sidorenko, E. A. Levashov, K. A. Kuptsov, P. A. Loginov, N. V. Shvyndina, E. A. Skryleva. Conditions for the in-situ formation of carbide coatings on diamond grains during their sintering with Cu-WC binders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2017. – Vol. 69. – P. 273–282.

3. P. A. Loginov, D. A. Sidorenko, A. S. Orekhov, E. A. Levashov. A novel method for in situ TEM measurements of adhesion at the diamond–metal interface // *Scientific reports*. – 2021. – Vol.11.– № 10659.

ЖАРОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Al-Nb-Mo-V, МОДИФИЦИРОВАННЫХ МИКРОКОНЦЕНТРАЦИЯМИ C, Si и Y₂O₃

Марков Г. М., Логинов П. А., Левашов Е. А.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия. markov.sci@gmail.com*

Применение жаропрочных титановых сплавов на основе алюминидов TiAl/Ti3Al остается актуальной научно-технической

задачей в современном производстве ответственных деталей газотурбинных двигателей. Повысить характеристики сплавов на основе Ti-Al возможно легированием переходными металлами и модифицированием микроконцентрациями элементов, таких как C, Si и Y_2O_3 . Перспективной технологией изготовления сплавов на основе TiAl/Ti₃Al является совмещение следующих методов: высокоэнергетическая механическая обработка (ВЭМО) самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), плазменная сфероидизация и селективное лазерное сплавление (СЛС).

Исследования жаропрочного сплава Ti-Al-Nb-Mo-V, полученного вышеописанным методом, описаны в работе [1]. Были изучены процессы фазо- и структурообразования при приготовлении реакционных смесей в системе Ti-Al-Nb-Mo-V, показана возможность получения композиционных гранул заданного состава со слоистой структурой, высоким взаимным растворением компонентов и малым содержанием кислорода. Установлено влияние исходной структуры гранул на механические свойства и структуру спеченных методом горячего изостатического прессования (ГИП) образцов.

В данной работе описаны результаты испытаний на стойкость к окислению консолидированных методом ГИП образцов в течение 30 часов при температурах 800 оС и 1100 °С. Исследуемые сплавы на основе TiAl имели дуплексную структуру и состояли из зерен γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al округлой формы. Ниобий и молибден были, в основном, растворены в матрице еще на стадии приготовления порошковой смеси.

Ввод углерода и кремния осуществлялся в концентрациях, близких к пределу растворимости в матрице γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al. В структуре сплавов с добавкой углерода C не оказалось карбидных фаз; в сплаве с добавкой Si присутствует малое содержание силицида Ti₅Si₃. Было определено, что оксид иттрия Y_2O_3 почти не взаимодействовал с TiAl в твердом состоянии при температуре ГИП. Во всех сплавах присутствуют фазы твердого раствора на основе ниобия (Nb) и интерметаллид AlMo₃.

После 30 часов отжига удельный прирост массы для всех сплавов был незначительным. Максимальная интенсивность процесса окисления происходила в первые 2 часа отжига, с последующим уменьшением скорости окисления и малым привесом образцов. После испытаний на жаростойкость поверхность образцов была покрыта оксидной пленкой, толщиной не более 2–3 мкм. Для детального исследования поверхностного слоя были сняты и проанализированы рентгенограммы и изучена структура на поперечных шлифах образцов.

Анализ рентгенограмм сплавов с добавками С, Si и Y_2O_3 после испытаний на жаростойкость при 800 °С показал схожий характер с рентгенограммами исходных сплавов с основными присутствующими фазами γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al и (Nb). В приповерхностном слое был обнаружен рутил TiO₂ и небольшие пики фазы Al₂O₃ с гексагональной структурой.

Окислительный отжиг при температуре 1100 °С был проведен с целью интенсификации процесса окисления и выявления вклада различных добавок в жаростойкость. Поверхность сплава с добавкой Y_2O_3 равномерно покрыта оксидами (20–40 мкм) с отсутствием следов скалывания окисленного слоя в отличие от образцов других составов. Было обнаружено большое количество оксидов Al₂O₃ и TiO₂. Главным отличием в фазовом составе сплавов с добавками С, Si от сплава с добавлением Y_2O_3 стало присутствие двух разных оксидов, близких по кристаллическому строению к TiO₂. Был сделан вывод о том, что легирующие добавки при окислении почти не влияли на процессы фазообразования. Наилучшие результаты по стойкости к окислению показали образцы с добавкой Y_2O_3 , что можно объяснить его сегрегацией на границе зерен и препятствием зернограницной диффузии кислорода.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект No. 20-33-70212 «Стабильность»).

Библиографический список

1. P. A. Loginov, Yu. Yu. Kaplansky, G. M. Markov, E. I. Patsera, K. V. Vorotilo, A. V. Korotitskiy, N. V. Shvyndina, E. A. Levashov, "Structural

and mechanical properties of Ti-Al-Nb-Mo-B alloy produced from the SHS powder subjected to high-energy ball milling” Materials Science and Engineering: A

МОЛЕКУЛЯРНОЕ НАСЛАИВАНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Li-Al-O ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ

Митрофанов И. В., Ежов И. С., Чернявский В. А.,
Попович А. А., Максимов М. Ю.

*Санкт-Петербургский Политехнический университет,
Санкт-Петербург, Россия. maximspbstu@mail.ru*

В литий-ионных аккумуляторах (ЛИА) оксид алюминия используется в качестве функционального покрытия катодных материалов [1]. Согласно литературным данным [2], в процессе заряда катода происходит литирование пленки Al_2O_3 атомами лития до образования термодинамическим стабильной фазы состава $Li_{3,4}Al_2O_3$. Дальнейшее литирование становится не выгодным с энергетической точки зрения, и поэтому начинается диффузия ионов лития из катода в электролит, что приводит к увеличению коэффициента диффузии лития. Сяо и др.[3] сообщили, что слой покрытия Al_2O_3 на Si-электроде становится все более ионопроводящим в течение первых нескольких циклов, и приписали это увеличение проводимости некоторым структурным изменениям, происходящим в слое Al_2O_3 . Таким образом, получение системы Li-Al-O состава $Li_{3,4}Al_2O_3$ должно способствовать увеличению ионной проводимости и препятствовать нежелательному увеличению объёма электрода при циклировании.

Плѐнки Li-Al-O были получены путѐм последовательной подачи реагентов. В качестве реагентов использовали буютоксид лития (LiOtBu), триметилалюминия (ТМА), в качестве противореагента использовали кислородную плазму (PO_2). Параметры синтеза (температура реактора, температуры контейнеров с реагентами а также время напуска реагентов) были выбраны с учётом

литературных данных и проведенных экспериментальных исследований [4, 5]. Число циклов необходимых для синтеза $\text{Li}_{3,4}\text{Al}_2\text{O}_3$ было рассчитано исходя из плотности и среднего прироста за цикл плёнок чистых оксидов алюминия и лития. Расчетное число циклов составило $11:16 = 11 \cdot [\text{LiOtBu-PO}_2]:16 \cdot [\text{TMA-PO}_2]$.

Благодарности. Работа выполнена в рамках Государственного задания на проведение фундаментальных исследований 0784-2020-0022.

Библиографический список

1. Jian Z. et al. Al_2O_3 coated LiCoO_2 as cathode for high-capacity and long-cycling Li-ion batteries // Chinese Chem. Lett. – 2018. – Vol. 29, № 12. – P. 1768–1772.
2. Jung S. C., Han Y.-K. How Do Li Atoms Pass through the Al_2O_3 Coating Layer during Lithiation in Li-ion Batteries? // J. Phys. Chem. Lett. – 2013. – Vol. 4, № 16. – P. 2681–2685.
3. Xiao X., Lu P., Ahn D. Ultrathin Multifunctional Oxide Coatings for Lithium Ion Batteries // Adv. Mater. – 2011. – Vol. 23, № 34. – P. 3911–3915.
4. Nazarov D. et al. The use of the TMA as stabilizing reagent for the Li-O system obtained by atomic layer deposition // Key Eng. Mater. – 2019. – Vol. 822. – P. 787–794.
5. Maximov M. et al. Atomic Layer Deposition of Lithium–Nickel–Silicon Oxide Cathode Material for Thin-Film Lithium-Ion Batteries // Energies. – 2020. – Vol. 13, № 9. – P. 2345.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ И АНАЛИЗ ПЕРСПЕКТИВ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА

Музафарова С.-В.Р., Котов С.А., Головки А. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. serkotov51@mail.ru*

Терморасширенный графит (ТРГ) является относительно новым углеродным материалом, который, обладая уникальными свойствами, находит применение в различных отраслях промыш-

ленности. Он химически и термически стоек, обладает низким коэффициентом теплового расширения. Слоисто-ячеистая форма частиц и наличие наноструктурных элементов обеспечивают ему высокую удельную поверхность и сорбционную способность, антифрикционные и ряд других свойств.

В работе представлены сведения об его строении и свойствах, определяемых различными технологиями получения. Способность к формованию без связующих и высокие значения пористости делают терморасширенный графит перспективным материалом для применения в самых разнообразных сферах жизнедеятельности [1, 2, 3].

Важным плюсом использования этого материала является его экологичность (в чистом виде), отсутствие токсичных свойств, которые могут навредить человеку и окружающей среде.

Уплотнительные материалы из терморасширенного графита могут использоваться в экстремальных для многих других материалов условиях, не теряя при этом своих важных качеств.

Применение терморасширенного графита в авиастроении позволит увеличить сроки службы летательных аппаратов, увеличит их надежность, а значит обеспечит повышенную безопасность. К тому же, увеличивая износостойкость, можно получить экономическую выгоду, ведь будут исключены частые ремонты и замены вышедших из строя элементов.

Терморасширенный графит в качестве сорбента позволит более качественно и быстро устранять загрязнения нефтепродуктами.

Фильтры на основе терморасширенного графита дают возможность удалять из жидкостей и газов вещества, которые многими другими материалами извлечь не удастся.

Получение изделий различного назначения из терморасширенного графита в большинстве случаев связано с необходимостью подвергать его обработке давлением. В работе изучены процессы прессования порошков этого материала при малых давлениях.

Для получения длинномерных изделий необходимо применять прокатку порошков. В работе также исследован процесс прокатки порошков ТРГ с различными свойствами.

Проведенные эксперименты позволяют прийти к выводу, что при формовании порошка ТРГ при небольших давлениях (прессование) или небольших обжатиях (прокатка) происходит структурное уплотнение. Частицы порошка в основном переупаковываются, плотность образцов увеличивается. Пористость уменьшается, но ее значения высоки. Полученные заготовки обладают различным комплексом свойств. Это позволяет использовать их при получении разных изделий. Выбор характера формования (прессование или прокатка) порошков ТРГ определяется необходимостью решения конкретных задач.

Также в работе проведен анализ электрохимического поведения электродов, изготовленных из порошка ТРГ в различных электролитах. Установлено, что предварительная пропитка высокопористого углеродного электрода раствором электролита приводит к возрастанию скорости протекания процесса на пористом электроде.

В работе показана принципиальная возможность использования ТРГ в качестве адсорбента для сбора разливов машинного масла.

Библиографический список

1. S. A. Kotov, S.-V.R. Muzafarova, M. G. Livintsova, The research and development of the technology for pressure treatment of the thermally expanded graphite powders // *New Materials and Technologies in Mechanical Engineering. Key Engineering Materials*, Vol. 822. P. 284–290, 2019. Trans Tech Publications Ltd, Switzerland.
2. С. А. Котов, С.-В.Р. Музафарова, М. Г. Ливинцова, Исследование процессов уплотнения порошков терморасширенного графита при прокатке // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2019. – Т. 17. – № 8. – С. 366–370.
3. S. A. Kotov, S.-V.R. Muzafarova, M. G. Livintsova, L. P. Baturova, Yu. V. Kuzmich, The research of the processes and properties of anodes for the cathodic protection of the thermally expanded graphite // *Materials Science, Materials Today: Proceedings*. V. 30, Part 3, 2020. P. 794–797. DOI:10.1016/j.matpr.2020.01.573.

НАНЕСЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Обросов А. В.¹, Рыльков Е. Н.², Морозова Ю. Н.¹, Наумов А. А.²

*¹Бранденбургский технический университет Котбус-Зенфтенберг,
Котбус, Германия*

*²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия
aleksei.obrosov@b-tu.de*

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является перспективным способом соединения алюминиевых сплавов. В процессе СТП инструмент подвержен сильному износу. Чрезмерный износ инструмента может негативно повлиять на качество сварного соединения. Для снижения износа, продления срока службы инструмента предложено использовать покрытия.

Для эксперимента были выбраны два состава покрытий TiAlN и TiAlCrN. Перед нанесением покрытия инструменты подверглись пескоструйной очистке в течении 20 секунд. Покрытия наносились методом магнетронного осаждения с помощью установки CC800/9 SemeCon AG. Параметры осаждения: температура осаждения 550 °С, напряжение смещения –90 В, давление Ar 600 МПа, время осаждения 1 час, мощность катодов (2 кВт, мишень из TiAl (70:30), 2 кВт, мишень из хрома). Расстояние между мишенью и подложкой оставалось постоянным и составляло 70 мм. Сканирующий электронный микроскоп (Tescan Mira II) использовался для исследования микроструктуры покрытий на пластинах (100) Si и инструментах для СТП после процесса сварки. Химический состав определяли методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS, Oxford). Твердость и модуль упругости инструментов и покрытий были измерены с помощью наноиндентора UNAT от Asmes при 25 мН.

После 60 минут осаждения толщина покрытия TiAlN составила 1.8 мкм, TiAlCrN 2.54 мкм. Для инструментов СТП важной характеристикой покрытий является твердость, модуль упругости

и их отношение H/E и H^3/E^2 . Отношение H/E для обоих покрытий одинаково, тогда как отношение H^3/E^2 значительно выше для покрытия $TiAlCrN$ из-за более высокой твердости. Модуль Юнга также выше для покрытия $TiAlCrN$.

Таблица 1

Механические свойства инструментов с покрытием

| Покрытие | Твердость (H), ГПа | Модуль упругости (E), ГПа | H/E | H^3/E^2 |
|----------|--------------------|---------------------------|-------|-----------|
| TiAlN | 22.0±1.9 | 258±35 | 0.08 | 0.15 |
| TiAlCrN | 34.8±4.8 | 420±56 | 0.08 | 0.23 |

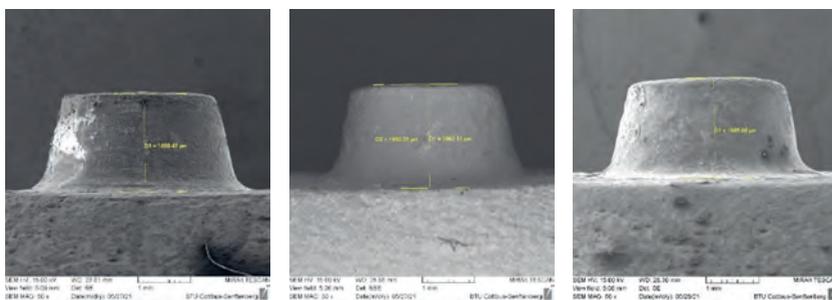


Рис. 1. Поверхность инструментов; слева – без покрытия, по центру – TiAlN, справа – TiAlCrN.

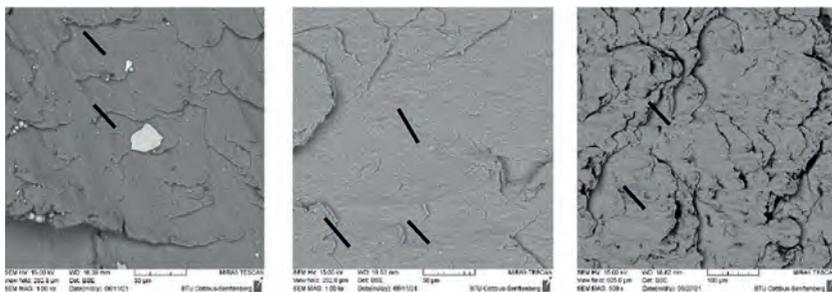


Рис. 2. Поверхность швов (вид сверху); слева – без покрытия, по центру – TiAlN, справа – TiAlCrN.

Каждым из полученных инструментов были сварены 5 слепых швов длиной 0.3 м на машине для СТП (Matec 40P), свариваемый материал Al5083. Параметры режима СТП: скорость сварки 300 м/мин, скорость вращения инструмента 1000 об/мин, усилие 4 кН.

На рисунке 1 представлены рабочие поверхности инструментов после 5 проходов. Высота рабочей части инструментов с покрытием больше, что свидетельствует о меньшем износе. Результаты EDX показали, что покрытие осталось на инструментах в обоих случаях и может быть использовано в дальнейшем. На поверхности инструмента без покрытия наблюдаются следы износа, повреждения. После СТП была исследована поверхность сварных швов на наличие фрагментов инструмента. В швах, полученных инструментами с покрытием количество фрагментов инструмента значительно уменьшилось как и их средний размер (рисунок 2).

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-C–Cr-Ni-Mn-Mo-Ti-Nb В УСЛОВИЯХ ГАЗОАБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

Прияткин Д. В., **Артемьев А. А.,** **Зорин И. В.,**
Елсуков С. К., **Фастов С. А.**

*Волгоградский государственный технический университет,
Волгоград, Россия. nanomaterial-vstu@yandex.ru*

Проблема повышения стойкости рабочих поверхностей деталей оборудования (лопатки роторов тягодутьевых машин, паровых и газовых турбин, загрузочные устройства доменных печей и т. д.), работающего в условиях газоабразивного изнашивания, имеет большое практическое значение, поскольку вынужденные простои подобного оборудования сопровождаются серьезными экономическими убытками. Износостойкость сплавов в условиях воздействия высокоскоростного газоабразивного потока зависит как от их химического состава, структуры и свойств, так и от параметров потока (температуры, угла атаки, скорости, размера

и формы абразивных частиц) [1]. При воздействии газоабразивного потока под малыми (около 30°) углами атаки, характерными для условий работы лопаток роторов тягодутьевых машин, изнашивание происходит за счет скольжения и микрорезания. Это позволяет производить косвенную оценку износостойкости методом склерометрии [2]. Наплавка износостойкими сплавами на основе железа – один из наиболее эффективных способов, как продления срока службы новых, так и восстановления изношенных деталей, работающих в условиях газоабразивного изнашивания при температурах до 600 °С. Имеющиеся промышленные наплавочные сплавы в силу чрезмерного содержания легирующих элементов и углерода имеют высокую стоимость и пониженные технологические свойства [3].

Цель работы – исследование влияния содержания углерода на структурно-фазовый состав и свойства опытного наплавочного сплава системы Fe-C-Cr-Ni-Mn-Mo-Ti-Nb, а также определение его износостойкости методом склерометрии.

Для формирования в наплавленном металле микроструктуры, состоящей из вязкого и пластичного аустенита, удерживающего от выкрашивания карбидную фазу, обеспечивающую повышенную стойкость в условиях газоабразивного износа, соотношение легирующих элементов в системе Fe-C-Cr-Ni-Mn-Mo-Ti-Nb рассчитывалось по диаграмме Данильченко Б. В. [4]. Таким образом, изготовили опытные порошковые проволоки для наплавки, обеспечивающие формирование металла X14Г6Н6М3Т2Б2 с содержанием углерода 1,2; 2,1 и 2,8 масс. %.

Установлено, что микроструктура металла с содержанием углерода 1,2 % и 2,1 %, эвтектическая, а при увеличении содержания до 2,8 % становится заэвтектической. В результате рентгенофазового анализа и анализа карт распределения легирующих элементов в наплавленном металле, полученных микрорентгеноспектральным анализом, было установлено, что с повышением содержания углерода происходит снижение объемной доли аустенита с 78,4 % до 18,8 %. Увеличение содержания углерода с до 2,8 % приводит к резкому увеличению объемной доли железохромистых карбидов

(Fe,Cr)₇C₃ с 9,5 % до 62,4 %, что связано с появлением в микро-структуре помимо эвтектических еще и избыточных железохро-мистых карбидов. При этом происходит небольшое снижение (с 4,8 до 3,5 %) в наплавленном металле объемной доли карбида Mo_xC, объемная же доля комплексных карбидов (Ti,Nb,Mo)_xC_y практически не изменяется (7,3 и 7,6 %). Повышение содержания углерода практически не отразилось на среднем размере карбидов (Ti,Nb,Mo)_xC_y, средний размер которых увеличился с 3,02 мкм до 3,33 мкм, и карбидов Mo_xC, который увеличился с 1,47 мкм до 1,61 мкм.

Исследовали износостойкость металла, наплавленного опыт-ными и промышленным сплавами, методом склерометрии при нормальной температуре при скрайбировании поверхности на-плавленного металла алмазным индентером Виккерса по методи-ке, изложенной в работе [5]. Показано, что сплав с содержанием 2,8 масс.% углерода по своей износостойкости сопоставим с высо-колегированным промышленным сплавом 600X24ГC2Б7M7ФВ2, наплавленным покрытыми электродами ESAB Weartrode 65T. Данный результат можно объяснить формированием износо-стойкой композиционной структуры экспериментального спла-ва, в которой высокотвердые карбиды (Ti,Nb,Mo)_xC_y равномерно распределены в достаточно пластичной эвтектической матрице на основе аустенита.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рам-ках научных проектов № 20-33-90168, 19-48-340010.

Библиографический список

1. Manish R. Elevated temperature erosive wear of metallic materials // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2006. – Vol. 39. – P. 101–124. – DOI: 10.1088/0022-3727/39/6/R01.
2. Study of wear mechanisms at high temperature scratch testing / M. Varga, S. Leroch, H. Rojacz, M. R. Ripoll // Wear. – 2017. – Vol. 388–389 – P. 112–118. – DOI:10.1016/j.wear.2017.04.027.
3. Анализ наплавочных сплавов для работы в условиях газообразив-ного изнашивания при повышенных температурах / Д. В. Прияткин, А. А. Артемьев, В. И. Лысак, П. В. Лойко // Известия Волгоградского

государственного технического университета. – 2020. – № 10. – С. 49–55. – DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-49-55

4. Данильченко, Б. В. Выбор износостойкого наплавленного металла для работы в условиях абразивного изнашивания // Сварочное производство. – 1992. – № 5. – С. 31–33.

5. Диагностика износостойкости наплавленного металла методом склерометрии / Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. Б. Литвиненко-Арьков // Сварка и диагностика. – 2012. – № 2. – С. 34–39.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeNiCoCrMoTiAl

Семиколенов А. А., Салынова М. А., Климова-Корсмик О. Г.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. antonqvq@gmail.com*

Высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) – это многокомпонентные сплавы, содержащие пять или более химических элементов в эквивалентных соотношениях [1]. Такие свойства высокоэнтропийных сплавов, как замедленная диффузия, термостойкость и сопротивление окислению востребованы в областях, где требуется работоспособность деталей при высоких температурах [2]. Для оценки возможного образования однофазной структуры, помимо высокой энтропии, были предложены следующие критерии: энтальпия смешения (H_{mix}) в пределах от –15 до 10 кДж/моль, разность атомных радиусов элементов (δ) не более 5 % [3]. Одна из базовых систем для создания высокоэнтропийных сплавов – система Fe-Ni-Co-Cr. Сплавы этой системы в эквивалентном соотношении кристаллизуются с образованием однофазной ГЦК структуры с относительно невысокой твердостью (не более 150 HV) [1]. Легирование молибденом увеличивает твердость четырехкомпонентной основы примерно в 2 раза [4], при добавлении Al твердость также увеличивается до 300 HV [5].

Целью данной работы было проследить изменения фазового состава и твердости системы Fe-Ni-Co-Cr-X при добавлении Mo, Al и Ti.

Для исследования в качестве исходных материалов были использованы Fe, Ni, Co, Cr, Mo, Ti, Al с чистотой >99,94 %. Образцы выплавляли в индукционной печи с защитной атмосферой аргона. Гомогенизационный отжиг проводили в течение 5 ч при температуре 900 °С. Твердость по Виккерсу измеряли на твердомере ZWICK ZHU250. Структура сплавов исследовалась методами сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Tescan Mira 3. Рентгенофазовый анализ осуществляли с помощью дифрактометра D8 Advance в монохроматизированном медном излучении. Расчет равновесных фаз производился в программе Thermo-Calc с использованием базы данных TCHEA 4: High Entropy Alloy v 4.0.

Химические составы, термодинамические критерии и результаты исследований образцов приведены в таблице 1. Исходная четырехкомпонентная система является однофазной. При добавлении молибдена помимо ГЦК твердого раствора в составе появляются μ - и β -фазы; β -фаза выделяется в составе эвтектики в междендритном пространстве и в виде тонких пластинчатых выделений в дендритах. В результате рентгенофазового анализа сплава с Ti и Al обнаружен только ГЦК твердый раствор, однако микроструктурные исследования показали наличие второй фазы, обогащенной алюминием, титаном и никелем, что говорит о расслоении ГЦК твердого раствора, с образованием упорядоченной фазы $L1_2$ -Ni₃(Al,Ti). Упорядоченная фаза находится в междендритном пространстве и в виде мелких твердофазных выделений в дендритах основного ГЦК твердого раствора. При одновременном добавлении Mo, Al и Ti в микроструктуре присутствуют три фазы: дендриты ГЦК твердого раствора, упорядоченная фаза $L1_2$ -Ni₃(Al,Ti) и β -фаза в виде междендритной эвтектики и твердофазных выделений. Увеличение параметра кристаллической ячейки основного ГЦК твердого раствора при добавлении легирующих свидетельствует об их растворении в решетке твердого раствора.

Таким образом, все рассматриваемые легирующие, Mo, Al, Ti, растворяются в твердом растворе и участвуют в образовании

Таблица 1

Химический состав образцов и их термодинамические параметры

| № | Химический состав, ат.% | | | | | | | Smix, Дж/К*моль | Hmix, КДж/моль | δ, % | HV | Фазовый состав | Параметр решетки ГЦК, Å |
|---|-------------------------|-------|-------|-------|-------|------|------|--------------------|-------------------|------|-----|---------------------------|----------------------------------|
| | Fe | Co | Cr | Ni | Mo | Ti | Al | | | | | | |
| 1 | 29,96 | 19,96 | 30,18 | 19,91 | – | – | – | 11,34 | –3,72 | 0,55 | 160 | ГЦК | 3,5723 |
| 2 | 24,78 | 25,53 | 14,81 | 19,99 | 14,90 | – | – | 13,15 | –4,11 | 3,94 | 350 | ГЦК, μ-фаза, β-фаза | 3,5963 |
| 3 | 19,52 | 20,32 | 20,19 | 25,38 | – | 5,94 | 8,66 | 14,07 | –12,72 | 5,49 | 410 | ГЦК | 3,5851 |
| 4 | 24,20 | 21,01 | 20,86 | 20,88 | 2,49 | 1,34 | 9,20 | 14,08 | –9,14 | 4,72 | 460 | ГЦК, β-фаза | 3,5949 |

дополнительных фаз: Mo- μ - и β -фазы, Al и Ti – упорядоченного твердого раствора типа L1₂. Микротвердость образцов возрастает по мере увеличения количества легирующих элементов, вследствие увеличения искажения кристаллической решётки и появления дисперсных выделений.

Работа выполнена в рамках Государственного задания на проведение фундаментальных исследований 0784-2020-0022.

Библиографический список

1. Yeh, J.-W., Chen, S.-K., Lin, S.-J., Gan, J.-Y., Chin, T.-S., Shun, T.-T., Tsau, C.-H. and Chang, S.-Y. (2004), Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. *Adv. Eng. Mater.*, 6: 299–303.

2. Murty B. S., Yeh J. W., Ranganathan S., Bhattacharjee P. P. *High-Entropy Alloys (Second Edition)* / ButterworthHeinemann (Elsevier), 2019, 363.

3. Yong Zhang, Yun Jun Zhou, Jun Pin Lin, Guo Liang Chen and Peter K. Liaw *Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys advanced engineering materials* 2008, 10, No. 6

4. Shun T. T., Chang L. Y., Shiu M. H. *Microstructure and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiMox alloys* // *Mater. Charact.* 2012. Т. 70. Р. 63–67.

5. Zheng F. и др. *A new strategy of tailoring strength and ductility of CoCrFeNi based high-entropy alloy* // *Mater. Sci. Eng. A.* 2020. V. 774. P. 138940.

ЩЕЛОЧНЫЕ НИОБОФОСФАТНЫЕ И НИОБОСИЛИКАТНЫЕ СТЕКЛА КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ ОПТИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Федченко М. Г., Марков В. А., Соколов И. А.

*Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. fedchenko.mg@edu.spbstu.ru*

Щелочные ниобофосфатные и ниобосиликатные стекла являются перспективным материалом для создания высококонтрастных

оптических фазовых элементов за счет локального изменения химического состава, вызванного воздействием фемтосекундного лазерного излучения [1]. В фосфатной системе такого рода изменения могут реализовываться за счет миграции слабо закрепленных в структуре стекла щелочных ионов из точки фокуса лазерного луча к краям области воздействия. В настоящей работе с использованием современных методов анализа (ИК, КР спектроскопии, РФА) исследован набор основных физико-химических свойств полученных стекол в связи с особенностями структуры, определена роль компонентов стекла в структурных изменениях, ответственных за изменение свойств после воздействия лазерного излучения.

В силикатной системе воздействие лазера может привести к кристаллизационным процессам в локальных областях, что приводит к получению композитного стеклокристаллического материала или стеклокерамики [2, 3, 4], обладающих набором уникальных физико-химических свойств.

В рамках настоящей работы синтезированы стекла систем Li_2O (Na_2O , K_2O) - SiO_2 - Nb_2O_5 , определены основные физико-химические свойства, проведены предварительные исследования кристаллизационных процессов. Показано, что в обогащенных щелочными оксидами составах кристаллизуются метаниобаты щелочных металлов (MeNbO_3), что приводит к изменению оптических, электрических и других свойств материала.

Использование лазерных технологий позволяет регулировать как размеры, так и пространственное расположение указанных кристаллических включений в объеме стекла, тем самым появляется возможность создания уникальных 3D – оптических структур.

Библиографический список

1. Маньшина, А. А. Влияние оксида ниобия (V) на структуру щелочных фосфатных стекол как материала для создания высококонтрастных фазовых элементов при помощи лазерной записи / А. А. Маньшина, В. А. Марков, И. А. Соколов // Евразийский союз ученых (ЕСУ). – 2015. – 7 (16). – 157–160.

2. Graca, M.P.F. Electrical and dielectrical properties of SiO₂-Li₂O-Nb₂O₅ glass and glass-ceramics by thermoelectric treatments / M.P.F. Graca, M. G. Ferreira da Silva, A.S.B. Sombre, M. A. Valente // Journal of non-crystalline solids. – 2006. – 352. – 5199–5204.

3. Graca, M.P.F. Study of the electric and dielectric properties of SiO₂-LiO-Nb₂O₅ sol-gel glass-ceramics / M.P.F. Graca, M. G. Ferreira da Silva, A.S.B. Sombre, M. A. Valente // Journal of non-crystalline solids. – 2006. – 352. – 1501–1505

4. Fan, C. Asymmetric orientational writing dependence on polarization and direction in Li₂O-Nb₂O₅-SiO₂ glass with femtosecond laser irradiation / C. Fan, B. Poumellec, R. Desmaecheller et al. // Applied physics B. – 177(2). – 737–747

ВЛИЯНИЕ ТИПА И КОНЦЕНТРАЦИИ ЛЕГИРУЮЩЕЙ ПРИМЕСИ НА ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ ВИСМУТАТА СТРОНЦИЯ Sr₂Bi₂O₅

**Штарев Д. С.^{1,2}, Кириченко Е. А.², Кузьмичев Е. А.²,
Штарева А. В.¹, Петрова А. Ю.³**

¹*Дальневосточный Федеральный Университет, Школа естественных наук*

²*Институт материаловедения, ХНЦ ДВО РАН*

³*Институт тектоники и геофизики им. Ю. А. Косыгина ДВО РАН*

shtarev@mail.ru

Последние десятилетия возрос интерес исследователей к изучению структуры и свойств висмутатов различных щелочно-земельных металлов: магния, кальция, стронция и бария [1–3], применительно к гетерогенному фотокатализу. Перспективность применения в этой области именно висмутатов щелочноземельных металлов обусловлена рядом факторов. Во-первых, ширина их запрещенной зоны, как правило, оказывается достаточно мала для поглощения излучения видимого оптического диапазона. Во-вторых, в ряде работ было показано [4], что данный класс полупроводниковых материалов можно выделить в отдельный класс фотоактивных материалов с нетипичной зависимостью потенциалов энергетических зон (валентной зоны и зоны проводимости)

от ширины запрещенной зоны. Эти два фактора делают возможным применение висмутатов щелочноземельных металлов для фотокаталитической минерализации органических гидро- и аэро-поллютантов, фотолиза воды, синтеза солнечного топлива за счет восстановления углекислого газа в присутствии воды, селективного восстановления ионов металлов из растворов, или прямого преобразования солнечной энергии в электрическую. Отдельно можно выделить работы по исследованию антибактериальной активности висмутатов щелочноземельных металлов [5].

Наряду с исследованием свойств чистых висмутатов щелочноземельных металлов, проводятся работы по повышению их фотокаталитической активности.

Целью представленной работы является установление степени влияния типа и концентрации легирующей примеси на оптические и фотокаталитические свойства висмутата щелочноземельного металла на примере висмутата стронция $Sr_2Bi_2O_5$. Выбор данного висмутата стронция обусловлен тем, что фотокаталитические и оптические свойства данного висмутата стронция достаточно детально исследованы; он прост в получении и имеет высокую толерантность к дефектам, что позволяет вводить в него легирующие примеси без существенных деформаций кристаллической решетки и сохранения ее фазовой однородности.

Для получения как чистого, так и легированных образцов висмутата стронция $Sr_2Bi_2O_5$ использовался твердофазный синтез, показавший свою эффективность. В качестве прекурсоров использовались тетрагидрат нитрата стронция $(Sr(NO_3)_2 \cdot 4H_2O)$ и оксиды висмута (Bi_2O_3), церия, иттрия и лантана. Фазовый состав полученных образцов контролировался методом рентгенофазового анализа. Для этого использовался порошковый дифрактометр Rigaku Miniflex II с источником $CuK\alpha$ излучения.

Влияние типа и количества легирующей примеси на оптические свойства исследовалось методом спектроскопии диффузного отражения. Для этого использовался УФ-Вид-БИК спектрофотометр Cary 5000 с внешней интегрирующей сферой DRA 2500, в качестве стандарта использовался оптически чистый сульфат бария $BaSO_4$.

Исследованиями доказано, что во всех случаях, за исключением образца $\text{Sr}_2\text{Bi}_2\text{O}_5+0.2\text{Y}$ в ходе легирования фазовая чистота образцов не ухудшается, примесных фаз не появляется. Введение легирующих примесей в структуру висмутата стронция проявляется в виде увеличения поглощения в несобственной области.

При этом при введении лантана данный эффект чуть более выражен, чем при введении цезия. Фотокаталитическая активность как чистого висмутата стронция, так и образцов висмутата стронция, легированного различными редкоземельными металлами, исследовалась по скорости разложения метиленового синего в водном растворе.

Проведенные исследования позволяют сделать следующие основные выводы.

Во-первых, предельная концентрация иттрия, которая может быть внедрена в матрицу $\text{Sr}_2\text{Bi}_2\text{O}_5$ лежит в области от 0,02 до 0,2 атомов Y на элементарную ячейку.

Во-вторых, тип легирующей примеси по-разному сказывается на изменении оптической ширины запрещенной зоны $\text{Sr}_2\text{Bi}_2\text{O}_5$. Введение Ce не влияет на оптическую ширину запрещенной зоны в отличие от Y и La.

В-третьих, определено, что введение Ce и La в определенных концентрациях в структуру $\text{Sr}_2\text{Bi}_2\text{O}_5$ увеличивает его фотокаталитическую активность.

Библиографический список

1. Liu L. Electronic, Optical, Mechanical and Lattice Dynamical Properties of MgBi_2O_6 : A First-Principles Study / L. Liu, D. Wang, Y. Zhong, C. Hu // Applied Sciences.— 2019. — Vol. 9. — Article ID1267.

2. Shtarev D. S., Kevorkyants R., Molokeev M. S., Shtareva A. V. The effect of composition on optical and photocatalytic properties of visible light response materials $\text{Bi}_{26-x}\text{Mg}_x\text{O}_{40}$. Inorganic Chemistry, 2020, Vol. 59, Issue 12, p. 8173–8183.

3. Liu Z. Efficient photoelectrochemical water splitting of $\text{CaBi}_6\text{O}_{10}$ decorated with Cu_2O and NiOOH for improved photogenerated carriers / Z. Liu, X. Wang // International Journal of Hydrogen Energy. — 2018. — Vol. 43. — Issue 29. — P. 13276–13283.

4. Yingchun Y. Preparation and photocatalytic degradation of malachite green by photocatalyst SrBi_4O_7 under visible light irradiation / Y. Yingchun, W. Xinzhi, Q. Jing // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 522–524. – P. 411–415.

5. Yang Y. Synthesis and crystal structure of $\text{Sr}_3\text{Bi}_2\text{O}_6$ and structure change in the strontium-bismuth-oxide system / Y. Yang, J. Li, Y. Yuan, F. Pan, D. Shi, C. Lin, X. Dua, J. Sun // *Dalton Transactions*. – 2018. – Vol. 47. – P. 1888–1894.

CoAl_2O_4 SPINEL GROWTH ON SiO_2 SUBSTRATES VIA ANNEALING OF MS THIN FILMS

Eremeev I. A.¹, Honcharenko D. V.², Semencha A. V.²

¹*Institute of problems of Mechanical Engineering, Saint-Petersburg, Russia*

²*Saint-Petersburg Polytechnic university, Saint-Petersburg, Russia*

iuriyermeev528@gmail.com

Spinel is the group of materials that has the chemical formula AB_2C_4 . The A and B atoms belong to tetrahedral and octahedral positions. Major elements at the A position are Li, Mn, Cd, Fe, Mg, Ca, Ba, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ge; Al, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Ga, In, Mo at the B position and O, S, Se, Te, N, F, CN at C position. Such materials are widely used in electronics, information technology, for the medical equipment, color filters, jewelry or as a catalyst [1]. CoAl_2O_4 is used for the color filters for the wavelength of about 500–600 nm to increase the visibility of vehicles and to be the pigments for paints.

There are many methods to produce CoAl_2O_4 powder such as sol-gel, low temperature combustion and others. The growth of CoAl_2O_4 thin films may be done using vapour phase epitaxial techniques as MOCVD and magnetron sputtering (MS) [2,3]. However, the information about the formation of CoAl_2O_4 using MS technique with subsequent annealing is not sufficient in the literature. The method is based on annealing of the successively deposited thin films of Al and Co on high heat resistant materials. This paper is concentrated on the CoAl_2O_4 growth on SiO_2 substrates.

The MS metallic layers are deposited successively on SiO₂ substrates. Thereafter, annealing is provided at 1100 °C in 2–195 minutes in the muffle furnace. The color of the layers is changed gradually from brown at 2 minutes to blue at 195 minutes. The change of the structure during annealing is seen from the Raman spectra (see figure 1). The presence of Co₃O₄ for less than 30 minutes of the annealing is seen from the line at 188 cm⁻¹ [4]. The line shifts to 203 cm⁻¹, which shows the substitution of the Co³⁺ with less massive Al³⁺ ions during the formation of CoAl₂O₄. It is assumed that the Si layer is emerged at the Al/SiO₂ interface, due to the presence of the broad lines at the 287 cm⁻¹ and 918 cm⁻¹ in the range 5–30 minutes. The peaks at 475 cm⁻¹ and 665 cm⁻¹ show the presence of the CoO phase. The most intensive peak at 505 cm⁻¹ disappear after the process is finished in 60 minutes.

Moreover, the annealing is provided in the Ar+O₂ atmosphere with 5 % and 0.07 % of oxygen in the temperature range from 850 to 1100 °C. The data obtained using Raman technique show the film to be the layered structure. The silicon layer is also emerged on these conditions at

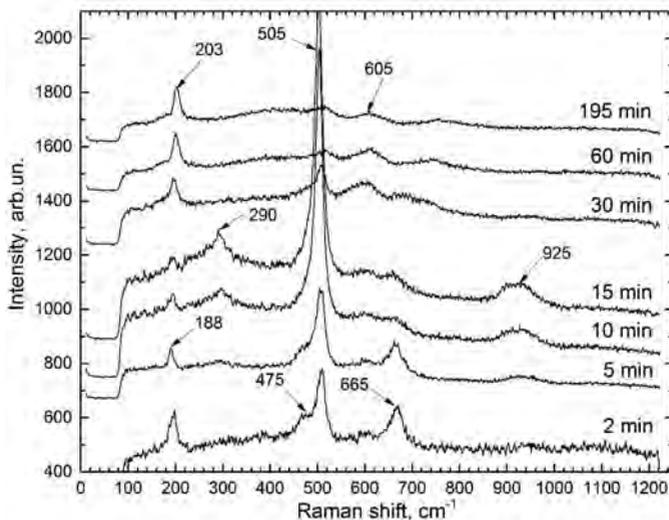


Fig. 1. Raman spectra of the SiO₂ covered with Co and Al metallic layers and annealed in 2–195 min.

the spinel/quartz interface. Micrographs of the samples show the common presence of the CoAl_2O_4 and Co_3O_4 phases.

Conclusion

The growth of the CoAl_2O_4 colored films on the SiO_2 substrates is analyzed. The results show the phase transition in the films during annealing. The common growth of CoAl_2O_4 and Co_3O_4 on the SiO_2 substrates at $850\text{ }^\circ\text{C}$ is shown. The presence of silicon layer is shown at the Al/SiO_2 interface. The results may be used to minimize the temperature and duration of the annealing procedure to obtain CoAl_2O_4 thin films on SiO_2 substrates.

The research was conducted under the financial support of the State assignment for basic research 0784-2020-0022

References

1. Zhao Q. et. al. // Chem. reviews. – 2017. – T. 117. – № 15. – C. 10121–10211.
2. Carta G. et. al. // Electrochimica acta.– 2005. – T. 50. – № 23. – C. 4592–4599.
3. Rahman A. et. al. // Surface engineering. – 2012. – T. 28. – № 8. – C. 620–626.
4. Rivas-Murias B., Salgueiriño V // J. of Raman Spectroscopy. – 2016. – T. 48. – № 6. – C. 837–841.

REPRODUCIBILITY OF PROPERTIES OF $\text{As}_x\text{Se}_{1-x}$ GLASSES ON THE SYNTHESIS TEMPERATURE

Samigullin M. E.¹, Belykh A. V.², Krylov N. I.¹,
Mikhailov M. D.^{1,2}, Semench A. V.¹

¹*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University Saint-Petersburg, Russia*

²*S. I. Vavilov's State Optical Institute, Saint-Petersburg, Russia*

samigullin18@yandex.ru

Chalcogenide glasses are widely used as optical materials for thermal vision systems thanks to their transparency in the middle and long wave IR area of spectrum. The glasses of As-Se system are transparent in IR

from 0.7 up to 17 μm . They are low melting and are used for precise molding of lenses for thermal vision [1]. When precise optical elements are made of glasses, the reproducibility of physical chemical properties is a key requirement for their application.

The objective of this study is to select the optimal conditions for the synthesis of As-Se glasses using various charge materials, supplied from different manufacturers of reagents.

For synthesis high pure arsenic and selenium were placed in silica ampoules with following evacuation and sealing. Glasses were synthesized at maximal temperatures 700 and 850 $^{\circ}\text{C}$ with quenching of melt in air. Density of glasses was measured by hydrostatic weighting method, IR transmittance spectra were recorded with the use Fourier spectrometer FSM – 1201.

The results of density measurements are presented on Figure 1. One can see, that there is a difference between density of glasses synthesized at 700 and 850 $^{\circ}\text{C}$. This difference is more sufficient than difference between glasses prepared from arsenic from two suppliers.

Our data for glasses prepared at 850 $^{\circ}\text{C}$ are in good agreement with data [2]. Taken into account that difference in density for glasses

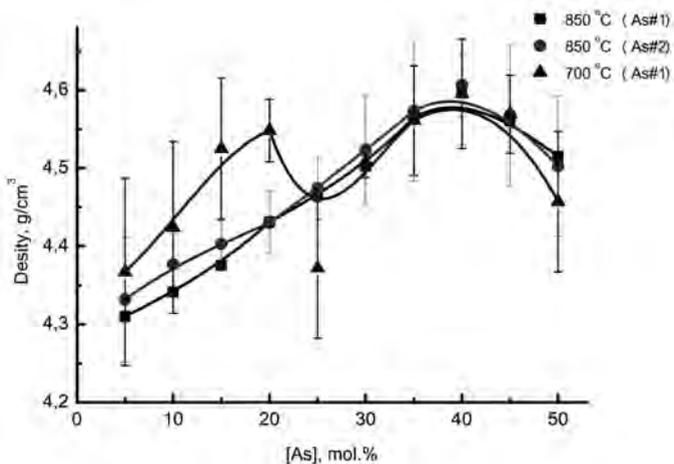


Fig. 1. Density of $\text{As}_x\text{Se}_{1-x}$ glasses

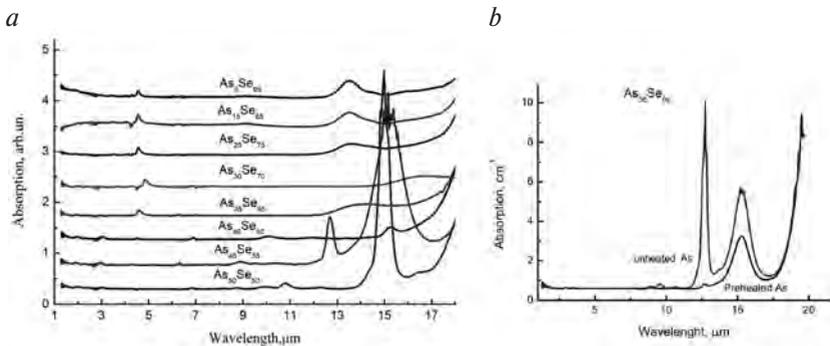


Fig. 2. Absorption spectra of As_xSe_{1-x} synthesized at 850 °C (a) and with heat treated As (b)

prepared at different temperatures is obtained for glasses enriched by selenium, we suppose that this difference is caused by the strong dependence of structure of liquid selenium on temperature.

Absorption of glasses in thermal vision area (8–12 μm) is less sensitive to the synthesis temperature. For example, Figure 2a presents absorption spectra for As_xSe_x glasses synthesized at 850 °C. Absorption bands at 9–16 μm caused by arsenic oxide impurity in form As_2O_3 , As_4O_6 , $AsSe_{2/2}O_{1/2}$. The higher is arsenic concentration in glasses the higher absorption is. It means that oxygen impurity in glasses is got to glasses together with arsenic.

In order to decrease oxygen content in glasses additional heat treatment of arsenic has been done before batch weighing. Arsenic was treated at 300 °C for 4 hrs. At this treatment in vacuum volatile arsenic oxide is vaporizes from metal surface. The results are presented on Figure 2b. One can see that preheating of arsenic is effective for improving transmittance of glasses.

Optical homogeneity of glasses synthesized at 850 °C was good enough to resolve 10 μm bars. It corresponds to typical size of photo-detector in thermal vision systems where (15 μm). Thus, the synthesis of glasses at 850 °C assures their optical quality and reproducibility of properties.

The research was conducted under the financial support of the State assignment for basic research 0784-2020-0022

References

1. A. R. Hilton, Sr. Chalcogenide Glasses for Infrared Optics. The McGraw-Hill Companies, Inc. New York et.al. 2010. 279 p.
2. G. A. Yang, B. Bureau, T. Rouxel; Y. Gueguen, O. Gulbiten, C. Roiland, E. Soignard, J. L. Yarger, J. Troles, J. C. Sangleboeuf, P. Lucas. Correlation between structure and physical properties of chalcogenide glasses in the AsxSe1-x system // Physical Review B2010, 82, (19), 195206.

СЕКЦИЯ «АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

ПЛАКИРОВАННЫЕ ПОРОШКИ СТАЛИ 12Х18Н10Т ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ПРОИЗВОДСТВ

Богданов С. П.¹, Сычёв М. М.¹, Огурцов К. А.¹,
Петров С. Н.², Кузнецов П. А.²

¹*Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет), Санкт-Петербург, Россия*

²*НИЦ «Курчатовский Институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия
BogdanovSP@mail.ru*

Развитие аддитивных производств неизбежно потребует расширения номенклатуры используемых материалов.

Для печати металлических объектов применяют мелкодисперсные металлические порошки с размером частицы от 40 до 150–200 мкм. При этом, используют нержавеющие стали (316L, 410 и т. д.), никелевые сплавы (Inconel 625, Inconel 718, ЭИ698П и т. д.), титановые сплавы (BT1-0, BT6, BT20, ТЛ3, ТЛ5 и т. д.), бронзы и металлокерамики, кобальтовые сплавы. Последние годы много работ направлено на разработку новых сплавов для 3D-печати методами селективного лазерного сплавления (SLS/SLM) и прямого лазерного выращивания ПВЛ [1–3].

Для формирования заданной структуры изделий предложено использование так порошков интерметаллидов, высокоэнтропийных сплавов, смеси порошков, так и формирование градиентных материалов, или деталей со слоистой структурой (LENS – Laser Engineered Net Shape). В настоящей работе предложен новый подход, основанный на использовании порошков типа «ядро-оболочка» – металлических сплавов, плакированных специальными металлическими и/или неметаллическими покрытиями.

В качестве объекта исследования был использован порошок стали 12X18H10T, полученный распылением расплава в среде аргона на установке ООО «СфераМ», имеющий зернистость 0–63 мкм. Способ нанесения оболочек основан на химико-термическом насыщении металлов методом йодного транспорта [4–5]. В качестве плакирующих металлов были выбраны хром, титан, никель и марганец. Сформированы покрытия в виде металлов и в виде нитридов хрома и титана. Изучена морфология поверхности, элементный и фазовый состав покрытий.

В результате работы разработаны режимы плакирования и синтезированы сферические порошки из стали 12X18H10T с покрытиями, предназначенные для использования в аддитивных производствах, в частности для селективного лазерного сплавления.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-73-30019).

Исследование выполнено на оборудовании Центра коллективного пользования «Состав, структура, свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей».

Библиографический список

1. Витязь П. А., Ильющенко А. Ф., Савич В. В. Состояние и перспективы развития порошковой металлургии в России, Украине и Беларуси // ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка : сборник трудов 12-й международного симпозиума, 7–9 апреля 2021 года, Минск, Беларусь. Ч. 1. – С. 26–80.

2. Новые материалы для аддитивных технологий / А. И. Рудской, А. А. Попович, Е. В. Борисов, Н. Г. Разумов, В. А. Попович // ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка : сборник трудов 12-й международного симпозиума, 7–9 апреля 2021 года, Минск, Беларусь. Ч. 1. – С. 90–112.

3. D. Gu. New metallic materials development by laser additive manufacturing // Laser Surface Engineering. – 2015. – P. 163–180.

4. Богданов С. П. Получение покрытий на порошках методом йодного транспорта / Физика и химия стекла. – 2011. – Т. 37, № 2. – С. 229–237.

5. Христюк Н. А., Богданов С. П. Эффект взаимного переноса железа и хрома при формировании покрытий йодным транспортом // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 1(763). – С. 37–44.

ИССЛЕДОВАНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ni/Ti

Игошин С. Д., Масайло Д. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. sergei.igoshin@gmail.com*

Никель-титановые (NiTi) сплавы способны восстанавливать исходную форму посредством фазовых превращений при нагреве, то есть обладают эффектом памяти формы (ЭПФ). Но это не единственное их применение. В общем случае сплавы NiTi обладают следующими функциональными характеристиками: сверхупругостью, демпфирующей способностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью с человеком [1]. Эти свойства делают сплавы NiTi востребованными для таких отраслей, как авиакосмическая промышленность, автомобилестроение, приборостроение, протезирование, и, судя по растущему количеству упоминаний таких сплавов в научной литературе, полный потенциал их применения в промышленности еще не раскрыт.

Из-за быстрого деформационного упрочнения и псевдоупругости сплавы NiTi плохо поддаются механическим методам

формообразования: резке, фрезерованию, токарной обработки. Также, предъявляются жесткие требования к химической чистоте сплавов для получения ЭПФ с точностью до 0,1 %, что ограничивают технологии для их получения. Методы производства, такие как литье и порошковая металлургия, имеют недостатки, связанные с необходимостью изготавливать оснастку, следовательно, трудоемкостью и ограничениями при изготовлении деталей со сложной геометрией. Поэтому, учитывая сложности при получении конечного изделия, перспективными выглядят аддитивные способы формирования деталей, так как они лишены упомянутых недостатков. Возможность создавать сплавы из нескольких компонентов в процессе выращивания заготовок – главное преимущество аддитивного метода. Синтез двухкомпонентного сплава на примере композиции NiTi является способом демонстрации этого преимущества. Значительное количество научных работ по смешиванию и синтезу многокомпонентных систем реализовано на оборудовании Прямого Лазерного Выращивания (ПЛВ). Известные преимущества ПЛВ, которые заключаются в рентабельности производства, гибкости управления химическим составом, фазовых превращений и механических свойств оптимальны для сплавов NiTi. Введение рабочих материалов прямо в зону плавления в процессе выращивания позволяет изменять соотношения химических элементов внутри треков в любой момент времени. Однако, гетерогенные микроструктуры, образование вторичных фаз и нестабильность порошкового потока являются ключевыми, но решаемыми проблемами, которые препятствуют внедрению концепции синтеза сплавов из элементных порошков [2].

Известно, что некоторые легирующие элементы (например, Cu, Nb, Zr) [3, 4] значительно влияют либо на диапазон температур фазового превращения, либо на величину обратимой или восстанавливаемой деформации. Точно предсказать влияние трех и более компонентных систем на характеристики ЭПФ, на основе теоретических знаний без экспериментального подтверждения сложно.

Эксперименты по выращиванию образца нитинола в эквивалентном соотношении из порошковой смеси никеля и титана

в масс.% 55 Ni-45Ti направлен на изучение гетерегенности химического состава в сечении толстостенного/многослойного образца. Основной задачей исследования являлось определение наличие или отсутствие отклонения химического состава от слоя к слою, а также механических свойств путем измерением микротвердости. Отличительной чертой толстостенных образцов от тонкостенных связано с несколькими факторами. Первое, это переплавление и предыдущего нижнего слоя и соседнего трека (единичный проход наплавочной головы в одну сторону) при перекрытии новым треком, что приводит к диффузии элементов из переплавленного материала. Второе, более сложные процессы термоциклирования и увеличенное аккумулялирование тепла в массиве металла, а следовательно увеличенное время охлаждения при прочих равных условиях. Третье, при выращивании тонкостенного образца поверхности наплавленного металла контактируют с рабочей средой, в которой содержится кислород, который имеет большое сродство с титаном. В итоге, на поверхности образуются тонкие оксидные пленки. При перекрытии предыдущих треков эти пленки в виде оксидных фаз могут оставаться в объеме материала. Проведенная работа направлена для уточнения вышеупомянутых факторов в процессе ПЛВ сплава системы Ni/Ti.

Библиографический список

1. Moghaddam N. S. et al. Three Dimensional Printing of Stiffness-tuned, Nitinol Skeletal Fixation Hardware with an Example of Mandibular Segmental Defect Repair // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 49. – P. 45–50.
2. Masaylo D. et al. Effect of process parameters on defects in large scale components manufactured by direct laser deposition // *Mater. Today Proc.* – 2020. – Vol. 30. – P. 665–671.
3. Gallardo Fuentes J. M., Gümpel P., Strittmatter J. Phase Change Behavior of Nitinol Shape Memory Alloys // *Adv. Eng. Mater.* – 2002. – Vol. 4, № 7. – P. 437–452.
4. Skhosane B. S., Tlotleng M., Pityana S. L. Effects of niobium (Nb) on mechanical properties of laser coated Nitinol (NiTi) used for surface modification of Ti6Al4V alloy // *MRS Adv.* – 2020. – Vol. 5, № 23–24. – P. 1235–1244.

МЕТОДЫ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В ТЕХНОЛОГИЯХ ПРОИЗВОДСТВА ТИТАНОВЫХ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ И ДЕНТАЛЬНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Ильющенко А. Ф., Савич В. В., Тарайкович А. М., Голодок Р. П.

*Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа,
НАН Б, Минск, Беларусь. savich.vadim@gmail.com*

С начала 90-х годов XX века 100 % дентальных имплантатов, около 40 % пластин и винтов для остеосинтеза, до 80 % эндопротезов тазобедренных и до 60 % коленных суставов (за исключением пары трения) производятся по всему миру из сплавов на основе титана [1].

Поскольку преимуществом технологий порошковой металлургии является возможность получения заготовок форма и размеры которых приближены к форме и размерам готовых изделий либо готовых изделий в окончательном виде, это преимущество используется и при производстве имплантатов [2, 3]. Еще одно преимущество порошковой металлургии – возможность формировать пористые структуры имплантатов либо пористые покрытия на поверхности имплантатов. Вростание костных тканей в поры имплантата идет непрерывно, что приводит к образованию в конечном итоге трехмерной решетки, заполняющей полностью или частично объем порового пространства [3–5].

Для замещения крупных дефектов кости могут использоваться ячеистые керамические материалы на основе оксида алюминия и оксида циркония. Рядом авторов предложено использовать для изготовления имплантатов высокопористый ячеистый материал с различными типами структур, полученный методами порошковой металлургии, так как этот материал в отличие от компактного титана имеет структуру, подобную структуре кости [3, 4].

Одна из главных проблем применения металлических имплантатов в ортопедической хирургии – несоответствие модуля упругости кости и имплантата [5] – модуль Юнга металлических

материалов в 10–20 раз выше, чем у костной ткани, что затрудняет реконструкцию дефекта. Одним из способов смягчить проблему является снижение модуля упругости материала имплантата. Для этого ряд авторов предлагают использовать титановый сплав с повышенным содержанием азота, который при пористости 29 % имеет модуль упругости сходный с модулем упругости кости – около 20 ГПа [3]. Варьируя содержанием легирующих элементов в порошковой шихте на основе титана удалось добиться выдающегося результата – плотные (пористость до 0,3–0,5 %) образцы сплава состава Ti-30Nb-10Ta-5Zr имеет наиболее низкий модуль упругости не только по сравнению с известными титановыми сплавами, но и другими металлическими материалами – 66,9 ГПа [5].

Технология MIM (metal powder injection molding) позволила освоить массовый выпуск недорогих деталей имплантатов нового поколения – корпуса искусственных клапанов сердца, детали «брэкет»-систем коррекции зубов, режущих элементов и захватов эндоскопов и т. п., имеющих сложную форму и точные размеры [5].

Технология HIP (hot isostatic pressing) используется для получения высокоплотных и прочных заготовок керамических головок эндопротезов тазобедренного сустава, заготовок металлических деталей ортопедических и дентальных имплантатов из сплавов новых поколений – безникелевых аустенитных сталей с повышенным содержанием азота, титановых сплавов, не содержащих ванадий и др. полученных как методами порошковой металлургии, так и литья. Однако основное применение технология HIP по-прежнему находит в постобработке (доуплотнении) литых заготовок имплантатов из сплавов CoCrMo, коммерчески чистого Ti и титановых сплавов, коррозионно-стойких аустенитных сталей и порошковых заготовок полученных традиционными методами MIM, а также технологиями AM (additive manufacturing) [5].

Технологии AM с использованием порошков биосовместимых металлов и сплавов (технология SLS – selective laser sintering и технология SLM – selective laser melting) совершили революцию в производстве имплантатов на рубеже 20 и 21 века. Технология AM

применяется широко для получения индивидуальных имплантов, обладающих достаточной механической прочностью, биосовместимостью и замещающих значительные фрагменты костей черепа, челюсти, таза и т. п.

Традиционные технологии порошковой металлургии позволили создать новые титановые сплавы с пониженным модулем Юнга, наиболее близким к костным тканям, а также получать пористые цельные имплантаты и пористые покрытия, размеры пор и пористость которых оптимизированы для врастания и полноценного функционирования в них вновь образованных костных тканей и, тем самым, надежной и прочной фиксации имплантатов.

Библиографический список

1. Savich, V. Powder Metallurgy Technology in Production of Medical Implants. Why? // Proceedings of Euro PM2005 Powder Metallurgy Congress & Exhibition. Prague, 2–5 October 2005. – Vol.1. – P. 537–543.

2. Савич В. В. Разработка технологии изготовления и конструкции безцементного тотального эндопротеза тазобедренного сустава системы SLPS (Self Locking Porous System) // I Sympozium Inzynieria Ortopedyczna i Protetyczna – IOP'97. – Bialystok, 23–24 czerwca 1997. – S.515–525.

3. Savich, V. Peculiarities of construction of a porous structure of implants from titanium powder for replacement of bone defects // Proceedings of Euro PM2007 Powder Metallurgy Congress & Exhibition. Toulouse, 15–17 October 2007. – Vol. 1. – P.399–404.

4. Возможности и перспективы использования технологий порошковой металлургии, модифицирования поверхности и нанесения защитных покрытий в изделиях медицинской техники / Ильюшенко А. Ф., Савич В. В. // 50 лет порошковой металлургии Беларуси. История, достижения, перспективы / ред. кол.: А. Ф. Ильюшенко [и др.]. – Минск : ГНПО ПМ, 2010. – Глава 23. – С. 541–582.

5. Савич В. В. Порошковая металлургия в дентальных и ортопедических имплантатах // Актуальные проблемы порошкового материаловедения: материалы международной научно-технической конференции, посвященной 85-летию со дня рождения академика В. Н. Анциферова (Пермь, 26–28 ноября 2018 г.) / под ред. А. А. Ташкинова. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2018. – С. 176–189

РАЗРАБОТКА СПЛАВА НА ОСНОВЕ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ ДЛЯ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА ТЕПЛОАГРУЖЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ТУРБИН

Капланский Ю. Ю., Левашов Е. А., Башкиров Е. А.,
Коротичский А. В., Бычкова М. Я.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», г. Москва, Россия. ukaplanscky@mail.ru*

Легкие дисперсионно-твердеющие сплавы на основе моноалюминид никеля NiAl считаются перспективными материалами для теплонагруженных деталей газотурбинных двигателей следующего поколения. Применение этих сплавов позволит повысить удельную мощность турбины, снизить расход топлива и выбросы в атмосферу парниковых газов. Тем не менее, промышленное освоение данного класса жаропрочных материалов ограничено критически низкой для лезвийной обработки пластичностью матричной фазы в литых заготовках. Нивелировать низкие технологические свойства интерметаллических сплавов возможно, используя технологии аддитивного производства конечных изделий, в частности селективное лазерное сплавление (СЛС) сферических порошков дисперсностью 10–50 мкм.

В настоящей работе изучено влияние легирующих добавок (X) на фазовый состав, структуру, сопротивление упругой, пластической деформации и энергию активации высокотемпературной ползучести (Q) сплавов в системе NiAl-Cr-Co- X . Легирование позволило модифицировать структуру вблизи границ зерен, связать элементы внедрения в дополнительные соединения. Особое внимание уделено идентификации упрочняющих выделений термостабильных нанофаз Лавеса, Гейслера и карбидов.

Исследуемые сплавы получали в виде порошков дисперсностью 10–55 мкм по разработанной авторами технологии, включающей: механическое активирование (МА) реакционной смеси из элементных порошков, брикетирование, синтез сплавов в волне горения (СВС), измельчение и классификацию продуктов

синтеза. Гранулометрический состав порошков имел одномодальное распределение со средним размером частиц 35 ± 4 мкм. По мере увеличения содержания молибдена в сплаве наблюдалось заметное улучшение текучести с 43 до 30 секунд, что обусловлено усилением гравитации частиц порошка. Насыпная плотность составляла порядка 3 г/см^3 . Пикнометрическая плотность изменялась от 6.295 до 6.498 г/см^3 в зависимости от содержания молибдена. Полученные порошки консолидировали методом горячего изостатического прессования (ГИП) и проводили оценку структуры и свойств сплавов варьированного состава. Механические испытания на сжатие проводили на цилиндрических образцах при $900 \text{ }^\circ\text{C}$ и скорости деформации $d\varepsilon/dt = 0,001 \text{ с}^{-1}$. Тонкая структура изучалась методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения. Компактные образцы исследуемых сплавов имели однородную структуру зерен NiAl размером $0,5\text{--}2$ мкм. Легирование молибденом привело к образованию в структуре сплавов отдельных зерен (Cr, Mo) размером $3\text{--}5$ мкм. Вдоль границ зерен были обнаружены частицы термостабильных соединений: HfO_2 , $(\text{Hf}_x\text{Nb}_y)\text{C}$ (ГЦК: $a = 4,685\text{--}4,762 \text{ \AA}$) и Cr_2Nb (ГПУ: $a = 4,286 \text{ \AA}$ и $c = 15,567 \text{ \AA}$) размером не более 2 мкм. В объеме зерен обнаружены упрочняющие частицы Cr_2Nb и Co_2Nb (ГЦК: $a = 6,972 \text{ \AA}$), Ni_2AlHf и $\text{Al}_{2,5}\text{NbNi}_{0,5}$ (ОЦК: $a = 4.056 \text{ \AA}$) размером менее 500 нм , а также когерентные выделения избыточной фазы $\alpha\text{-Cr}$ или $(\text{Cr}_{0,8}\text{Mo}_{0,2})$ диаметром менее 20 нм . Обнаруженные фазы будут способствовать повышению высокотемпературной прочности и сопротивления ползучести. Необходимо отметить заметное снижение доли термостабильных соединений на основе гафния и ниобия в результате их растворения в зернах (Cr, Mo). Это может привести к снижению высокотемпературной прочности.

По результатам высокотемпературных испытаний на осадку молибденсодержащие сплавы показали недостаточную пластичность ($\leq 13 \%$) предположительно из-за высоких внутренних напряжений после ГИП, вызванных разницей в теплофизических свойствах между зернами NiAl и (Cr, Mo), что исключает возможность их использование в качестве конструкционных материалов для теплонагруженных деталей турбин.

Одновременное выделение упрочняющих фаз Лавеса Cr₂Nb, Co₂Nb, Гейслера Ni₂AlHf и карбидов (Hf_xNb_y)C обеспечило рекордный уровень свойств сплава оптимального состава при T = 900 °C: $\sigma_b = 615 \pm 9$ МПа, $\sigma_{0,2} = 488 \pm 7$ МПа, $\varepsilon = 62 \pm 1,4$ %, Q = = 775 кДж/моль. По сопротивлению деформации новый сплав значительно превосходит созданный ранее сплав CompoNiAl-M5-3 состава NiAl-12Cr-6Co-0,25Hf при той же температуре ($\sigma_b = = 368 \pm 13$ МПа, $\sigma_{0,2} = 315 \pm 14$ МПа, Q = 380 кДж/моль).

Порошок нового сплава подвергали обработке в потоке термической плазмы. Найдены оптимальные параметры плазменной сфероидизации, обеспечивающие степень сферичности порядка 98 %. Полученные порошки обладали характерной сферической морфологией с бимодальным распределением частиц по размерам, обусловленное коагуляцией частиц фракции 25–40 мкм во время плазменной сфероидизации. Средний размер частиц при D90 = 57±2 мкм составил 34±1 мкм. Текучесть и насыпная плотность были улучшены до 21±1 с и 3,7±0,1 г/см³ за счет высокой степени сферичности и отсутствия сателлитов. Полученные порошки прошли апробацию в технологии СЛС модельных образцов для выбора оптимальных режимов построения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект 19-79-10226).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ CL50WS, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Каясова А. О., Левашов Е. А.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», г. Москва, Россия. levashov@shs.misis.ru*

Применение конструкционных материалов с улучшенными удельными прочностными характеристиками позволит изготавливать перспективные изделия специального назначения. Метод

селективного лазерного сплавления (СЛС) являются одним из многообещающих способов получения сложнопрофильных деталей. Перспективными материалами для СЛС являются мартенситно-стареющие стали с высокими показателями прочности и пластичности, коррозионной стойкости и износостойкости. Особые свойства данный класс сталей приобретает в результате образования мартенсита замещения с дисперсным упрочнением. Работа посвящена изучению влияния термической постобработки (ТО) на структуру и свойства образцов мартенситно-стареющей стали марки CL50WS (аналог ЧС 4), полученной по технологии СЛС. Изучены особенности твердорастворных структурно-фазовых превращений в зависимости от режимов ТО. На установке Concept Laser M2 Cusing (Германия) получены образцы в положении 0° относительно плиты построения в среде азота. Подогрев плиты построения проводился до температуры 200°C , после чего образцы подвергались ТО в интервале температур от 480°C до 920°C . Для анализа влияния ТО на прочностные характеристики (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) проведены испытания на разрыв. По результатам испытаний найдены оптимальные режимы ТО и получены образцы с высокими показателями прочности $\sigma_B = 169,1$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 155,3$ кгс/мм² и пластичности $\delta = 9,3$ %, $\psi = 23$ %. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что в результате ТО в структуре стали, помимо α -Fe, γ -Fe, присутствуют выделения упрочняющей фазы NiTi₂, идентификацию которой также подтвердили *in situ* исследования методом просвечивающей электронной микроскопии. Благодаря интерметаллидной фазе сталь приобретает повышенные прочностные характеристики, требуемые для производства ответственных узлов и деталей высоконагруженных дисков турбомашин.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект 0718-2020-0034).

МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ СИСТЕМЫ РЕГИСТРАЦИИ ДВИЖЕНИЯ ИНДЕНТОРА ПРИ КОНТРОЛЕ МАТЕРИАЛОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ ПО АДДИТИВНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ, С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Колганов О. А., Федоров А. В., Лукьянов Г. Н.

Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет ИТМО, Россия. kolganoff2014@yandex.ru

В настоящее время изделия, выполненные по аддитивным технологиям, находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности. Технология аддитивного производства строится на изготовлении изделия путем послойного добавления материала, что позволяет выполнять сложнопрофильные изделия, которые невозможно получить традиционной обработкой. Одним из достоинств изготовления деталей данными технологиями является снижение затрат на изготовление деталей. В настоящее время изделия, выполненные по аддитивным технологиям, внедряются в различных отраслях мировой промышленности. Например, при производстве деталей сложнопрофильной формы путём послойного добавления материала при малейшем отклонении режима технологического процесса склонны, как к изменению структуры материала, так и к изменению его механических свойств. Для обеспечения высокого качества изделия как в процессе изготовления, так и в процессе его эксплуатации необходим достоверный контроль механических свойств материалов.

На сегодняшний день измерение твердости материалов является одним из основных видом механических испытаний. Для решения данной задачи широкое применение нашли различные методы испытаний (по Бринеллю, по Виккерсу, по Роквеллу и др.), с одной стороны, можно отнести к неразрушающим методам контроля, с другой стороны, также предполагают использование стандартных образцов-свидетелей и стационарного

оборудования [4, 5]. В настоящее время при решении задач твердометрии все более широкое применение находят косвенные методы, например по Шору или по Либу, предполагающие использование портативных приборов. Однако, для перехода от значений твердости к значениям других физико-механических характеристик материалов, например, пределам прочности и текучести, необходимо использовать эмпирические зависимости, вид которых зависит не только от типа материала, но и его структуры и многих других факторов.

На сегодняшний день одним из методов неразрушающего контроля физико-механических свойств материалов обладающим достаточно большой универсальностью является метод динамического индентирования (ДИ). Развитие вычислительных средств и электронной элементной базы позволяет создавать портативные измерительные приборы ДИ, которые не уступают по точности стационарным приборам инструментального индентирования. Существенный вклад в развитие метода ДИ внесли такие ученые, как Рудницкий В. А., Крень А. П., Рабцевич А. В. и др. [1, 2, 3]. Однако, следует отметить, что большинство исследований в области данного метода сосредоточено на решении вопросов перехода от значений характеристик ударного контактного взаимодействия индентора с испытываемым материалом, а именно массива данных, позволяющих построить диаграмму зависимости контактного усилия от глубины внедрения индентора, к значениям конкретных механических характеристик. При этом вопросы, связанные с повышением точности и достоверности получения первичной измерительной информации, не получили должной проработки.

Целью данной работы является повышение точности и достоверности получения первичной измерительной информации при реализации метода динамического индентирования. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

– выполнить моделирование системы регистрации движения индентора;

– произвести оптимизацию параметров системы регистрации движения индентора;

– выполнить анализ полученных результатов моделирования.

В данной работе представлены результаты моделирования системы регистрации движения индентора в инженерной среде Comsol Multiphysics, предназначенной для инженерного анализа методом конечных элементов. Рассматривается оптимизация системы регистрации параметров движения индентора. Результатом работы является определение и обоснование параметров системы регистрации первичной информации датчиком для прибора динамического индентирования.

Библиографический список

1. Рудницкий, В. А. Метод динамического индентирования для оценки механических характеристик металлических материалов / В. А. Рудницкий, А. В. Рабцевич // Дефектоскопия. – 1997. – № 4. – С. 79–86.

2. Крень А. П., Рудницкий В. А., Зинкевич Н. В. Моделирование ударного контакта индентора с нежесткими стальными конструкциями при измерении твердости // Известия национальной академии наук Беларуси. Серия Физико-технических наук. – 2017. – № 4. – С. 38–45.

3. Крень А. П. Контроль физико-математических свойств и трещиностойкости неметаллических конструкционных материалов методами индентирования : автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук: специальность 05.11.13 / Государственное научное учреждение «Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси».

4. ГОСТ 9013-59 (ИСО 65908-86) Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу.

5. ГОСТ 9012-59. Металлы. Метод измерения твердости по Бригеллю.

6. ГОСТ 8.969-2019 (ИСО 16859-1:2015) Государственная система обеспечения единства измерений (ГСИ). Металлы и сплавы. Определение твердости по шкалам Либа. Часть 1. Метод измерений.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БИМОДАЛЬНЫХ НАНОПОРОШКОВ ПСЕВДОСПЛАВОВ В ФИДСТОКАХ ДЛЯ НУЖД АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Криницын М. Г.^{1,2,3}, Первиков А. В.^{1,2},
Торопков Н. Е.^{1,3}, Лернер М. И.^{1,2}

¹*Томский государственный университет, Томск, Россия*

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

³*Томский политехнический университет, Томск, Россия*

krinmax@gmail.com

Активное развитие аддитивных технологий ведет к возникновению жесткой конкуренции на рынке, которая неизбежно приводит к созданию новых и усовершенствованию старых технологий аддитивного производства. Несмотря на огромный прорыв, совершенный в сфере аддитивных технологий за последние годы многими фирмами, остается еще много нерешенных фундаментальных вопросов, решение которых позволит продолжить развивать аддитивные технологии.

Одним из наиболее востребованных направлений аддитивных технологий является аддитивное формирование металлических изделий. Существующие технологии, основанные на высокоэнергетических пучках, дороги и сложны, а номенклатура используемых материалов в таких технологиях остается достаточно узкой.

В настоящей работе рассматриваются фундаментальные вопросы получения высоконаполненных фидстоков – металло-полимерных гранул, которые используются в аддитивной технологии FDM. Принтеры, работающие по такой технологии, наиболее распространены на рынке и доступны для рядового пользователя. Фидстоки, получаемые авторами работы, отличаются от существующих решений по трем ключевым параметрам – во-первых, фидстоки являются высоконаполненными (до 98 вес.%); во-вторых, фидстоки обладают высокой текучестью в расплавленном состоянии, что повышает качество и точность изготовления изделий; в-третьих, фидстоки позволяют получать изделия сложной

формы из наноструктурных псевдосплавов, формирование которых другими способами затруднено.

В работе приведены исследования биметаллических нанопорошков, полученных электровзрывом проволоки. Полученные порошки являются бимодальными, то есть присутствуют как порошки микронного размера (единицы-десятки микрометров), так и нанопорошки. Такой фракционный состав обеспечивает наилучшую текучесть фидстоков, что подтверждается экспериментально. Приведены результаты исследования порошков и фидстоков с применением средств микроскопии, результаты исследования распределения частиц порошка по размерам, а также реологические свойства полученных фидстоков.

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ РОЛИКОВ МНЛЗ ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Кудряшов А. Е.¹, Макаров А. В.², Владимиров А. А.²,
Баранов М. А.³, Левашов Е. А.¹

¹*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», г. Москва, Россия*

²*Старооскольский технологический институт им. А. А. Угарова (филиал)
НИТУ «МИСиС», г. Старый Оскол, Россия*

³*ООО «АСМ Группа», г. Череповец, Россия
aekudr@yandex.ru*

Разработка и промышленная реализация технологии непрерывного литья металлов является одним из наиболее крупных достижений XX века. Разливка стали на машинах непрерывной разливки заготовок (МНЛЗ) позволяет автоматизировать производство, получать слитки с высокими свойствами, повысить производительность и улучшить условия труда. Одним из уязвимых мест МНЛЗ является ресурс роликов, подвергающихся в процессе эксплуатации интенсивному износу, тепловому воздействию

и коррозии. Для упрочнения/восстановления роликов широко применяется электродуговая наплавка.

Целью настоящей работы являлись разработка перспективных наплавочных материалов, проведение комплекса исследований структуры, состава и свойств наплавленных слоев, а также апробирование разработанных материалов на производстве.

В качестве базовой, для изготовления экспериментальных составов порошковых проволок для наплавки образцов была выбрана проволока АСМ 4603 SA (ООО «АСМ Группа»). В качестве модифицирующих тугоплавких компонентов использовали порошки карбида вольфрама и порошки гексагонального нитрида бора. Экспериментальную шихту готовили в смесителе «Турбула» С 2.0. Порошковые проволоки изготавливали по действующему на ООО «АСМ Группа» технологическому процессу. Диаметр порошковых проволок составлял 2,4 мм, коэффициент заполнения $\sim 32\%$. Наплавку опытных образцов проводили под флюсом АН-20С на установке УСН 60-550/1400 SAW. Твердость образцов с наплавленными слоями измеряли по методу Роквелла на твердомере ТР 5006. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) образцов проводили на дифрактометре ДРОН-4 с использованием монохроматического Со-К α излучения (длина волны 1.79021 Å). Микроструктуру наплавленных слоев исследовали на оптическом микроскопе «Neophot-32» и сканирующем электронном микроскопе «Hitachi S-3400N». Трибологические свойства образцов оценивали на высокотемпературной машине трения «High-temperature Tribometer» («CSM Instruments») по схеме pin-on-disk. Температура эксперимента составляла 500 °С. Условия испытаний и расчет приведенного износа приведены в работе [1]. Профиль дорожки износа исследовали на оптическом профилеометре «Veeco WYKONT NT 1100».

Результаты измерения твердости наплавленных слоев приведены в таблице 1. Установлено, что увеличение содержания добавки WC в шихте АСМ 4603 SA с 3 % до 12 % способствует росту твердости наплавленных слоев с 48,9 HRC до 55,1 HRC. Максимальная твердость установлена у образца, наплавленного проволокой АСМ 5-57,1 HRC.

Таблица 1

Свойства наплавленных слоев

| № | Образец | Состав порошковой проволоки | Твердость, HRC | Коэффициент трения средний, К тр ср | Приведенный износ W, 10^{-6} мм ³ ·Н ⁻¹ ·м ⁻¹ |
|---|---------|----------------------------------|-------------------|---|---|
| 1 | АСМ 1 | АСМ 4603 SA + 3 % WC | 48,9 | 0,54 | 64,5 |
| 2 | АСМ 2 | АСМ 4603 SA + 6 % WC | 51,9 | 0,52 | 69,3 |
| 3 | АСМ 3 | АСМ 4603 SA + 9 % WC | 53,4 | 0,49 | 90,0 |
| 4 | АСМ 4 | АСМ 4603 SA + 12 % WC | 55,1 | 0,49 | 105,5 |
| 5 | АСМ 5 | АСМ 4603 SA + 6 % WC + 0,1 % BNr | 57,1 | 0,52 | 98,1 |

РФА обнаружено, что во всех наплавленных слоях наблюдаются твердые растворы на основе α -Fe и γ -Fe. Максимальное количество твердого раствора на основе α -Fe 84 % обнаружено в наплавленном слое АСМ 5.

Структура наплавленных слоев состоит из двух областей. Области, занимающие большую площадь, по-видимому, являются твердым раствором на основе α -Fe (мартенситом), а области с меньшей площадью – аустенитом.

Выявлено, что значения $K_{тр\text{ ср}}$ образцов с наплавленными слоями находятся в относительно узком диапазоне 0,49–0,54 (таблица 1). Минимальным $K_{тр\text{ ср}}$, характеризуются образцы АСМ 3 и АСМ 4, содержащие максимальное количество WC.

Наплавленные экспериментальными проволоками слои характеризуются более низким износом (таблица 1), по сравнению с образцом, наплавленным проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС ($292,5 \times 10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$).

Порошковой проволокой АСМ 5 (АСМ 4603 SA + 6 % WC + 0,1 % BNr) была наплавлена экспериментальная партия из 4 роликов. Проведенными испытаниями в условиях АО «Оскольский электрометаллургический комбинат им. А. А. Угарова» установлено, что износ экспериментальных роликов (за 11 месяцев испытаний) был в три раза ниже износа роликов, наплавленных по действующему технологическому процессу проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС.

Библиографический список

1. Макаров А. В. Применение наплавочных материалов, модифицированных тугоплавкими компонентами, для восстановления роликов машин непрерывного литья заготовок [Текст] / Макаров А. В., Кудряшов А. Е., Владимиров А. А., Титова А. П. // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2019. – № 8 (81). – С. 41–48.

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ К КОНТАКТНОМУ НАГРУЖЕНИЮ ТОНКОПЛЕНОЧНОГО АЛМАЗОПОДОБНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Лежнин Н. В.¹, Макаров А. В.¹, Кузнецов В. П.^{1,2},
Владимиров А. Б.¹, Скорынина П. А.³

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

²*Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*

³*Институт машиноведения, УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
nlezhnin@bk.ru

Образцы подложки для осаждения многослойных покрытий получали методом селективного лазерного сплавления из порошка мартенситной нержавеющей стали РН1 (химический состав, масс. %: 0,05 С; 14,72 Cr; 4,69 Ni; 4,08 Cu; 0,83 Mn; 0,41 Si; 0,13 Mo; 0,22 Nb; остальное Fe). В качестве постобработки, в первом случае, применялась типичная термическая обработка: закалка в масло от 1040 °С с отжигом при 480 °С в течение 4 часов и охлаждением на воздухе (ТО), а затем чистовое фрезерование поверхности (ЧФ). Во втором случае, помимо ТО и ЧФ, выполнялись химико-термическая обработка с последующей поверхностной деформационной обработкой.

Нанокompозитные пленки получали совместным осаждением титана и углерода дуговым и импульсным распылением мишени. Многослойные покрытия состояли из сорока пар слоев TiC и чистого углерода толщиной 20–25 нм, что позволило получить общую толщину порядка 2 мкм [1]. При этом титановую мишень распыляли дуговым способом при постоянном токе дугового источника, а графитовую – импульсно-дуговым при частоте прохождения импульсов ($f = 10$ Гц). Напыление углерода при такой частоте позволило получить слои TiC с атомным содержанием титана и углерода примерно 20 и 80 атомных процентов, соответственно.

Характер разрушения покрытия и критическую нагрузку оценивали при царапании с линейным увеличением нормальной нагрузки 2,5 мН/с до 1000 мН [2]. Нагружение/ разгрузку при индентировании выполняли со скоростью 25 мН/с до максимальной нагрузки 2500 мН. Для проведения испытаний использовался конический индентор с радиусом заточки алмазного наконечника 25 мкм.

Покрытие, нанесенное на подложку после термической обработки, демонстрирует первые признаки разрушения при нагрузке на индентор L_{c1} порядка 320 мН. Дугообразные поперечные микротрещины, ориентированные в направлении движения индентора, характерны для случая прогиба и вдавливания твердого покрытия на мягкой подложке [3]. При дальнейшем повышении нагрузки наблюдается постепенный переход от покрытия к основе, что можно объяснить послойным разрушением до момента внедрения движущегося индентора в подложку, которое происходит при нагрузке L_{c2} порядка 440 мН.

Индентирование алмазным наконечником показало результаты аналогичные полученным при царапании. Для покрытия на мягкой подложке характерна существенная пластическая деформация. При общей глубине индентирования около 4 мкм, остаточная глубина отпечатка составляет порядка 3 мкм, что значительно превышает толщину нанесенного покрытия. На начальном участке кривой нагружения наблюдается последовательность небольших плато, в диапазоне нагрузок до 750 мН. Наличие плато указывает на образование трещин в покрытии по мере увеличения нагрузки [1].

В случае нанесения покрытия на подложку после предварительной упрочняющей обработки при достижении критической нагрузки наблюдаются сколы небольшой площади, преимущественно, находящиеся внутри трека. Такой тип разрушения характерен для случаев выгибания покрытия перед движущимся индентором, приводящему к отделению частиц от подложки [3]. Образование сколов указывает на развитие разрушения по границе покрытия с основой, однако, первые признаки разруше-

ния обнаруживаются при нагрузке на индентор L_c около 920 мН. Общая глубина индентирования алмазным наконечником достигает порядка 2 мкм, при этом остаточная глубина отпечатка составляет всего около 0,6 мкм. Диаграмма индентирования характеризуется значительным упругим восстановлением. На кривой индентирования не наблюдаются плато, вызванные образованием микротрещин.

Представленные результаты указывают на возможность существенного повышения (до 3 раз) стойкости тонкопленочного композитного покрытия к контактному нагружению за счет предварительного поверхностного упрочнения подложки из конструкционной стали, сформированной аддитивной лазерной технологией.

Авторы выражают благодарность А. Г. Меркушеву и В. А. Сирому за участие в подготовке исследования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-48-660065) и Свердловской области, а также в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6.

Библиографический список

1. Рубштейн, А. П. Особенности эрозионного изнашивания покрытий со структурообразующей парой « $Ti_{1-x}C_x$ –алмазоподобный углерод» ($X = 0.2, 0.8$) / А. П. Рубштейн, А. Б. Владимиров, С. А. Плотников // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121. – № 12. – С. 1307–1314.
2. Improving the Scratch Test Properties of Plasma-Nitrided Stainless Austenitic Steel by Preliminary Nanostructuring Frictional Treatment / N. V. Lezhnin, A. V. Makarov, N. V. Gavrilov, A. L. Osintseva, R. A. Savrai // AIP Conference Proceedings. – 2018. – V. 2053. – P. 40050–40054.
3. Bull, S. J. Failure modes in scratch adhesion testing / S. J. Bull // Surface and Coatings Technology. – 1991. – V. 50. – Is. 1. – P. 25–32

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ПОДОГРЕВА ПОДЛОЖКИ НА IN-SITU СИНТЕЗ СИСТЕМЫ Fe/Ni/Cr/W МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Масайло Д. В., Игошин С. Д., Попович А. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. dmasaylo@gmail.com*

Основным трендом развития промышленности в развитых странах является переход на цифровые технологии производства. К таким технологиям в первую очередь относятся аддитивные методы изготовления. Основным преимуществом от их внедрения заключается в возможности сократить количество промежуточных операций при получении конечного изделия, тем самым существенно снизить затраты на производство. Прямое лазерное выращивание (ПЛВ) уже довольно известная технология, которая зарекомендовала себя высокой скоростью синтеза, практически неограниченными габаритами и геометрической сложностью изделий. Относительная простота конструкции оборудования для ПЛВ (по сравнению с селективным лазерным плавлением), позволяет производить дополнительное воздействие на изделие в момент выращивания, которое положительно влияет на его относительную плотность, либо на кристаллическую структуру. Например, к таким воздействиям можно отнести предварительный подогрев подложки и ультразвук.

Традиционно, в аддитивных технологиях используют порошки уже сложнелегированных сплавов. Но смеси из элементарных порошков, возможно, могут быть самым дешевым сырьем для получения сплавов (рис. 1, а). Основным вопросом является степень однородности конечного сплава и стабильность химического состава по объему. В тоже время, еще одним преимуществом технологии ПЛВ является возможно изменения соотношения исходных элементарных порошков непосредственно в момент выращивания. Так, например, известна работа [1] в которой про-

демонстрирована возможно создания градиентного материала (с изменяющимся химическим составом) из системы Fe-Cr-Ni.

Еще одной отличительной особенностью аддитивных технологий является структура полученного материала. Из-за тонких слоев (для ПЛВ это примерно 0,5–1 мм) наплавляемого металла скорость его кристаллизации крайне высока. В связи с этим, обычно, в образцах наблюдается литая дендритная структура [2]. Влияние на вид дендритной структуры оказывают различные скорости и направление охлаждения в процессе кристаллизации ванны расплава. Поэтому, по границам каждого трека (единичный проход наплавочной головы в одну сторону) формируются направленные дендриты первого порядка из-за высоких скоростей теплоотвода. Ближе к середине трека наблюдается структура из дендритов второго и третьего порядка. Также присутствует высокая анизотропия свойств в продольном и поперечных направлениях, вызванная суммарным эффектом направленной кристаллизации каждого трека.

В современном мире к новым материалам предъявляют высокие требования по управляемости и предсказуемости эксплуатационных свойств. Контролируемое изменение свойств материала с помощью дополнительного легирования самый очевидный метод, но он имеет ограничения в технологиях наплавки и не всегда экономически целесообразен. Большое содержание элементов: Cr, Mo, W, V, C – понижают свариваемость изделий в результате чего образуются треки с дефектам, пористость и растрескивание [3]. Известны методы влияния на структуру из классических технологий металлообработки – это ультразвуковое воздействие (УЗ) и подогрев подложки которые призваны для снижения анизотропии свойств. Прямой ввод УЗ (рис. 1, б) приводит к множеству нелинейных эффектов, включая акустическое течение и кавитацию. Благодаря этим эффектам УЗ может уменьшить пористость, сформировать микроструктуру более однородной. Подогрев подложки увеличивает время кристаллизации сплава, что может повышать химическую и структурную однородность.

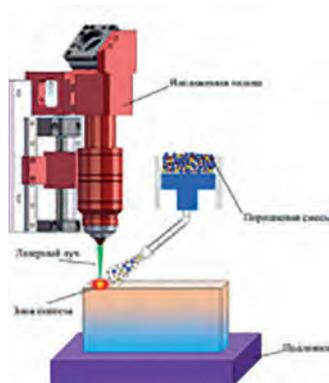
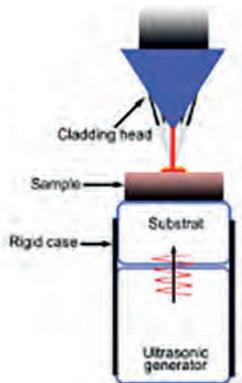
a*б*

Рис. 1. Схемы процесса ПЛВ in-situ синтез
элементных порошков ультразвуковая модификация

Таким образом, в работе изучены свойства синтезированного сплава из системы элементарных порошков Fe/Ni/Cr/W методом ПЛВ с УЗ, а также при подогреве подложки в процессе выращивания.

Исследование выполнено за счет средств гранта РНФ, проект № 19-79-30002.

Библиографический список

1. Li W. et al. Directed energy depositing a new Fe-Cr-Ni alloy with gradually changing composition with elemental powder mixes and particle size' effect in fabrication process // J. Mater. Process. Technol. Elsevier Ltd. – 2018. – Vol. 255. – P. 96–104.
2. Parimi L. L. et al. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718 // Mater. Charact. – 2014. – Vol. 89. – P. 102–111.
3. Richards N. L., Chaturvedi M. C. Effect of minor elements on weldability of nickel base superalloys // Int. Mater. Rev. – 2000. – Vol. 45, № 3. – P. 109–129.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Махорин В. В., Оленин М. И., Каштанов А. Д., Романов О. Н.

*НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Россия. nprk6@crism.ru*

Введение. На сегодняшний день высокохромистые стали мартенситного класса применяются в качестве материала элементов оборудования и сосудов давления тепловой и атомной энергетики [1, 2], а также силовых деталей газотурбинных двигателей. Одним из недостатков данных сталей является риск образования повышенной доли δ -феррита в фазовом составе, снижающего механические и вязкопластические свойства как при повышенных, так и при пониженных температурах. В работах [3, 4] было установлено снижение содержания δ -феррита в стали мартенситного класса марки 07X16N4Б может быть достигнуто благодаря проведению гомогенизирующего отжига. Однако до настоящего времени аналогичных исследований для сталей мартенситного класса, полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС), не было проведено.

Цель работы. Выявление влияния гомогенизирующего отжига высокопрочной высокохромистой стали мартенситного класса, полученной методом СЛС, на устранение δ -феррита, а также стабилизацию структуры и свойств данной стали.

Материалы и оборудование. Заготовки диаметром $\varnothing 7$ мм из высокохромистой стали мартенситного класса марки 07X15N5Д4Б, изготовленные методом СЛС, были подвергнуты термической обработки в электрической печи марки СНЗ 6.12.4/12 М1. Определение механических свойств выполнялось на 5-тикратных стандартных образцах.

Результаты. В результате металлографических исследований обнаружено, что сталь марки 07X15H5Д4Б, полученная методом СЛС и последующего старения по известному режиму [5] при температуре 480 °С с выдержкой 4 ч имеет ячеистую структуру (рис. 1), а также повышенное содержания δ-феррита (около 5 %).

Металлографическое исследование образцов после 8-ми часового гомогенизирующего отжига, закалки и старения показало, что данная технология позволяет полностью удалить δ-феррит

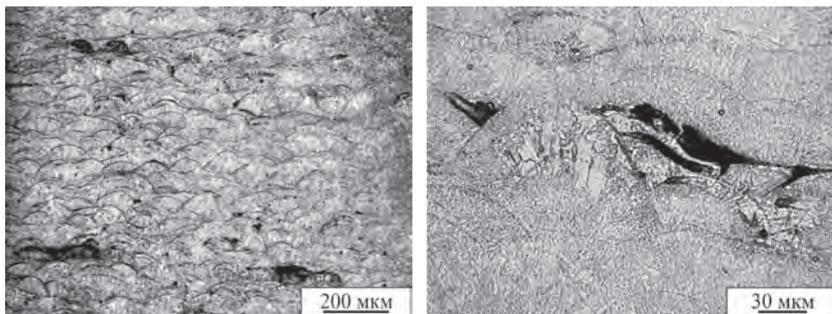


Рис. 1. Ячеистая структура после СЛС высокохромистой стали мартенситного класса марки 07X15H5Д4Б и старения при температуре 480 °С с выдержкой 4 ч. Содержание δ-феррита – 5 %

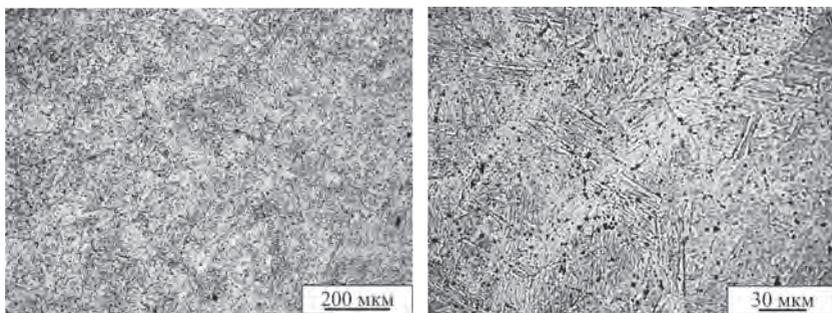


Рис. 2. Микроструктура стали мартенситного класса марки 07X15H5Д4Б после СЛС и предложенного режима термической обработки, обеспечивающего устранение ячеистой структуры и растворение δ-феррита. Содержание δ-феррита – 0 %

(рис. 2), устранить ячеистую структуру и обеспечить ее стабилизацию, как в продольном, так и в поперечном направлениях.

Кроме того, предложенный режим термической обработки обеспечил более стабильные значения механических свойств и увеличение условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$). Аналогично влиянию гомогенизирующего отжига на сталь мартенситного класса марки 07X16H4Б [3, 4], приводящему к уменьшению количества δ -феррита и увеличению количества высокоотпущенного мартенсита и как, следствие, увеличению $\sigma_{0,2}$ на 13 %, на высокохромистой стали мартенситного класса марки 07X15H5Д4Б за счет устранения δ -феррита также наблюдается прирост $\sigma_{0,2}$ на 19 % при незначительном снижении пластических свойств.

Вывод. Режим гомогенизирующего отжига с целью снижения содержания δ -феррита, стабилизации свойств и повышения условного предела текучести, может быть применен для сталей мартенситного класса, имеющих различный химический состав и полученных как традиционными металлургическими методами, так и методом СЛС.

Библиографический список

1. Бескоровайный Н. М., Калинин Б. А., Платонов П. А., Чернов И. И. Конструкционные материалы ядерных реакторов : учебник для вузов. — М. : Энергоатомиздат, 1995. — 704 с.

2. Азбукин В. Г., Горынин В. И., Павлов В. Н. Перспективные коррозионно-стойкие материалы для оборудования и трубопроводов АЭС. — СПб. : ЦНИИ КМ «Прометей», 1997. — 118 с.

3. Патент РФ № 2388833. Способ термической обработки высокопрочной коррозионно-стойкой стали мартенситного класса / Оленин М. И., Бережко Б. И., Горынин В. И., Павлов В. Н., Быковский Н. Г., Осипова И. С. Опубликовано 10.05.2010. Бюл. № 13.

4. Оленин М. И., Павлов В. Н., Быковский Н. Г., Башаева Е. Н., Гусельникова Т. М. Влияние гомогенизации на хладостойкость высокопрочных коррозионно-стойких сталей // Вопросы материаловедения. — 2009. — № 2(58). — С. 33–37.

5. Липпольд Д., Котеки Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей сталей / Пер. с англ. ; под ред. Н. А. Соснина, А. М. Левченко. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2011. — 467 с.

ЭЛЕКТРОИСКРОВАЯ ОБРАБОТКА ЛЕГКОПЛАВКИМИ ЭЛЕКТРОДАМИ НА ОСНОВЕ Al-Si И Al-Ca АДДИТИВНЫХ СПЛАВОВ ЭП741НП И ВТ6

Муканов С. К., Кудряшов А. Е., Васина М. А.,
Петржик М. И., Левашов Е. А.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», г. Москва, Россия. aekudr@yandex.ru*

Повышенная шероховатость поверхности, присущая сплавам, выращенным методами аддитивных технологий (АТ), оказывает ключевое влияние на их функциональные свойства. Одной из эффективных технологий постобработки, позволяющей получать контролируемый и воспроизводимый рельеф аддитивных поверхностей, является электроискровая обработка (ЭИО). К ее достоинствам относятся упрочнение и высокая адгезия формируемых поверхностных слоев, отсутствие нагрева обрабатываемых материалов, возможность локальной обработки крупногабаритных деталей без дополнительной защиты необрабатываемых поверхностей, относительная простота, мобильность и экологичность.

Выглаживание поверхностей аддитивных сплавов в процессе ЭИО легкоплавкими электродами проходит при локальном растекании расплава. Поверхностные слои формируются с высокой сплошностью и низкой шероховатостью, а в случае образования интерметаллидов проходит их упрочнение [1, 2]. Однако для обеспечения образования жидкотекучего расплава с высокой реакционной способностью необходим разумный подбор пар материалов «электрод-подложка» и режимов ЭИО.

Целью настоящей работы является опробование легкоплавких электродов на основе Al-Si и Al-Ca для электроискровой обработки образцов, выращенных методами АТ, а также изучение структуры, состава и свойств модифицированных слоев.

Плоские поверхности образцов на основе никеля ЭП741НП ($Ra = 14,49$ мкм) и титана ВТ6 ($Ra = 36,30$ мкм), выращенные методами селективного лазерного сплавления (СЛС) и селективного электро-лучевого сплавления (СЭЛС), соответственно, под-

вергали ЭИО используя легкоплавкие электроды (масс.%) Al-9Si; Al-12Si; Al-6Ca-0,6Si; Al-7Ca-1Mn.

На основе зависимостей суммарной эрозии анода $\Sigma\Delta A$ и суммарного привеса катода $\Sigma\Delta K$ от длительности обработки никелевых образцов ЭП741НП для каждого электрода была оценена скорость формирования модифицированных слоев. Во всех случаях максимальный прирост наблюдался в течение 3...5 минут обработки образцов площадью 1 см².

Установлено, что ЭИО с применением легкоплавких электродов приводит к существенному снижению шероховатости поверхности Ra (в 2,5 раза для ЭП741НП и в 13 раз для ВТ6) за счет оплавления выступов образцов и образования химически активного жидкотекучего расплава из элементов подложки и электрода, заполняющего поверхностные поры. За счет активного диффузионного перемешивания компонентов электродов в поверхностном слое образуются алюминиды никеля (NiAl, Ni₃Al) и титана (TiAl, TiAl₃, Ti₅Al₁₁, Ti₃Al₅).

Образование алюминидов титана в поверхностном слое ВТ6 увеличивает износостойкость в 13 раз и твердость в 1,5 раза. Формирование модифицированных слоев на никелевом сплаве ЭП741НП приводит к увеличению износостойкости (обратной величине приведенного износа) в 2 раза (рисунок 1) и снижению скорости окисления в 16 раз ($t = 1000\text{ }^\circ\text{C}$) [3].

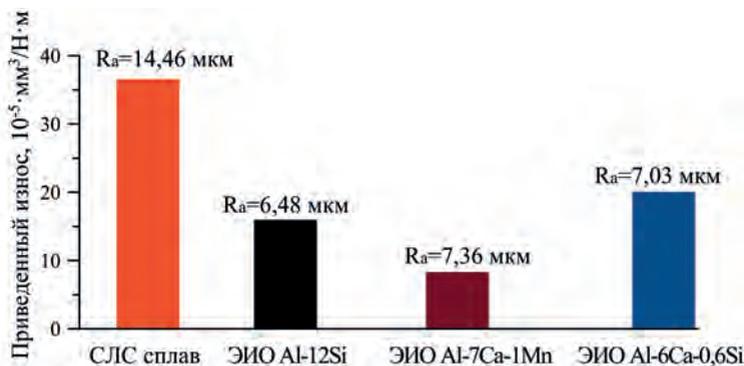


Рис. 1. Приведенный износ СЛС образца ЭП741НП до и после ЭИО легкоплавкими электродами

Таким образом, электроискровая обработка легкоплавкими электродами позволяет снизить шероховатость поверхности аддитивных изделий и повысить их эксплуатационные свойства.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 19-58-18022) в части улучшения качества поверхностей, полученных с помощью аддитивных технологий, а также при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (проект № 0718-2020-0034) в части микроскопии структурно-фазовых превращений.

Библиографический список

1. 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.

2. Муканов С. К., А. Е. Кудряшов, Петржик М. И. Модифицирование поверхности титанового сплава ВТ6, полученного аддитивными технологиями, путем реакционной электроискровой обработки // Физика и химия обработки материалов. – 2021. – № 3. – С. 30–39.

3. Муканов С. К. Реакционная электроискровая обработка для поверхностного упрочнения и выглаживания аддитивных поверхностей никелевых и титановых изделий : автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук (05.16.06) / Муканов Самат Куандыкович ; Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС». – Москва, 2021. – 21 с.

УПРАВЛЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРОЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ МНОГОКРАТНОГО ЛАЗЕРНОГО СКАНИРОВАНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПОДОГРЕВА ПОДЛОЖКИ

Полозов И. А., Суфияров В. Ш., Стариков К. А., Попович А. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. polozov_ia@spbstu.ru*

Орторомбические титановые сплавы (орто-сплавы) на базе интерметаллидного соединения Ti_2AlNb являются перспективными

материалами для замены никелевых жаропрочных сплавов вследствие их высокой удельной прочности, жаропрочности и жаростойкости при максимальных рабочих температурах 650–700 °С [1, 2]. Вследствие плохой обрабатываемости резанием этих сплавов и ограничений по геометрии конечных изделий актуальным является применение аддитивных технологий, в частности, метода селективного лазерного плавления (СЛП). Для получения изделий из орто-сплава без дефектов в виде трещин необходимо использовать высокотемпературный подогрев подложки в процессе СЛП [3]. При этом микроструктура и свойства сплава существенно зависят от используемой температуры и параметров СЛП. В данной работе с целью локального управления микроструктурой орто-сплава были применены стратегии сканирования с различным количеством повторных проходов лазера для каждого слоя. Показано, что с помощью дополнительного лазерного сканирования возможно изменение морфологии и объемной доли орторомбической фазы в материале (рисунок 1) и получение микроструктуры и свойств орто-сплава близким к сплаву, изготовленному при более высокой температуре подогрева подложки

Дополнительно проведены исследования по возможности получения орто-сплава с переменной структурой в виде градиентного изменения объемной доли интерметаллидной фазы вдоль направления выращивания, когда при изготовлении различных

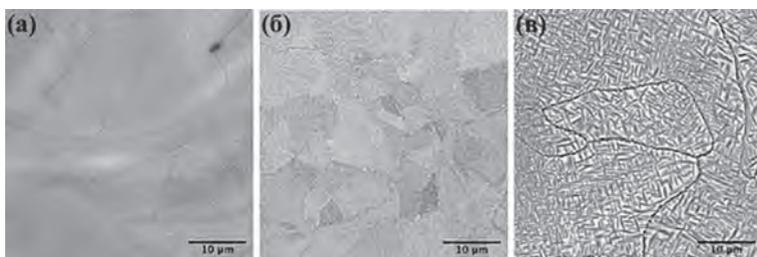


Рис. 1. Микроструктура орто-сплава, изготовленного методом СЛП с использованием (а) одинарного сканирования, (б) дополнительного 10-кратного сканирования каждого третьего слоя и (в) дополнительного 10-кратного сканирования каждого слоя

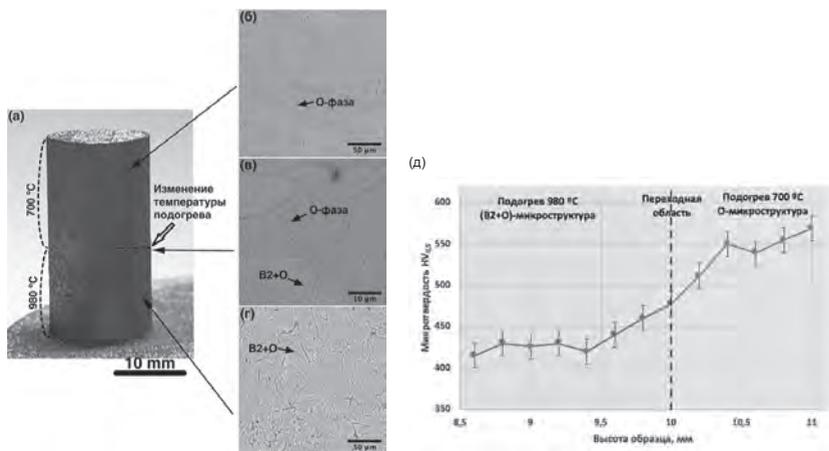


Рис. 2. (а) Фотография образца из орторомбического сплава с градиентной микроструктурой и изображения микроструктуры в (б) верхней, (в) средней и (г) нижней частях образца. (д) Изменение микротвердости вдоль высоты образца с градиентной микроструктурой

участков образцов орто-сплава в процессе СЛП были использованы разные температуры подогрева подложки (рисунок 2).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 18-13-00111, <https://rscf.ru/project/18-13-00111/>.

Библиографический список

1. Lütjering G., Williams J. C. Titanium // Edition SPRINGER. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007. Vol. second edi. 1–442 с.
2. Chen W. и др. Development of Ti₂AlNb Alloys: Opportunities and Challenges // Adv. Mater. Process. – 2014. – Vol. 172, № 5. – С. 23–27.
3. Polozov I. и др. 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 powders // Addit. Manuf. – 2020.

НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ И АДДИТИВНОЙ НАПЛАВКИ ХЛАДОСТОЙКИХ И КРИОГЕННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Рудской А. И., Паршин С. Г.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. a.rudskoy@spbstu.ru*

Введение

Арктические сварные конструкции из высокопрочных хладостойких сталей и криогенных сплавов эксплуатируются в условиях низких температур, часто в водородосодержащих и агрессивных средах. Свариваемость сталей и сплавов осложняется из-за роста зерна, водородного охрупчивания, появления холодных и горячих трещин, снижения ударной вязкости. Аддитивная дуговая наплавка проволоками также затрудняется из-за чувствительности сталей и сплавов к термическому циклу и из-за проблем металлургической свариваемости. Перспективным направлением исследований в области свариваемости является металлургия сварки и создание наноконпозиционных сварочных материалов с редкоземельными модификаторами микроструктуры.

Целью исследований являлось улучшение механических свойств и микроструктуры наплавленного металла путем разработки электродных сварочных проволок с электрохимическими композиционными покрытиями с нанодисперсными частицами фторида и борида лантана для сварки и наплавки высокопрочных хладостойких и криогенных сталей и сплавов.

Методика исследований

Для дуговой сварки использовали сталь X70 API, 10XCHD, 316L. Для изготовления наноконпозиционных проволок использовали проволоки Union X96, G3Si1, S2Mo, 316L, AlMg5Mn1Ti, CuCr0,7 на поверхность которых наносили композиционные электрохимические покрытия толщиной 2–5 мкм из медной и никелевой

матрицы и нанодисперсных частиц LaF_3 и LaB_6 размером менее 0,5 мкм. Для сварки и наплавки использовали робот Comau Smart NC-16-1,65 с источником Fronius TransPuls Synergic 4000 СМТ. Для испытаний применяли машину Tinius Olsen Model 602, маятниковый копр РН450, твердомер EMCOTEST DuraScan-20, спектрометр Bruker Q4 TАСMAN, микроскопы Reichert-Jung Me F3A, Zeiss Axiovert 200 MAT, SEM TESCAN MIRA 3, Bruker D8 Advance.

Результаты исследований

Применение нанокпозиционных проволок с РЗМ при сварке высокопрочных сталей X70 API, 09Г2С, 10ХСНД, S960QL, криогенной стали 316L приводит к увеличению содержания тугоплавких соединений La_2O_3 , LaO_2 , LaS до 0,0035 масс.% и уменьшает содержание SiO_2 , SiO, MnO, MnS до 0,001–0,002 масс.%. В результате измельчения перлитной, бейнитной и аустенитной микроструктуры средний размер зерна и ширина межзеренных границ уменьшается в 1,3–3,3 раза. Применение композиционных проволок при сварке сталей 09Г2С, 10ХСНД позволило измельчить микроструктуру, увеличить предел текучести на 8–10 % и ударную вязкость сварных швов на 9–64 %. Применение проволок с композиционным покрытием с частицами LaF_3 , LaB_6 при сварке бейнитно-мартенситной стали S960QL позволило увеличить ударную вязкость шва KCV_{-40} в 1,2–1,4 раза и при сварке бейнитной стали X70 API в 1,17–1,6 раза.

Улучшение теплофизических свойств плазмы и капельного перехода при плавлении проволок G3Si1, 316L, AlMg5Mn1Ti и CuCr0.7 с нанокпозиционными покрытиями при введении LaF_3 , LaB_6 позволило получить технологический и металлургический эффект при аддитивной наплавке изделий сложной формы с применением проволок. Этот эффект уменьшил количество неметаллических включений в наплавленном металле, увеличил точность геометрии изделий в 2 раза, уменьшил толщину слоя наплавленного металла в 1,25–2 раза, измельчил микроструктуру наплавленного металла.

Выводы

1. Для сварки высокопрочных хладостойких и криогенных сталей и сплавов разработали прогрессивные наноконпозиционные электродные сварочные материалы с нанодисперсными частицами фторидов и боридов РЗМ, которые улучшили хладостойкость, свариваемость и микроструктуру сварных соединений.

2. Для аддитивной наплавки хладостойких и криогенных сталей и сплавов разработали наноконпозиционные сварочные материалы, которые улучшили теплофизические свойства плазмы и капельный перенос металла, увеличили точность геометрических размеров изделий, уменьшили толщину стенки изделий, измельчили микроструктуру наплавленного металла и уменьшили количество неметаллических включений в наплавленном металле.

АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВЫСОКОЭФФЕКТИВНОЙ КЕРАМИКИ

Сгонов Н. М.

ООО «ЭНЕРГОАВАНГАРД», Москва, Россия. sgonov@eav.su

Темпы внедрения аддитивных технологий на отечественные предприятия увеличиваются с каждым годом, а сами технологии становятся все более изученными и понятными. В основном это относится к изготовлению изделий из металла и пластика. Однако про аддитивное производство изделий из керамики мало кому известно в России, несмотря на то, что это направление активно развивается за рубежом и пользуется большим спросом.

Основной целью доклада является ознакомление с технологией LCM (Lithography-based Ceramic Manufacturing) – производством изделий из керамики методом послойного синтеза, а также возможными сферами ее применения.

Процесс изготовления заключается в следующем: САD-модель изделия в специальном программном обеспечении разрезается на 2D-слои и отправляется в систему послойного синтеза.



Рис. 1. Принципиальная схема LCM-технологии: 1) платформа построения; 2) ванна с суспензией; 3) оптическая система; 4) LED-проектор [1]

С помощью системы подачи материала керамическая суспензия (смесь керамического порошка и связующего на основе фотополимера) поступает в ванну, где равномерно распределяется по поверхности с помощью рекоутера. Далее платформа построения опускается в ванну до полного соприкосновения. Снизу находится проектор ультрафиолетового излучения, который выборочно засвечивает сечение САD-модели до момента фотополимеризации суспензии. Затем платформа поднимается, суспензия заново разравнивается

с помощью рекоутера, платформа построения опускается и процесс повторяется до полного выращивания изделия.

Полученная «green-модель» в дальнейшем проходит традиционные этапы постобработки: дебайдинг (удаление связующего) и спекание для уплотнения керамических частиц и получения требуемых характеристик конечно изделия.

Суспензия представляет из себя сметанообразную консистенцию, которая состоит из керамического порошка и связующего (фотополимера). Материалы имеют широкий спектр материалов, в суспензиях используются те же порошки, что и в традиционных методах формообразования, возможны разработки специальных материалов под требования Заказчика.

Керамические изделия находят себя во многих отраслях таких, как космическая промышленность, электроника, военно-промышленный комплекс, атомная и ядерная промышленность, авиационное, режущий инструмент, медицина и стоматология.

Основными преимуществами данной технологии является получение изделий со сложной геометрией, которые либо невоз-

можно в принципе, либо связано с большими временными и финансовыми затратами. Речь идет о сетчатых структурах, внутренних каналах и отверстиях до 0.50 мм, тонких стенках до 0.10 мм, элементов сложной конфигурации, а также достижение высокой точности изготовления изделий [2]. При этом нет необходимости изготавливать дорогостоящую оснастку, что значительно снижает себестоимость продукции. В итоге время на проведение НИР и НИОКР сокращается в разы, что позволяет выводить на рынок инновационную конкурентоспособную продукцию в кратчайшие сроки.

Библиографический список

1. Johannes Homa. A Novel Additive Manufacturing Technology for High-Performance Ceramics, 2014.

2. М. К. Романов, Л. И. Журавлева. Анализ технологической и экономической целесообразности применения аддитивных технологий при изготовлении керамических деталей // Стекло и керамика. – 2019. – № 9.

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА: ФОРМИРОВАНИЕ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН И ЭВОЛЮЦИЯ ТЕКСТУРЫ

Стариков К. А.¹, Борисов Е. В.¹, Орлов А. В.¹,
Попович В. А.^{1,2}, Попович А. А.¹

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

²*Faculty of Mechanical, Maritime, and Materials Engineering, Delft University
of Technology (TU Delft), Mekelweg 2, 2628 CD, Delft, The Netherlands
evgenii.borisov@icloud.com*

В настоящее время необходимость повышения характеристик двигателей летательных аппаратов крайне актуальна. В горячей части двигателей наиболее востребованным материалом являются никелевые сплавы. Для использования в зоне жаровой трубы,

а также в горячей части турбины необходимо использовать сплавы с высоким содержанием интерметаллической фазы. Такие детали в основном изготавливают при помощи литья и фрезеровки. Однако бурное развитие аддитивных технологий открыло новые возможности для конструкторов в части свободы выбора конфигурации элементов газотурбинных двигателей. За счёт этого возможна оптимизация потоков газов в двигателе, снижение массы деталей, особенно подвижных. За счёт улучшения процессов сгорания топлива возможно снижение потребления топлива и объёмов вредных выбросов.

Технология селективного лазерного плавления (СЛП) – одна из технологий аддитивного производства. Суть данной технологии заключается в изготовлении деталей из металлических порошков посредством сплавления их с использованием лазерного луча [1, 2]. В настоящее время эта технология уже внедрена во многие технологические цепочки в медицинской, авиакосмической и других отраслях. В основном благодаря возможности изготовления сложнопрофильных изделий без необходимости подготовки и содержания дорогостоящей оснастки. В технологии СЛП в качестве исходного материала может быть использовано большое количество разнообразных сплавов. Однако, жаропрочные никелевые сплавы с большим содержанием интерметаллидной фазы имеют гораздо более низкую свариваемость, что приводит к образованию дефектов при попытке получения качественной продукции методом СЛП из-за значительных градиентов температуры при лазерном нагреве [3].

Были проведены исследования процесса СЛП жаропрочного никелевого сплава с высоким подогревом рабочей платформы для предотвращения образования дефектов, установлены зависимости количества дефектов от параметров процесса и причины их возникновения. Установлены диапазоны рабочих параметров для получения направленной структуры. Выявлено, что размеры и количество макродефектов зависят от междuosного расстояния ячеек γ . Разработаны технологические параметры процесса селек-

тивного лазерного плавления, позволяющие изготавливать образцы с сильной текстурой без макродефектов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект No19-79-30002)

Библиографический список

1. Popovich A. A. et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment // Key Engineering Materials. – Trans Tech Publications Ltd, 2015. – Т. 651. – С. 665–670.
2. Borisov E. V. et al. Selective laser melting of Inconel 718 under high laser power // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Т. 30. – С. 784–788.
3. Borisov E. et al. Cracks formation in nickel-based single crystal alloy manufactured by selective laser melting // Proceedings of the 29th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings (METAL 2020). – TANGER Ltd., 2020.

СИНТЕЗ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА TiC/INCONEL718 СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ

Суфияров В. Ш., Кантюков А. Д., Попович А. А., Сотов А. В.

*Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. kantyukov.artem@mail.ru*

Металломатричные композиты (ММК) представляют собой материалы, состоящие как минимум из двух химически и физически различных материалов для обеспечения свойств, не достижимых в любом из материалов по отдельности. Одним из широко используемых жаропрочных сплавов в аэрокосмической и нефтегазовой промышленности является Inconel 718 (IN718) [1]. Улучшение эксплуатационных характеристик ММК на основе никелевых сплавов, особенно в условиях высоких температур, возможно путем добавления в металлическую матрицу керамических частиц, таких как Al_2O_3 , SiC, TiC и др. В частности, карбид титана TiC имеет высокую твердость, коррозионную и химическую

стойкость, высокое сопротивление деформации при повышенных температурах. Кроме того, керамические частицы TiC обладают высокой смачиваемостью расплавленным Ni и его сплавами [2], а также стабильностью при тепловом воздействии за счет высокой температуры плавления равной 3160 °С [3].

Существующие традиционные технологии получения ММК требуют больших затрат на изготовление вспомогательной оснастки, а также приводят к существенным ограничениям геометрии изготавливаемых деталей. Применение современных методов производства изделий из ММК, например технологий аддитивного производства, и, в частности, селективное лазерное плавление (СЛП), позволяет изготавливать изделия со сложной геометрией, а высокие скорости кристаллизации в процессе послойного синтеза приводят к появлению неравновесных фаз с заданной микроструктурой и механическими свойствами [4].

В данной работе представлены результаты исследований влияния основных параметров процесса СЛП, а также режимов термической обработки на микроструктуру ММК TiC/IN718 и его механические свойства при повышенных температурах.

Исходным материалом при изготовлении ММК в качестве матрицы был использован порошок сплава IN718. В качестве порошка для дисперсного упрочнения использовался наноразмерный порошок карбид титана TiC (< 200 нм). Для исследования проводилось смешивание порошков состава 1 масс. % TiC/IN718. На рис. 1 показано распределение наночастиц TiC на частицах порошка металлической матрицы сплава IN718 после перемешивания с помощью гравитационного смесителя.

При отработке технологии СЛП было установлено, что наименьшее значение пористости (0,14 %) для порошковой смеси 1 масс. % TiC/IN718 достигается при использовании набора параметров с объемной плотностью энергии 65,48 Дж/мм³. С данными технологическими параметрами были изготовлены заготовки, проведена их термическая обработка, выточены образцы для испытаний на разрыв. Результаты исследования механических

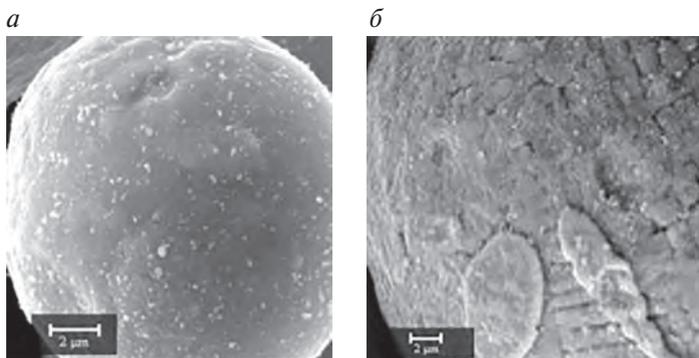


Рис. 1. СЭМ изображения порошковой смеси 1 мас.% TiC/IN718 при разных увеличениях

свойств образцов ММК, изготовленных методом СЛП, сведены в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства ММК при различных температурах испытаний

| Температура испытаний | Предел прочности, МПа | Предел текучести, МПа | Отн. удлинение, % |
|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-------------------|
| комн. температура | 1388–1411 | 1191–1280 | 3–5 |
| 800 °С | 673–691 | 615–651 | 18–25 |
| 1000 °С | 115–137 | 113–128 | 15–18 |

Измерения твердости синтезированных ММК показали, что твердость в среднем на 17–20 % выше, чем у IN718, полученного методом СЛП [5].

По результатам выполненных работ установлена возможность синтеза металломатричного композиционного материала системы TiC/IN718 методом перемешивания порошковых материалов и селективного лазерного плавления, испытания на растяжения показали, что добавление 1 масс.% TiC позволяет повысить прочностные характеристики материала на 8–10 %, но в тоже время наблюдается снижение пластических характеристик.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации программы Научного центра мирового уровня по направлению «Передовые цифровые технологии» СПбПУ (соглашение от 17.11.2020 № 075-15-2020-934).

Библиографический список

1. Shi Q. et al. Effects of laser processing parameters on thermal behavior and melting/solidification mechanism during selective laser melting of TiC/Inconel 718 composites // Opt. Laser Technol. – 2016. – Vol. 84. – P. 9–22.
2. Zhang H. et al. Anisotropic corrosion resistance of TiC reinforced Ni-based composites fabricated by selective laser melting // J. Mater. Sci. Technol. – 2019. – Vol. 35, № 6. – P. 1128–1136.
3. Hsu T.-H. et al. Effect of Carbide Inoculants Additions in IN718 Fabricated by Selective Laser Melting Process. – 2020. – P. 982–989.
4. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of TiC/Inconel 718 bulk-form nanocomposites: Densification, microstructure, and performance // J. Mater. Res. – 2014. – Vol. 29, № 17. – P. 1960–1969.
5. Lu Y. et al. Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy // Opt. Laser Technol. – 2015. – Vol. 75. – P. 197–206.

СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ СЕЛЕНА МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ РАСТВОРИТЕЛЯХ

Филиппов М. А.¹, Кочемировская С. В.¹, Тверьянович Ю. С.²

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

²*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
filippov.mic@gmail.com*

Интерес к селену связан в первую очередь с тем, что он обладает сочетанием многих функциональных свойств, например, высокой фотопроводимостью, хорошими пьезоэлектрическими и термоэлектрическими свойствами [1, 2]. Кроме того, селен

является химически активным материалом и может вступать в различные химические реакции, что делает его удобным для синтеза перспективных полупроводниковых соединений, в частности, Ag_2Se и CdSe , CuInSe_2 [3] для солнечной энергетики. Использование селена в виде коллоидного раствора позволяет существенно расширить область его применения

Абляция селена проводилась с помощью Nd-YAG лазера с частотой следования импульсов – 50 Гц, энергия импульса – 10мДж, длительность 15 нс, длина волны – 1064 нм.

Проведенные взвешивания показали (Таблица 1), что в среднем за 10 минут процесса аблирования получается от 2 до 9 мг коллоидных частиц селена.

Таблица 1

Свойства жидких сред, использованных для получения коллоидных растворов селена и результаты лазерной абляции

| Растворитель | Теплоемкость, кал/г·°C (при 20 °C) | Теплопроводность, кал/см·с·°C (при 20 °C) | Вязкость, мПа·с (при 20 °C) | Время абляции, мин. | Потеря веса мишени, мг |
|----------------------|------------------------------------|---|-----------------------------|---------------------|------------------------|
| Вода | 0,999 | $1,4310 \cdot 10^{-3}$ | 1,002 | 10 | 9 |
| Этанол | 0,572 | $0,3995 \cdot 10^{-3}$ | 1,200 | 10 | 7 |
| ТЭГ | 0,525 | $0,5500 \cdot 10^{-3}$ | 47,8 | 10 | 3 |
| ПЭГ-400 | – | – | 110 | 10 | 2 |
| ПЭГ-400 + 1%ПЭГ-1500 | – | – | >110 | 10 | 2 |

Как видно из таблицы 1 эффективность абляции уменьшается в указанном выше ряду жидких сред. Отвод продуктов абляции из фокальной точки затрудняется с увеличением вязкости среды. Это дает основание предположить, что снижение эффективности абляции обусловлено потерей энергии лазерного излучения на продуктах абляции. Кроме того, изменение указанных свойств ведет к более значительному и более продолжительному прогреву среды вблизи точки абляции и, как следствие, снижению показателя преломления и формированию дефокусирующей линзы.

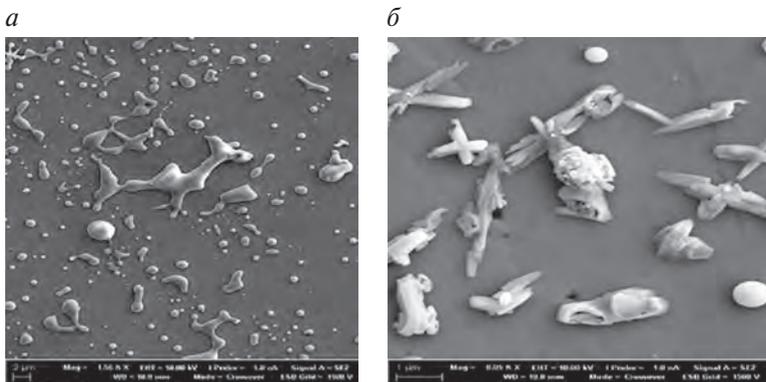


Рис. 1. Продукты абляции селена в воде (а) и в этаноле (б)

Ниже приведены электронномикроскопические фотографии продуктов абляции селена в воде (рис. 1, а) и этаноле (рис. 1, б). Видна значительная разница между ними. Вода является особой средой для абляции по сравнению с другими используемыми средами что приводит к образованию стеклообразных частиц, имеющих либо идеальную сферическую форму, либо форму застывшего потока. В продуктах абляции в этаноле встречаются как кристаллические, так и стеклообразные частицы.

Проведенные исследования показали, что лазерная абляция является оперативным и эффективным методом получения коллоидного раствора селена в различных растворителях. Эффективность абляции уменьшается с увеличением вязкости среды и уменьшением её теплопроводности.

Впервые найдено, что при переходе от воды к органическим растворителям меняется состояние частиц селена. При абляции в воде селен образуется в аморфном состоянии, как и в работах [2]. Однако, в продуктах абляции в этаноле встречаются как кристаллические, так и стеклообразные частицы. При абляции селена, триэтиленгликоле и полиэтиленгликоле ПЭГ-400 образуются кристаллические частицы селена. Отличительным свойством дисперсных кристаллических частиц селена, является образование

экситонов. Характеристическая полоса экситонной люминесценции дисперсных кристаллов селена может быть использована для обнаружения их присутствия в различных смесях.

Библиографический список

1. Lide, D. V. Handbook of Chemistry and Physics, 83rd ed.; CRC Press: Cleveland, 2002.
2. O. Van Overschelde, G. Guisbiers, R. Snyders, 2013, 1(1), 042114–042117.
3. Бэгнал К. Химия селена, теллура и полония. М. : Атом-издат, 1971.

ВЫБОР СВОЙСТВ БЫСТРОТВЕРДЕЮЩИХ БЕТОНОКОМПОЗИТОВ, УДОВЛЕТВОРЯЮЩИХ ТРЕБОВАНИЯМ АДДИТИВНОГО ФОРМОВАНИЯ

Хейфец М. Л.¹, Бородавко В. И.², Таболич А. В.²,
Семененко Д. В.², Ратуцкая Д. С.²

¹*Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

²*ОАО «НПО Центр» НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

mlk-z@mail.ru

Расходные материалы для печати на строительном 3D-принтере должны быть весьма распространенными, доступными по стоимости и пригодными для производства продукции широкого ассортимента.

Для получения на основе цемента быстротвердеющих бетонов и строительных растворов с необходимыми технологическими и эксплуатационными свойствами, удовлетворяющими требованиям аддитивного формования, требуется одновременное использование различных по своему составу и назначению химических добавок, обеспечивающих корректировку прочности, пластичности, жесткости, плотности и других свойств рабочей смеси.

Для приготовления бетонокомпозитных составов, удовлетворяющих требованиям аддитивного формования, использовался цемент (Ц) марки ПЦ500Д0 и песок (П) фракции 1,5÷2,5 мм в соотношениях Ц/П = 1:2,4. При этом воды (В) добавлялось такое количество, чтобы водоцементное соотношение составляло соответственно В/Ц = 0,5; 0,55; 0,6. Предпочтение этим значениям В/Ц было отдано потому, что приготавливаемая смесь должна обладать хорошей подвижностью с целью минимизации энергозатрат на ее транспортирование. В тоже время, высокое значение водоцементного соотношения приводит к снижению прочности изделий, изготовленных из такого раствора. Поэтому при проведении исследований бетонокомпозитных составов (цементно-песчаных смесей) следует определить рациональное значение этого параметра.

При подборе компонентов для получения составов быстротвердеющих вязкопластичных бетонокомпозитов, удовлетворяющих требованиям аддитивного процесса формования, установлено, что наиболее рациональными для применения с точки зрения сокращения сроков схватывания смесей и отсутствия коррозионного воздействия на арматуру (в случае формования железобетонных изделий) являются нитриты и нитраты натрия, кальция. Поэтому для получения опытных партий бетонокомпозитных составов в качестве основных химических добавок (ускорителей схватывания) выбраны нитрат натрия (NaNO_3) и нитрат кальция ($\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$), а в качестве альтернативных – хлорид кальция (CaCl_2), сульфат натрия (Na_2SO_4), добавки «Темп» и «Стахимент 3000».

Определение сроков схватывания цементно-песчаных смесей проводилось по ГОСТ 310, для чего использовался прибор Вика. Химические добавки приготавливались с водой затворения. Их расход принимался в количестве 0,5÷3 % от массы сухого цемента. В частности, нитрат натрия, нитрат и хлорид кальция вводились в количестве 3 % от массы цемента, сульфат натрия – 2 %, «Темп» – 0,5 %, «Стахимент 3000» – 1,2 %. Принятый расход двух последних добавок выбран исходя из максимально допустимых значений согласно рекомендациям фирм-изготовителей.

Исследования подвижности приготовленных смесей проводились по ГОСТ 5802 и СТБ 1307, для чего использовался стандартный прибор.

Исследования физико-механических свойств изделий (кубиков с длиной ребра 70,7 мм), полученных из цементно-песчаных смесей с добавлением химических добавок, заключались в определении прочности на сжатие готовых образцов согласно ГОСТ 5802.

Механические испытания отформованных кубиков проводились на Тестпрессе ТП-1-100, который позволял регулировать скорость роста прилагаемой нагрузки (давления – мПа/с; силы – кН/с), определять ее текущую величину в кН и прочность испытываемых образцов на сжатие в МПа.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что прочность образцов на сжатие в диапазоне В/Ц = 0,5÷0,55 почти не зависит от количества воды, добавляемой при приготовлении бетонокомпозитной (цементно-песчаной) смеси, чего нельзя сказать о более высоких величинах соотношения В/Ц.

Таким образом, для приготовления смесей, удовлетворяющих требованиям аддитивного процесса формирования, с точки зрения обеспечения высокой прочности готовых изделий и минимизации энергозатрат на перемещение приготовленной смеси от смесителя до места формовки целесообразнее всего отдавать предпочтение соотношению В/Ц = 0,55. Можно сделать вывод о том, что при В/Ц = 0,5÷0,55 химические добавки почти не влияют на прочность готовых изделий в возрасте 28 сут.

Проведенные исследования позволяют рекомендовать для приготовления бетонокомпозитных составов с целью аддитивного формирования изделий выбирать в качестве химических добавок нитрат натрия или нитрат кальция в количестве 3 % от массы сухого цемента, а водоцементное соотношение В/Ц = 0,5÷0,55. Это позволит получить требуемую подвижность и скорость схватывания приготавливаемой смеси при одновременном обеспечении требуемых прочностных характеристик готовой продукции.

EFFECT OF SELECTIVE LASER MELTING PARAMETERS ON PHYSICOMECHANICAL PROPERTIES OF FERROMAGNETIC SHAPE MEMORY $\text{Ni}_{36}\text{Al}_{27}\text{Co}_{37}$ ALLOY

Mazeeva A. K., Kim A., Starikov K. A.,
Shamshurin A. I., Popovich A. A.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg, Russia
mazeevaalina@gmail.com

Nowadays the field of smart 4D materials manufacturing is actively developing [1]. The new technological approach implies the application of 3D-techniques, in particular selective laser melting (SLM), to smart materials that can change their characteristic under external impacts. In the wide range of wide-known smart materials ferromagnetic shape memory take a special place due to the giant magnetically induced strain in comparison to conventional magnetostrictive materials [2].

For this work $\text{Ni}_{36}\text{Al}_{27}\text{Co}_{37}$ composition is chosen as it potentially shows shape memory effect at room temperatures [3, 4] and due to absence of some exotic element such as Ga like in Heusler Ni-Mn-Ga alloys that are the best known ferromagnetic shape memory alloys [5]. Since a feedstock material for SLM is a powder, a spherical powder of $\text{Ni}_{36}\text{Al}_{27}\text{Co}_{37}$ was preliminary obtained by a combination of mechanical alloying and plasma spheroidization. As a result a spherical powder with particle size distribution from $D_{10} = 12 \mu\text{m}$ to $D_{90} = 37 \mu\text{m}$ was obtained that meets the requirements for SLM machines.

The powder was used to manufacture bulk samples by SLM with variable power and scanning speed of the laser beam, providing a volumetric energy density of 70–200 J/mm³. It was shown that in order to obtain low-porosity samples, an indirect indicator of which is a high density, it is necessary to select modes with a bulk energy density of at least 90 J/mm³ for this alloy.

It was shown that with an increase in the volumetric energy density from 90 to 200 J/mm³, the hardness nonlinearly decreases from 447 HV to 413 HV with mean square deviation of 13 HV, and at high values of

the volume energy density these changes are smooth and are caused by more uniform remelting and a lower probability of the inhomogeneity formation resulting mainly in internal stress during the solidification of the melting pools. The samples with the highest density and without visible cracks showed a mean conventional failure stress of 479 MPa under a tensile test and a residual deformation of about 0.04 %, which confirms their brittleness in a non-heat treated state.

A study of the crystallographic structure of $\text{Ni}_{36}\text{Al}_{27}\text{Co}_{37}$ samples produced by SLM has been carried out. It was shown that the laser power, scanning speed and hatch distance should not be considered separately but in complex. It was found that the most promising approach to obtain an anisotropy in the given alloy is a simultaneous decrease in the hatch distance and an increase in the scanning speed of the beam. In this case, the growth of crystallites occurs mainly along the direction of sample growth and their aspect ratio achieves values of up to 12 that makes the alloy prospective to show high magnetically induced strain.

References

1. S. Joshi, K. Rawat, K. C. V. Rajamohan, A. T. Mathew, K. Koziol, V. Kumar Thakur, B. A.S.S, 4D printing of materials for the future: Opportunities and challenges, *Appl. Mater. Today*. (2019) 100490. <https://doi.org/10.1016/j.apmt.2019.100490>.
2. E. Faran, D. Shilo, *Ferromagnetic Shape Memory Alloys – Challenges, Applications, and Experimental Characterization*, *Exp. Tech.* 40 (2016) 1005–1031. <https://doi.org/10.1007/s40799-016-0098-5>.
3. I. I. Kositsyna, V. A. Zavalishin, Study of Co-Ni-Al alloys with magnetically controlled shape memory effect, *Mater. Sci. Forum.* 635 (2010) 75–80. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.635.75>.
4. F. Bu, X. Xue, J. Wang, H. Kou, C. Li, P. Zhang, E. Beaugnon, J. Li, Effect of strong static magnetic field on the microstructure and transformation temperature of Co–Ni–Al ferromagnetic shape memory alloy, *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* 29 (2018) 19491–19498. <https://doi.org/10.1007/s10854-018-0079-9>.
5. G. H. Yu, Y. L. Xu, Z. H. Liu, H. M. Qiu, Z. Y. Zhu, X. P. Huang, L. Q. Pan, Recent progress in Heusler-type magnetic shape memory alloys, *Rare Met.* 34 (2015) 527–539. <https://doi.org/10.1007/s12598-015-0534-1>.

**МЕЖДУНАРОДНАЯ ШКОЛА МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ
«ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ:
ОТ ИЗОБРЕТЕНИЯ ДО ВНЕДРЕНИЯ»**

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ
ТЕПЛОАГРУЖАЕМЫХ ПОДЛОЖЕК
ИЗ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ
В СИЛОВОЙ И СВЧ-ЭЛЕКТРОНИКЕ**

Александров Д. С., Новиков П. А., Попович А. А., Гамулин К. Е.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. alexandrov_ds@spbstu.ru*

Данный проект по разработке метода получения порошка нитрида алюминия с высокими эксплуатационными характеристиками плазмохимическим синтезом направлен на получения порошкового материала для электронной промышленности. В электронике главным материалом подложек на данный момент используется оксид бериллия ВеО. Несмотря на приемлемые свойства, он очень ядовит и канцерогенен, по стандарту токсикологии NFPA 704 он имеет высшую степень токсичности. Также, в России нет промышленного метода создания ультрадисперсных порошков нитрида алюминия высокой чистоты. Благодаря сочетанию высоких диэлектрических (удельное электрическое сопротивление $10^{10} - 10^{12}$ Ом*см [1]) и теплопроводных свойств ($\lambda = 190$ Вт/м*К [1]) порошок нитрида алюминия применяется в качестве материала подложек и корпусов мощных силовых и сверхвысокочастотных полупроводниковых приборов (диодов, транзисторов, тиристоров), микросхем, многокристалльных модулей, термомодулей и др.

Кроме того, нанопорошок нитрида алюминия обладает хорошими механическими [2] и коррозионными [3] свойствами, что обуславливает его применение в авиастроении в качестве армирующего компонента.

Потенциальными потребителями продукции могут быть ОАО «Южноуральский завод радиокерамики», ЗАО «Черемушкинский керамический завод», «Плазмотерм», ФГУП «НТЦ оборонного комплекса «Компас», АО «Ангстрем», ОКБ «Искра», «Завод полупроводниковых приборов», АО «НПП “Пульсар”» и др.

I. Цель:

Разработка технологии синтеза нитрида алюминия из порошка алюминия в азотсодержащей плазме с использованием установки плазмохимического синтеза и последующее получение компактного материала на основе алюмонитридной керамики.

II. Задачи:

1. Разработка технологии получения порошка нитрида алюминия плазмохимическим методом.

2. Получение порошка нитрида алюминия плазмохимическим синтезом.

3. Исследование структуры и свойств полученного порошка нитрида алюминия.

4. Разработка технологии получения подложек из алюмонитридной керамики с заданными эксплуатационными характеристиками методом искрового плазменного спекания.

5. Получение подложек из алюмонитридной керамики с заданными эксплуатационными характеристиками методом искрового плазменного спекания.

6. Исследование структуры и свойств подложек из алюмонитридной керамики.

7. Создание технологической карты получения нитрида алюминия плазмохимическим методом и получения подложек из алюмонитридной керамики, полученных искровым плазменным спеканием.

III. Основные технические параметры, определяющие количественные, качественные и стоимостные характеристики продукции.

Разрабатываемая технология получения порошка нитрида алюминия и последующая технология получения спрессованных изделий из алюмонитридной керамики должны быть осуществлены

при помощи технологии плазмохимического синтеза и технологии искрового плазменного спекания, соответственно. При исследовании структуры и свойств порошкового и спеченного материалов должны быть использованы такие методы анализа, как рентгеноструктурный анализ, электронная микроскопия, анализ гранулометрического состава, анализ теплопроводности.

Инновационность разработки заключается в создании материала с высокой теоретической теплопроводностью порядка $320 \text{ Вт/м}\times\text{К}$, в то время как аналоги имеют свои недостатки. Так, широко применяемый в настоящее время оксид алюминия (III) имеет теплопроводность менее $50 \text{ Вт/м}\times\text{К}$, а оксид бериллия (II) является высокотоксичным и труднодобываемым материалом, несмотря на его высокую теплопроводность (порядка $200\text{--}240 \text{ Вт/м}\times\text{К}$).

Предполагается, что должен быть получен порошок нитрида алюминия определенного гранулометрического состава от 50 до 1000 нм. Удельная площадь поверхности должна быть более $1.84 \text{ м}^2/\text{г}$. Более 95 % порошка должно быть сферической формы. Конечный порошок должен содержать общее число примесей менее 1 % (масс.), количество кислорода – менее 0,5 % (масс.). Спекаемый образец из порошка нитрида алюминия должен иметь теплопроводность не менее $100 \text{ Вт/м}\times\text{К}$. Конечный спеченный образец должен иметь менее 1 % (масс.) примесей, в том числе кислорода менее 0,5 % (масс.).

Аналогичные разработки:

1. Порошок AlN марка A200, Plasmotherm, Россия; основные характеристики: удельная площадь поверхности $3.0\text{--}5.5 \text{ м}^2/\text{г}$, $D_{50}^* = 0.7\text{--}1.8 \text{ мкм}$, теплопроводность $50\text{--}80 \text{ Вт/м}\times\text{К}$, содержание элементов: Fe – 0.03–0.05 %, Si – 0.02–0.04 %, O₂–0.7–1.5 % (* D_{50} , мкм – размер, ниже которого содержится 50 % частиц), стоимость 1500 р./50 г.

2. AlN Ceramic Substrate (подложка из нитрида алюминия), MTC Corporation, США; основные характеристики: размеры $2.54 \text{ см} \times 2.54 \text{ см} \times 0.635 \text{ мм}$, шероховатость поверхности $< 100 \text{ мкм}$, чистота $> 99 \%$, стоимость около 2500 р.

3. AN2000 (подложка из нитрида алюминия), KYOCERA Corporation, Япония; основные характеристики: теплопроводность 67 Вт/м×К, плотность 3,2 г/см³, модуль Юнга 310 ГПа, стоимость около 2000 р / 1 г.

Преимущество разработки будет заключаться в получении сферического порошка определенного гранулометрического состава (от 50 до 1000 нм) для получения порошка высокой степени чистоты > 99 % и высокой теплопроводности спеченного материала величиной не менее 100 Вт/м×К.

Разработка будет направлена для предприятий электронной и электротехнической промышленности. Ключевыми конечными потребителями должны быть АО «Завод полупроводниковых приборов» и АО «Завод «МАРС». АО «Завод полупроводниковых приборов» является производителем более 800 видов металлокерамических корпусов, а также металлокерамических держателей индикаторов. АО «Завод «МАРС» – производитель металлостеклянных корпусов, металлокерамических корпусов, проходных изоляторов.

Стоимость порошка нитрида алюминия будет составлять от 1 000 до 5 000 руб. за 100 г. и подложек из нитрида алюминия от 5 000 до 10 000 руб. за 10 г. в зависимости от объемов производства и предъявляемых требований. Средняя стоимость аналогов порошка нитрида алюминия с высокими эксплуатационными характеристиками от 15 000 до 50 000 руб. за 50 г. и подложек нитрида алюминия от 15 000 до 40 000 руб. за 10 г.

IV. Конструктивные требования (включая технологические требования, требования по надежности, эксплуатации, техническому обслуживанию, ремонту, хранению, упаковке, маркировке и транспортировке)

Разработка будет представлять из себя технологию получения порошка нитрида алюминия и подложек из него. Порошок нитрида алюминия будет представлять из себя сыпучий материал от белого до цвета слоновой кости. Для реализации технологии необходимо оборудование для плазмохимического синтеза (плазматрон, циклон, емкости для непрерывной подачи порошка

алюминия и непрерывного сбора порошка нитрида алюминия), газовая станция с аргонem, водородом и азотсодержащим газом (азот, аммиак), оборудование для искрового плазменного спекания порошка в подложку, оборудования для анализа получаемого продукта – дифрактометр, электронный микроскоп, профилометр, анализатор гранулометрического состава для фракций от десятков до тысяч нанометров, шлифовально-полировальная машина. Хранение должно быть в вакуумной упаковке, масса порошка нитрида алюминия в одном пакете не должна превышать 50–200 г. Подложки из нитрида алюминия также должны храниться в вакуумной упаковке в количестве от 1 до 5 штук в упаковке. После вскрытия порошок нитрида алюминия должен храниться в перчаточном боксе с содержанием паров воды менее 100 ppm и содержанием кислорода менее 50 ppm. Температура хранения должна быть от 15 до 35 градусов Цельсия при относительной влажности от 20 до 60 %.

Транспортировка должна осуществляться в вакуумной упаковке (как и при хранении) из многослойной пленки (н-р, трехслойной пленки ПЭТ/Al/ПЭ) по ГОСТ Р 58061-2018, дополнительно в герметичной прочной упаковке во избежание нарушения целостности вакуумной упаковки. В герметичной упаковке необходимо наличие гидрофильного сорбента (например, силикагель) в индивидуальной пористой упаковке (тонкая бумага).

Эксплуатацию необходимо производить при использовании средств индивидуальной защиты: резиновые перчатки, защитные очки, респиратор.

Работники должны иметь допуск для работы с сыпучими материалами, материалами мелкой фракции (наноматериалами), допуск по электробезопасности группы II.

Библиографический список

1. Jiang H. et al. Effect of hot-pressing sintering on thermal and electrical properties of AlN ceramics with impedance spectroscopy and dielectric relaxations analysis // Journal of the European Ceramic Society. – 2019. – Т. 39. – № . 16. – С. 5174–5180.

2. Chen F. et al. Mechanical behavior of AlN/Mo functionally graded materials with various compositional structures // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – С. 152512.

3. Tang M. et al. Corrosion resistance of AlN and Fe₃Al reinforced Fe-based plasma cladding layer in 3.5 wt% NaCl solution // Ceramics International. – 2019.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК TiC НА ИЗНОСО- И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ Fe-NiAl-Cr₂Ti

Антонюк М. Н., Купцов К. А., Шевейко А. Н., Штанский Д. В.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия. mariya.antonuyuck@yandex.ru*

Важнейшей проблемой, с которой сталкивается промышленная инфраструктура в прибрежной зоне, является разрушение строительных конструкций, отказ механизмов и оборудования вследствие агрессивных химических, атмосферных и температурных воздействий. Это приводит к колоссальным ежегодным экономическим затратам вследствие простоя оборудования при замене изношенных деталей. Для увеличения срока службы стальных конструкций в агрессивной среде используют различные методы защиты от коррозии, такие как нанесение металлических покрытий, ингибиторов коррозии, красок, лаков и анодная и катодная защита. Все более широкое применение находят металлические покрытия, поскольку они более надежны и не требуют дополнительного обслуживания.

В настоящей работе износостойкие и коррозионностойкие покрытия TiC-Fe-NiAl-Cr₂Ti с различным содержанием TiC были нанесены на стальные подложки 30X13 методом электроискрового осаждения в вакууме с использованием электродов xTiC-NiAl-Cr₂Ti, где x = 0, 25, 50, 75 ат. %.

Структура, элементный и фазовый состав покрытий были изучены методами сканирующей электронной микроскопии

с использованием микроскопа S-3400N (Hitachi), оснащённого энергодисперсионным детектором NORAN, и рентгенофазового анализа с использованием дифрактометра D8 Advance (Bruker). Структура покрытий TiC-Fe-NiAl-Cr₂Ti представляла собой, в основном, зерна TiC, заключенные в металлическую матрицу на основе твердого раствора Ti в Cr и железа.

Электрохимические исследования проводились с использованием потенциоста «Voltalab PST050» в искусственной морской воде, приготовленной в соответствии со стандартом ASTM D1141-98. Трибокоррозионные испытания проводили на машине трения «CSM Instruments», оборудованной оригинальной вращающейся трехэлектродной ячейкой, что позволяло одновременно с измерением коэффициента трения измерять электрохимический потенциал. Условия испытаний: схема «шарик-диск», нагрузка 5 Н, среда – искусственная морская вода, шарик из Al₂O₃.

Покрытия, содержащие TiC, показали увеличение износостойкости по сравнению с покрытием Cr₂Ti-NiAl. С увеличением концентрации TiC в покрытиях TiC-NiAl-Cr₂Ti наблюдалось снижение коэффициента трения с 0,4 до 0,3 и увеличение износостойкости. Приведенный износ снизился с 10⁻⁵ мм³/Нм (NiAl-Cr₂Ti) до 4·10⁻⁶ мм³/Нм (75%TiC-NiAl-Cr₂Ti). Приведенный износ стальной подложки составил 4·10⁻⁵ мм³/Нм. В условиях трибокоррозии за счёт удаления пассивной плёнки происходит значительное смещение потенциала в отрицательную область. Нанесение покрытий 75%TiC-NiAl-Cr₂Ti позволило существенно уменьшить сдвиг в отрицательную сторону по сравнению с покрытием NiAl-Cr₂Ti и стальной подложкой. Введение TiC также позволило в 5 раз повысить коррозионную стойкость покрытий по сравнению с NiAl-Cr₂Ti и в 20 раз по сравнению со стальной подложкой. В стационарных условиях испытаний, покрытия, содержащие 75 % TiC, продемонстрировали низкую плотность тока коррозии на уровне 50 нА/см².

Работа была выполнена в рамках проекта РНФ № 20-79-10104.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ПОСТ-ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА АЖК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Басков Ф. А.^{1,2}, Сентюрина Ж. А.^{1,2}, Логачев И. А.^{1,2},
Логачёва А. И.², Левашов Е. А.¹

¹*Национальный исследовательский технологический университет*

«МИСиС», г. Москва, Россия

²*АО «Композит», г. Королёв, Россия*

info@kompozit-mv.ru

Жаропрочные никелевые сплавы являются одним из наиболее востребованных классов материалов в современном двигателестроении. Комплекс механических и эксплуатационных характеристик никелевых сплавов позволяет изготавливать из них узлы газотурбинных двигателей и элементы жидкостных ракетных двигателей, эксплуатируемых в условиях высоких нагрузок и температур. Однако получение изделий сложной геометрии из никелевых жаропрочных сплавов стандартными металлургическими методами является весьма трудоемкой задачей, что связано с их многокомпонентным химическим составом и склонностью к дендритной и зональной ликвации, последствия которой не всегда возможно устранить последующими термическими обработками. Кроме того, механическая обработка заготовок изделий из никелевых сплавов осложнена высоким износом инструмента и низкой скоростью удаления материала, что в совокупности приводит к увеличению времени изготовления и стоимости конечных деталей.

Устранение указанных недостатков возможно благодаря современным аддитивным методам производства, а именно технологии селективного лазерного сплавления (СЛС), позволяющего изготавливать сложнопрофильные изделия посредством послойного синтеза порошкового материала по данным САД-модели. Найдены оптимальные режимы СЛС и исследованы характеристики

сплавов Inconel 718, Inconel 625, Hastelloy X, IN738LC и др. При этом доля отечественных сплавов в общем объеме проведенных исследований ничтожно мала. Поэтому расширение номенклатуры отечественных материалов является крайне актуальной научно-технической задачей.

Ранее авторами проведены всесторонние исследования высоколегированного дискового никелевого сплава ЭП741НП, полученного методом СЛС [1, 2]. Установлено, что СЛС-образцы имеют невысокие механические свойства за счет отсутствия упрочняющей γ' -фазы и образования дефектов в виде пор и трещин, которые эффективно устраняются комплексной пост-обработкой, сочетающей горячее изостатическое прессование (ГИП) и термическую обработку (ТО). В данной работе внимание сфокусировано на исследовании влияния пост-обработки на структуру и свойства образцов из высоко технологичного свариваемого сплава АЖК, предназначенного для изготовления корпусных деталей.

Экспериментальные образцы получены на установке TruPrint 1000 фирмы «Trumpf» (Германия) из порошка сплава АЖК производства АО «Композит». ГИП и ТО по типу «закалка + старение» проводили по коммерческим режимам. Структуру исследовали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии. Для оценки механических характеристик определяли твердость по Виккерсу при величине нагрузки 10 кг и механические свойства на растяжение по ГОСТ 1497 на образцах типа IV.

В объеме СЛС-образцов обнаружены дефекты в виде сферических пор, размер которых не превышал 3 мкм, при этом объемная пористость составляла около 0,02 %. Структура СЛС-образцов представлена лазерными треками и границами ванн расплава дугообразной формы. Постобработка (ГИП+ТО) позволила снизить пористость до 0,01 %, а в результате рекристаллизации сплава сформировать зерненную структуру с упрочняющими выделениями γ' -фазы на основе Ni_3Al . Механические свойства при комнатной температуре для сплава в состояниях СЛС и СЛС+ГИП+ТО представлены в таблице 1.

**Механические свойства СЛС-образцов
до и после комплексной пост-обработки**

| Механическая характеристика | СЛС | СЛС+ГИП+ТО |
|---------------------------------------|------|------------|
| Твердость, HV | 325 | 440 |
| Предел прочности σ_b , МПа | 970 | 1400 |
| Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа | 790 | 1065 |
| Относительное удлинение δ , % | 42,0 | 20,0 |

Из полученных данных сделан вывод, что применение комплексной обработки для СЛС-образцов способствует модификации структуры, значительному увеличению прочности и снижению пластичности. Увеличение прочности связано с равномерным выделением мелкодисперсной γ' -фазы в процессе ТО в количестве свыше 55 %.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект No. 19-79-10226).

Библиографический список

1. Sentyurina Zh.A., Baskov F. A., Loginov P. A., Kaplanskii Yu. Yu., Mishukov A. V., Logachev I. A., Bychkova M. Ya., Levashov E. A., Logacheva A. I. The effect of hot isostatic pressing and heat treatment on the microstructure and properties of EP741NP nickel alloy manufactured by laser powder bed fusion // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 37. – 101629.

2. Baskov F. A., Sentyurina Zh.A., Kaplanskii Yu. Yu., Logachev I. A., Semerich A. S., Levashov E. A. The influence of post heat treatments on the evolution of microstructure and mechanical properties of EP741NP nickel alloy produced by laser powder bed fusion // Materials Science and Engineering: A, 2021. – Vol. 817. – 141340.

ХИМИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ НАНОСТРУКТУР ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА ИЗ $\text{Mo}(\text{CO})_6$ И H_2S

Беспалова П. Г.¹, Воробьев А. А.²,
Спешилова А. С.¹, Александров С. Е.¹

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

²*Академический университет имени Ж. И. Алфёрова РАН,
Санкт-Петербург, Россия
polinlin0508@mail.ru*

Различные наноструктуры на основе дисульфида молибдена, характеризующегося слоистым строением, представляют большой интерес для применения в различных областях техники, особенно в нанoeлектронике и сенсорике. Целью настоящей работы являлось получение новых знаний о характере влияния технологических параметров процесса химического осаждения из газовой фазы в системе $\text{Mo}(\text{CO})_6 - \text{H}_2\text{S}$ на морфологию и строение получаемых продуктов.

Термоактивированный процесс химического осаждения из газовой фазы осуществлялся в горизонтальном кварцевом реакторе с «горячими стенками» при пониженном давлении. Доставка гексакарбонила молибдена в нагретую реакционную зону ($T_1 = 200 \div 600$ °C) осуществлялась газом-носителем аргоном ($Q_{\text{Ar1}} = 7 \div 145$ см³/мин) из испарителя, нагреваемого до температур $T_2 = 40 \div 80$ °C. Кроме того, в реакционную зону независимо подавался газообразный сероводород с расходом $Q_{\text{H}_2\text{S}}$ в интервале $5 \div 100$ см³/мин. Реакционная смесь разбавлялась аргоном ($Q_{\text{Ar2}} = 35 \div 290$ см³/мин). Давление в реакционной камере P варьировалось в пределах $10 \div 500$ Па.

Полученные покрытия исследовались с помощью растровой электронной микроскопии (Zeiss Supra 55VP), ИК-Фурье спектроскопии (ФСМ 1201), вольтамперные характеристики измерялись двухзондовым методом с использованием установки Keithley 2400.

Результаты ИК-спектроскопии показали, что на спектрах всех осажденных продуктов присутствуют характерные для дисульфида полосы поглощения Mo-S (443 см^{-1} , 1089 см^{-1}), S-S (528 см^{-1}).

Результаты растровой электронной микроскопии свидетельствовали о существенном изменении морфологии осадков в зависимости от условий получения. Анализ РЭМ изображений поверхности полученных образцов позволяет выделить четыре типа морфологии осаждаемых материалов: нанотрубки (длина $\sim 150\text{ нм}$, диаметр $\sim 20\text{ нм}$); массивы наночастиц и нанокристаллитов (размер частиц $\sim 5\text{ нм}$, размер кристаллитов $\sim 10\text{ нм}$); кристаллические блоки (в основном, с соотношением длин сторон 2:1) и поликристаллические пленки (Рис. 1)

Экспериментально установлено, что массивы наночастиц и нанокристаллов формируются в основном при температуре испарения $\text{Mo}(\text{CO})_6$ $60\div 80\text{ }^\circ\text{C}$ и при давлении в камере $100\div 200\text{ Па}$. Нанотрубки формируются в средней части нагретой области реакционной зоны при отношении потоков $Q_{\text{Ar1}}/Q_{\text{H}_2\text{S}} > 2$, тогда как при соотношении потоков $Q_{\text{H}_2\text{S}}/Q_{\text{Ar1}} > 3$ образуются кристаллические блоки. Пленки формируются преимущественно при соотношении потоков $Q_{\text{H}_2\text{S}}/Q_{\text{Ar1}} \approx 1$.

Результаты исследования ВАХ образцов, характеризующихся различной морфологией, свидетельствовали не только о сильной

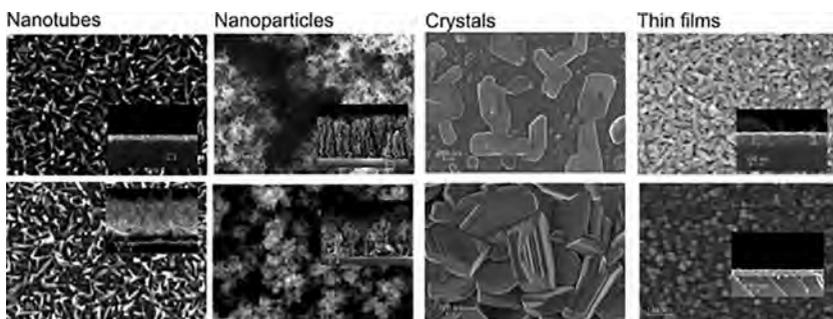


Рис. 1. РЭМ-изображения различных типов структур, сформированные в процессе химического осаждения из газовой фазы из $\text{Mo}(\text{CO})_6$ и H_2S

зависимости удельного сопротивления от строения образцов, но обнаружили влияние интенсивности облучения галогеновой лампой на ВАХ. Установлено, что при освещении нанотрубок происходил рост протекающего через образец тока с 0,2 до 1,2 мА при прикладываемой разности потенциалов 3 В. Кроме того, некоторые образцы, состоящие из нанокристаллов дисульфида молибдена, показали появление тока (7 нА) в замкнутой цепи без прикладывания разности потенциалов при их освещении.

Результаты исследования процесса химического осаждения из газовой фазы различных наноструктур дисульфида молибдена в системе $\text{H}_2\text{S}-\text{Mo}(\text{CO})_6$ представляют основу для контролируемого получения разнообразных наноструктур на основе дисульфида молибдена с заданным строением и морфологией.

РАЗРАБОТКА ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО РЕАКТОРА ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОЛИМЕРЫ

Биль А. С., Александров С. Е.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. bil.as@edu.spbstu.ru*

Задача нанесения функциональных покрытий на полимеры является актуальной для многих областей их применения. Например, полимеры используются при изготовлении гибких электронных устройств [1, 2], синтетических заменителей тканей кожи [3] и внутренних органов, а также в других современных материалах и приборах. Проблемами полимеров являются их невысокая стойкость в условиях рабочей среды [4], часто низкая биосовместимость при использовании в имплантатах [3] и др. Эти недостатки можно эффективно нивелировать путем нанесения на полимер функциональных покрытий [5].

Одним из перспективных методов нанесения покрытий на полимеры является метод химического осаждения из газовой

фазы (ХОГФ), включая его вариант с плазменной стимуляцией химических процессов. Разработка источника плазмы атмосферного давления, пригодного для осаждения на большие площади однородных слоев с требуемыми характеристиками, является актуальной и перспективной задачей [5]. Преимуществами такой технологии являются низкая стоимость технологического процесса за счет исключения вакуумного оборудования, низкая температура осаждения, не вызывающая пиролитическую деградацию полимеров, возможность организации непрерывного процесса нанесения.

Представленное исследование направлено на разработку плазмохимического реактора для обработки подложек при атмосферном давлении. В вертикальном трубчатом реакторе используется плазма диэлектрического барьерного разряда в среде на основе гелия. Плазменный источник состоит из нижнего металлического электрода с диэлектрическим слоем и верхнего металлического электрода, содержащего равномерный массив из 12 игольчатых элементов. Наличие у электрода острий снижает пороговые напряжения пробоя за счет локального усиления поля. Этот же фактор позволяет увеличить межэлектродный зазор, что приводит к улучшению газодинамических характеристик в реакционной зоне.

Установка с предлагаемым реактором тестировалась на примере осаждения слоев с использованием реагентов октаметилциклотетрасилоксана и тетраэтоксисилана. На кремниевых подложках были получены прочные прозрачные покрытия, ИК-Фурье спектры которых представлены на рис. 1. По наличию полос поглощений различных группировок, содержащих связи Si-O, Si-C и C-H, материалы можно охарактеризовать как кремнийорганические полимеры, частично наследующие структуру и состав исходных мономеров.

Предложенный в работе реактор с источником низкотемпературной плазмы атмосферного давления показал свою эффективность для задач ХОГФ. В ходе исследования было показано, что за счет выбора условий осаждения можно управлять

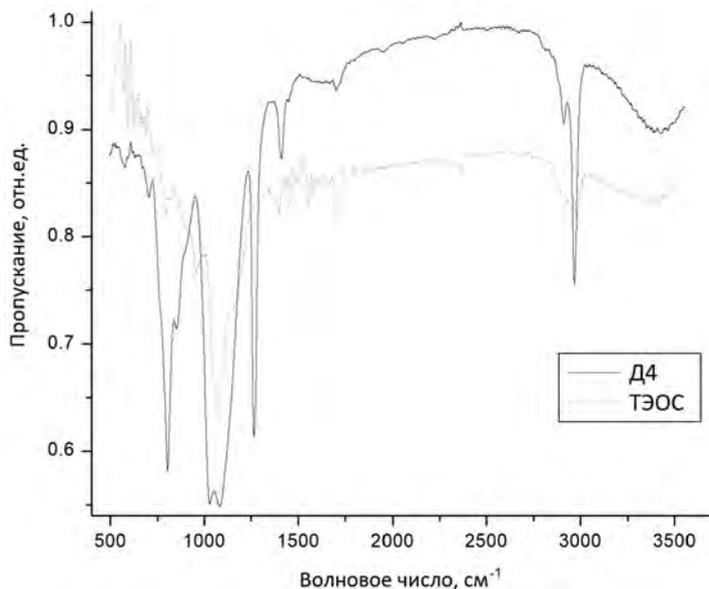


Рис. 1. ИК-спектры пленок, полученных из октаметилциклотетрасилоксана (Д4) и тетраэтоксисилана (ТЭОС)

в широких пределах структурой и составом получаемых покрытий, которые определяют фундаментальные и прикладные свойства материала.

Библиографический список

1. Kim L. H. et al. Highly-impermeable Al₂O₃/HfO₂ moisture barrier films grown by low-temperature plasma-enhanced atomic layer deposition // *Organic Electronics*. – 2017. – Т. 50. – С. 296–303.
2. Chen Z. et al. Low-temperature remote plasma enhanced atomic layer deposition of ZrO₂/zircono nanolaminate film for efficient encapsulation of flexible organic light-emitting diodes // *Scientific reports*. – 2017. – Т. 7. – № 1. – С. 1–9.
3. Iqbal N. et al. Recent concepts in biodegradable polymers for tissue engineering paradigms: a critical review // *International Materials Reviews*. – 2019. – Т. 64. – № . 2. – С. 91–126.

4. Shinar J., Shinar R. Organic light-emitting devices (OLEDs) and OLED-based chemical and biological sensors: an overview // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2008. – Т. 41. – № 13. – С. 1331.

5. Starostin S. A. et al. Towards Roll-to-Roll Deposition of High Quality Moisture Barrier Films on Polymers by Atmospheric Pressure Plasma Assisted Process // Plasma Processes and Polymers. – 2015. – Т. 12. – № 6. – С. 545–554.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМОВАНИЯ И СПЕКАНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ МЕДНЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Винокурова А. А., Полетаев А. П., Котов С. А.,
Паршиков Р. А., Ганин С. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. saha260599@mail.ru*

Медь является одним из наиболее широко распространенных металлов и находит применение во многих промышленных отраслях. Разработка и исследование различных материалов на основе меди является одним из перспективных направлений в современных научных и технологических материаловедческих областях.

Целью работы является исследование процессов формования и спекания заготовок из медных порошков, а также исследование характера деформации полученных заготовок при проведении экспериментов по равноканальному угловому прессованию (РКУП).

Для достижения поставленной цели были *решены следующие задачи*: проведен анализ влияния методов получения медных порошков на их свойства, выявлены физико-химические свойства медных порошков марок ПМР-1 и ПМС-1, определяющие процессы формования и спекания заготовок. Проведены эксперименты по прессованию и спеканию, полученных образцов из порошка ПМС-1 в обычных условиях (на воздухе) и атмосфере диссоциированного аммиака. Исследован характер деформации спеченных заготовок при РКУП.

Актуальность работы заключается в поиске и обосновании рациональных режимов спекания медных порошков, которые бы обеспечивали изделию заданную пористость и высокую пластичность для устойчивости к различным пластическим деформациям.

Результаты исследования. На первом этапе работы было проведено исследование уплотняемости медных порошков двух марок ПМС-1 и ПМР-1, которые отличаются исходными свойствами (гранулометрическим составом, средним размером, формой частиц, насыпной плотностью и др.). Из них были получены образцы цилиндрической формы.

После проведения экспериментов по формованию было принято решение в дальнейшем не использовать порошок марки ПМР-1. Это связано со сферической формой частиц, которую имел порошок, что неблагоприятно сказывалось на процессе формования. Однако перспективным для этого порошка является спекание свободно засыпанного порошка в инертной или восстановительной атмосфере, что позволяет получать высокопористые изделия и применять их, например, в качестве фильтров.

На втором этапе производилось прессование 4-х партий цилиндрических образцов с их последующим спеканием по различным режимам на воздухе и в защитной атмосфере. В ходе эксперимента было выявлено, что образцы, спеченные в атмосфере диссоциированного аммиака, имеют более высокие значения плотности, чем те, что спекались на воздухе.

После анализа результатов исследований были выбраны режимы спекания для дальнейших экспериментов.

На третьем этапе были получены образцы в форме параллелепипеда, которые спекались на воздухе с охлаждением в воде и в атмосфере диссоциированного аммиака. После спекания были определены геометрические параметры и плотность, рассчитана усадка после спекания по линейным размерам и по объему.

Было обнаружено, что образцы, спеченные в разных условиях и по разным режимам, имеют достаточно существенные отличия, связанные с окислением, потерей массы и объемной усадкой.

При проведении эксперимента по РКУП все образцы, спеченные на воздухе, растрескались по длине, это говорит о недо-

статочной проработанности объема образцов и о необходимости дальнейших исследований. Образцы, спеченные в защитной атмосфере, после РКУП не имели видимых дефектов.

Спекание медных образцов из порошка марки ПМС-1, проведенное в диссоциированном аммиаке, дает возможность получать образцы более высокой плотности, чем при спекании на воздухе, однако в результате большой усадки возможна потеря формы изделия.

В дальнейшей работе для усовершенствования технологии спекания предполагается провести исследования механических свойств при испытаниях на осадку спеченных заготовок, и провести анализ структур. Полученные заготовки могут быть подвергнуты дальнейшим исследованиям по равноканальному угловому прессованию.

Библиографический список

1. Б. М. Балоян, А. Г. Колмаков. Наноматериалы. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения. — Москва, 2007. — 125 с. URL: https://www.sgu.ru/sites/default/files/method_info/2020/b.m._baloyan_i_dr._nanomaterialy.pdf.

2. Гиршов В. Л., Котов С. А., Цеменко В. Н. Современные технологии в порошковой металлургии : учебное пособие для вузов. — изд. Политехнического университета, 2010. — 384 с.

КОМПАКТИРОВАНИЕ И ДАЛЬНЕЙШАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Дмитрюк А. И., Ганин С. В., Котов С. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет им. Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. artem-dmitr@mail.ru*

Одной из актуальных проблем современного машиностроения является получение функциональных материалов, которые

обладают высокими механическими характеристиками. Наиболее эффективным решением этой проблемы является создание композиционных порошковых материалов с последующим их компактированием.

В области данной проблематики существует множество исследований, в рамках которых получены высокопрочные композиционные порошки, обладающие ценными комплексами свойств. Наибольший интерес в машиностроительной отрасли, на данный момент, представляют композиты на алюминиевой основе [2] из-за ценных характеристик матричного материала. В сочетании с высокомодульной армирующей фазой получают высокопрочные материалы, обладающие повышенной жаропрочностью, коррозионной стойкостью и при этом такие материалы остаются легкими и пластичными благодаря матричному алюминию [1, 3].

Целью данной работы является получение заготовок из композиционного алюмоматричного порошка, легированного редкоземельными элементами (РЗЭ), редкоземельными металлами (РЗМ) и их оксидами с заданными конечными механическими свойствами. Определение оптимального соотношения исходных материалов, технологии их синтеза и режимов компактирования с определением технологической цепочки состав-структура-технология-свойства.

В работе приведены результаты исследований механических свойств компактных заготовок экструдированного композиционного порошкового материала на основе алюминия с использованием редкоземельных элементов в качестве армирующей фазы, оптимальные режимы синтеза композита и его компактирования. При помощи сканирующего электронного микроскопа в рамках работы изучено распределение легирующих элементов в синтезированном порошке. Определена микротвердость и механические свойства полученных заготовок. Проведены анализ и сравнение результатов испытаний, определена технологическая цепочка состав-структура-технология-свойства.

Библиографический список

1. New foaming agents for aluminum foams / Ganin, S., Tsemenko, V., Masgutov, I., Michailov, V., Eremin, A. // *Materials Today : Proceedings.* – 2019. – 30. – P. 483–486.
2. Numerical simulation of sheet profiling process from aluminum alloy / Isupov, F. Y., Ganin, S. V., Kodzhaspirov, G. E., Tsemenko, V., Michailov, V. G. // *METAL 2015 – 24th International Conference on Metallurgy and Materials : Conference Proceedings.* – 2015. – P. 1463–1468
3. Research and simulation of the deformation process of dispersion-hardened powder in a capsule / Tsemenko, V. N., Ganin, S. V., Phuc, D. V. // *Materials Physics and Mechanics.* – 2016. – 25(1). – P. 68–76

ИСТОРИЯ ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ЖЕЛЕЗА, НИКЕЛЯ И ТИТАНА ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ И ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РОССИЙСКОЙ И ЗАРУБЕЖНОЙ ПРАКТИКЕ

Евстигнеева Е. С.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. lena.elena565@gmail.com*

Для современной техники из областей горнодобывающей и металлообрабатывающей промышленности, машин и деталей машин гражданского, военного транспорта, авиации, энергетики требуются высокотемпературные конструкционные материалы следующего поколения 21-го века. Для получения таких материалов особенно актуально использование соединений интерметаллидов, чьи уникальные свойства привлекли внимание ученых более 50 лет назад. Среди всех соединений интерметаллидов стоит выделить алюминиды железа, никеля и титана как наиболее перспективные к применению и используемые сейчас на практике, так как многие из этих соединений показывают кроме высокопрочности также высокую стойкость к окислению и коррозионную стойкость, благодаря образованию на их поверхности защитной оксидной пленки [1].

Но стоит отметить, что активное внедрение наблюдается только с 90-х годов, так как известно несколько проблем и путей их решения. Основной проблемой является хрупкость интерметаллидов при комнатных температурах, из-за чего возникает проблема их технологической обработки. Основной путь решения – легирование. В зарубежных сплавах одним из самых популярных легирующих элементов является бор. В то же время в российской практике его практически не используют – считается [2], что введение бора приводит к снижению пластичности сплава при температурах 300–850 С. Российские сплавы имеют более сложный химический состав, часто содержат тяжелые тугоплавкие элементы (W, Re, Ta), что приближает их к современным жаропрочным никелевым сплавам. К другим основным проблемам относят сложность и дороговизну обработки и недостаточную стойкость к коррозии и устойчивости к окислению. Проблемой также является отсутствие достаточной базы данных со сравнением существующих материалов не интерметаллидного состава и сравнения их с интерметаллидами. Несмотря на выделенные проблемы, в современной промышленности известно достаточное количество сплавов, применяемых на практике, которые были разработаны в различных странах мира [2, 3, 4].

В результате исследования сделаны следующие выводы: 1) интерметаллиды являются одними из самых популярных соединений в мире и интерес к ним только возрастает с увеличением мощностей промышленности и эволюции конструкций; 2) основные направления разработок связаны с алюминиды никеля и титана и ведутся особенно активно в России, Китае и США; 3) в 90-е годы было обнаружено, что хрупкость некоторых алюминидов и силицидов можно преодолеть микроструктурным легированием, нанесением покрытия и формированием определенной структуры, но все еще существуют проблемы хрупкости и технологичности, поэтому основные перспективы дальнейших исследований это: изучение влияния легирующих элементов на микроструктуру и свойства, понимание механизмов роста зерна в зависимости от некоторых элементов микролегирования, определение влия-

ния текстуры, оптимизация процессов производства; 4) в качестве дальнейшего направления развития выделяют новые материалы типа ТМ, новые решения типа добавления РЗМ, новые способы производства типа направленного затвердевания.

Исследование выполнено в рамках НИР при финансовой поддержке Фонда содействия инновациям.

Библиографический список

1. N. S. Stoloff, C. T. Liu, S. C. Deevi, Emerging applications of intermetallics // *Intermetallics*. – 2000. – Volume 8, Issues 9–11. – P. 1313–1320.

2. О. А. Базылева, К. Б. Поварова, Н. К. Казанская, А. А. Дроздов. Литейные сплавы на основе Ni3Al и способ их выплавки // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2010. – № 1.

3. S. C. Deevi, V. K. Sikka Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // *Intermetallics*. – 1996. – V. 4, Issue 5. – P. 357–375.

4. Heng Qiang Ye. Recent developments in Ti3Al and TiAl intermetallics research in China // *Materials Science and Engineering: A*. – 1999. – Volume 263. – Issue 2. – Pages 289–295.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ КОНТАКТНОЙ ЗОНЫ В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Ti-Cu

Ермишкина А. Ф., Цеменко В. Н., Ганин С. В.

*Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. alina.ermishkina@yandex.ru*

Интерметаллидные соединения представляют определенный интерес для исследователей, которые осуществляют поиск технических и технологических решений, направленных на создание нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИКМ). В частности, сплавы системы Ti-Cu характеризуются повышенной износо-и-жаростойкостью

и находят применение в качестве защитных и термобарьерных покрытий, также способных работать в условиях агрессивных сред [1–3].

В настоящее время соединения на основе купридов титана получают различными методами, чаще всего применяют сварку взрывом [4]. Однако этот метод является энергоемким, небезопасным, имеет ограниченные возможности формообразования готового изделия. В связи с этим для получения контактной зоны в настоящей работе было использовано газодинамическое напыление порошка меди (ПМС1) на титановую подложку (BT1-0) и исследовано формирование диффузионной зоны в процессе термической обработки при получении слоистого интерметаллидного композиционного материала системы Ti-Cu.

Спекание заготовок осуществляли диффузионной сваркой под давлением пакета биметаллических пластин, режимы термической обработки выбирались с учетом механизмов протекания процессов образования фаз в соответствии с диаграммой состояния системы Ti-Cu [5].

Исследование микроструктур осуществлялось с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). На рисунке 1 (а, б) представлены микроструктуры образцов, полученных СЭМ.

На микроструктуре при увеличении $\times 900$ (рис. 1, б) наблюдается включение титана в меди, с характерной для него игольчатой структурой, что подтверждает протекание диффузии по выбранным режимам термообработки. Толщина диффузионной зоны составляла около 10–20 мкм.

С помощью микротвердомера Buehler MicroMet 5103 определены средние значения твердости структурных составляющих: BT1-0 – 130 МПа, контактная зона – 413 МПа.

Для определения наличия интерметаллидных включений в контактной зоне СИКМ проведены энергодисперсионный и фазовый рентгеноструктурный анализы.

С помощью энергодисперсионного анализа установлено наличие таких интерметаллидных соединений, как: TiCu , Ti_3Cu_4 ; $\alpha\text{Ti}+\text{Ti}_2\text{Cu}$.

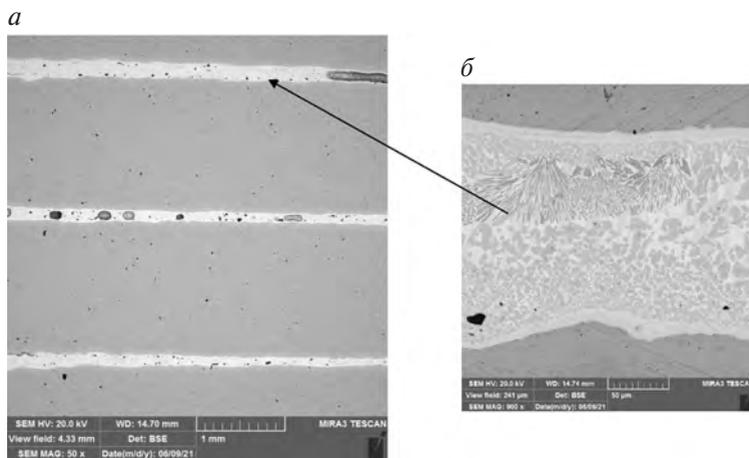


Рис. 1. Микроструктура (СЭМ): а) слоистый интерметаллидный композит, х50; б) контактная зона, х900

Рентгеносъемка проводилась на дифрактометре D8 ADVANCE Bruker с ионизационной регистрацией рентгеновских лучей.

Фазовый рентгеноструктурный анализ подтверждает наличие интерметаллидных соединений: Ti_2Cu_3 ; Tu_2Cu . В таблице 1 представлена структура и параметры решеток определенных фазовых составляющих СИКМ.

Таблица 1

Структура и параметры решеток фазовых составляющих контактной зоны

| Химический элемент, фаза | Периоды, Å | | | Пространственная решетка | Кристаллическая решетка |
|--------------------------|------------|---|--------|--------------------------|-------------------------|
| | a | b | c | | |
| Ti | 2,903 | – | 4,667 | P63/mmc | Гексагональная |
| Cu | 3,607 | – | – | Fm-3m | Кубическая |
| Ti_2Cu_3 | 3,163 | – | 13,764 | P4/nmm | Тетрагональная |
| Tu_2Cu | 11,240 | – | – | Fd-3m | Кубическая |
| Cu_2O | 4,269 | – | – | Pn-3m | Кубическая |
| TiO_2 | 6,507 | – | 4,213 | 14/m | Тетрагональная |

Заключение

В работе рассмотрены процессы получения интерметаллидных соединений в слоистых интерметаллидных композиционных материалах системы Ti-Cu. Проанализированы условия образования интерметаллидов между разнородными металлами при твердофазном взаимодействии и в процессе протекания контактного плавления в системе Ti-Cu.

Диффузионной сваркой под давлением получен слоистый интерметаллидный композиционный материал. Пакет заготовки собран из биметаллических пластин, полученных с использованием метода газодинамического напыления медного порошка на титановую подложку. Исследовано формирование контактной зоны в биметалле в процессе термической обработки. Установлено, что диффузионная зона состоит из включений купридов титана: Ti_2Cu_3 , Tu_2Cu , $TiCu$, Ti_3Cu_4 ; $\alpha Ti + Ti_2Cu$. Для исследованных условий получения средняя толщина диффузионной зоны составляла около 15 мкм, ее твердость 413 МПа.

Библиографический список

1. Ахкубеков, А. А. Контактное плавление металлов и наноструктур : монография / А. А. Ахкубеков, Т. А. Орквасов, В. А. Созаев. – Москва : Физматлит, 2008. – 150 с.
2. Bateni M. R. et al. The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper [Текст] // *Annals*. – 2003. – Т. 24. – Р. 26.
3. Морозова Е. А. Лазерное легирование поверхности титана медью [Текст] / Е. А. Морозова, В. С. Муратов // *Успехи современного естествознания*. – 2009. – № 11.
4. Крашенинников С. В. Исследование процессов формирования покрытий методом диффузионной интерметаллизации [Текст] / С. В. Крашенинников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // *Сварка взрывом и свойства сварных соединений : Межвузовский сборник научных трудов / ВолГТУ*. – Волгоград, 2002. – С. 102–110.
5. Шморгун В. Г. Диффузионные процессы на межслойной границе сваренного взрывом трёхслойного композита системы Cu-Ti [Текст] / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. О. Таубе // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2014. – № 4. – С. 36–39.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ INCONEL 625 И INCONEL 718, ПОЛУЧЕННЫХ ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ

Игошин С. Д., Борисов А. Н., Масайло Д. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. brsvrtm@mail.ru*

Перспективной технологией изготовления изделий из металла является прямое лазерное выращивание (ПЛВ). Данный метод основан на формировании геометрии изделия лазерной 3D-наплавкой металлического порошка. В отличие от технологии селективного лазерного плавления (SLM), технология ПЛВ характеризуется увеличенной производительностью не менее 1 кг/час при 0,2–0,4 кг/ч на SLM и позволяет выращивать металлические детали с большими габаритами. По сравнению с другой аддитивной технологией – электродуговым выращиванием (ЭДВ) качество поверхности при ПЛВ значительно выше, что подразумевает возможность использования детали без механической обработки. Отличия поверхностей изделий, изготовленных по технологиям SLM, WAAM и ПЛВ проиллюстрированы на рис. 1.

В зависимости от материала большинство тонкостенных образцов имеют макроструктуру характерную ПЛВ, которая

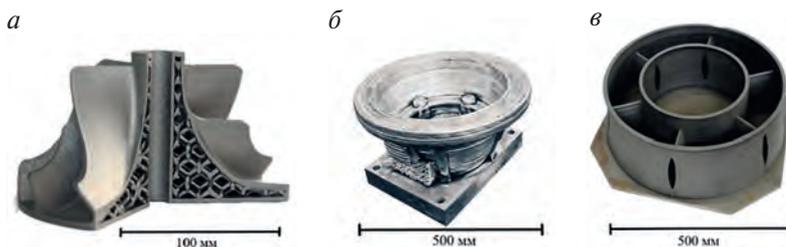


Рис. 1 Изделия, изготовленные различными аддитивными технологиями: *а* – SLM, *б* – WAAM, *в* – ПЛВ

состоит из множества ванн расплава с шириной 2–3 мм и глубиной 0,5–1 мм, с областями переплавления, и микроструктуру, которая часто характеризуется как литая дендритная структура с осями различного порядка [1].

Особенностью процесса ПЛВ также является термоциклирование, что приводит к появлению сложноплавленного состояния, которое характеризуется повышенной прочностью и низкой пластичностью.

В работе были проведены исследования образцов, полученных методом ПЛВ из жаропрочных суперсплавов Inconel 625 и Inconel 718. Эти сплавы обладают высокими эксплуатационными характеристиками при повышенных температурах, в том числе свойствами сопротивления усталости и ползучести, а также стойкостью к окислению и коррозии в агрессивных средах [2].

Образцы, полученные методом ПЛВ, обладают уникальной микро- и макроструктурой со сложноплавленным состоянием, что является результатом послойного осаждения материала [3]. Перспективным решением для постобработки ПЛВ деталей может стать пластическая обработка, влияние которой на структуру, полученную аддитивным способом, на сегодняшний день еще недостаточно изучено. Поэтому задачей данной работы является исследование влияния холодной пластической деформации на структуру и напряженное состояние образцов, твердость материала и другие механические свойства [4].

Известно, что прокатка может вызывать изменения микроструктуры и увеличивать степень напряженного состояния. Таким образом, применение пластической обработки давлением к изделиям, полученным методом ПЛВ, может повысить механические свойства материала за счет изменения микроструктуры и эффекта деформационного упрочнения.

Библиографический список

1. Hu Y. L. et al. Plastic deformation behavior and dynamic recrystallization of Inconel 625 superalloy fabricated by directed energy deposition // Mater. Des. – 2020. – Vol. 186. – P. 108359.

2. Murua M. et al. Tool-Path Problem in Direct Energy Deposition Metal-Additive Manufacturing: Sequence Strategy Generation // IEEE Access. – 2020. – Vol. 8. – P. 91574–91585.

3. Glukhov V. et al. Quality Management of Metal Products Prepared by High-Speed Direct Laser Deposition Technology // Key Eng. Mater. – 2016. – Vol. 684. – P. 461–467.

4. Sokolov P. et al. Effect of hot rolling on structure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy parts produced by direct laser deposition // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2020. – Vol. 107, № 3–4. – P. 1595–1603.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ЭП-700 ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Кондратьева А. М.^{1,2}, Зотов О. Г.², Петров С. Н.^{1,2}

¹НИИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»
им. И. В. Горынина, г. Санкт-Петербург, Россия

²ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого», г. Санкт-Петербург, Россия
anastasiia.shumko@gmail.com

Известно, что механические свойства металлических материалов зависят от таких структурных параметров, как размер зерен, плотность дислокаций, тип границ зерен. Наиболее простым и эффективным способом получения материалов с заданной структурой является термомеханическая обработка. Варьируя режимы термомеханической обработки, можно получать структуры с различными параметрами в результате развития тех или иных рекристаллизационных процессов, что позволяет управлять свойствами материалов в широких пределах. В связи с этим, с целью формирования необходимых параметров микроструктуры жаропрочных сплавов для получения нового поколения материалов, необходимых для создания ответственных изделий в авиационной технике, работающих при повышенных температурах, задач было выполнено следующее:

1. Экспериментально и теоретически изучены процессы формирования микроструктуры исследуемого сплава при термомеханической обработке;

2. Установлена взаимосвязь между основными параметрами микроструктуры и технологическими режимами термомеханической обработки.

Оптическая металлография не способна дать информацию о кристаллографической ориентировке зерен исследуемого материала, что не позволяет более детально оценить процессы структурообразования, протекающие в материале при его деформировании. Поэтому для более детального анализа микроструктуры и протекания процессов рекристаллизации в отдельных образцах использовался сканирующий электронный микроскоп Tescan LYRA 3, в частности, методика EBSD анализа.

В данном подходе, на основании предварительного анализа и оценки получаемых данных, поле для анализа всех исследуемых образцов было выбрано одинаковым – 300×300 мкм, шаг сканирования – 0.2 мкм. Маркировка образцов: 18, 20, 28, 30, 33, 35, 43, 45.

В результате проведения анализа методом EBSD:

1. Получены изображения IQ (Image Quality) и карты зерен;
2. Проведена оценка кристаллографической ориентации зерен;
3. Выполнена оценка внутриверенных разориентировок с помощью функции GAM (Grain Average Misorientation).

Установлено, что основное влияние на интенсивность протекания процессов рекристаллизации оказывает степень деформации. Наиболее интенсивно процессы рекристаллизации протекают при деформации 70 %. Приложение внешней нагрузки, сохраняя однофазность структуры, приводит к вытягиванию зерен в направлении деформации. Реализуются процессы релаксации напряжений, выражающиеся в разупрочнении и последующей динамической рекристаллизации. На начальном этапе наблюдается разупрочнение сплавов связанное с двойникованием и образованием линий скольжения. Также реализуются процессы динамической рекристаллизации, связанные с образованием новых мелких зерен размером 5–15 мкм на границах крупных не рекристаллизованных зерен. Интенсивность протекания указанных процес-

сов повышается с увеличением степени деформации и снижением скорости деформирования.

Анализ с помощью метода EBSD позволил установить, что при степени деформации 70 % наряду с динамической рекристаллизацией, из-за дальнейшего деформирования происходит внутризеренная фрагментация, развиваются субграницы и формируется субструктура. В результате чего в структуре достигается равновесие между рекристаллизованными и фрагментированными структурными составляющими. Установлено, что при степени деформации 50 % этот процесс не выявлен.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90305 на оборудовании Центра коллективного пользования «Состав, структура, свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей».

Библиографический список

1. Михайлов А. Н. Особенности технологического процесса повышения ресурса лопаток турбины авиационного двигателя на базе функционально-ориентированной технологии / А. Н. Михайлов, Т. В. Хавлин // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – № 1(56)'2017.
2. Adam J. Schwartz. Electron Backscatter Diffraction in Material Science. Second edition / Adam J. Schwartz, Mukul Kumar, Brent L. Adams, David P. Field. – 2009.
3. Taku Sakai, Andrey Belyakov, Rustam Kaibyshev, Hiromi Miura, John J. Jonas. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions // Progress in Materials Science. – Vol. 60 (2014). – pp. 130–207.

**РАЗРАБОТКА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО ЦЕМЕНТА
НА ОСНОВЕ СТРУВИТА, ДОПИРОВАННОГО
КАТИОНАМИ Zn И Ag,
ДЛЯ ЗАМЕЩЕНИЯ КОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ**

Крохичева П. А., Гольдберг М. А.,
Хайрутдинова Д. Р., Баикин А. С., Комлев В. С.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Россия*
polinariakroh@gmail.com

Аннотация. Работа посвящена созданию и изучению структурно-фазового состояния костных цементов на основе фазы Струвит ($\text{MgNH}_4\text{PO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$). Были получены новые кальций-магний фосфатные цементы на основе системы $(\text{Ca} + \text{Mg})/\text{P} = 2$ с содержанием магния 40 мол. % с добавлением катионов Zn и Ag в количестве 0,5 и 1 масс. %, обладающие прочностью при сжатии до 43 ± 2 МПа, временем схватывания 3–5 мин и нейтральным значением pH. Исследования растворимости цементных образцов в жидкостях SBF и DPBS показали, что цементы, содержащие катионы, являются слаборастворимыми по сравнению с контрольным образцом, массовые потери составляют 4 % к 28-суткам эксперимента. Цементные образцы проявляли антибактериальную активность в отношении штаммов *Staphylococcus aureus* и *Escherichia coli* с диаметром подавления зоны 8 мм, по результатам исследований *in vitro* можно сделать вывод, что разработанные составы костных цементов нетоксичны и обладают умеренными поверхностными свойствами матрикса. Были проведены исследования *in vivo* и рассчитаны структурные факторы на основе результатов микро-КТ.

Введение. В последние годы магний-кальций фосфатные материалы (МКФМ) рассматриваются, как альтернатива материалам на основе фосфатов кальция (КФМ), в реконструктивно-восстановительной хирургии [1, 2]. Инфекции, связанные с имплантацией, являются серьезной проблемой в костной хирургии.

Инфекционные осложнения могут приводить к развитию хронического остеомиелита, а в случае генерализации инфекции и развития синдрома системной воспалительной реакции или сепсиса – к летальному исходу [3]. Катион-замещенные материалы характеризуются более длительным сроком антимикробного действия за счет вхождения в структуру и более медленного выделения катионов [4, 5]. Наша работа сосредоточена на создании и изучении структурно-фазового состояния костных цементов на основе фазы Струвит ($\text{MgNH}_4\text{PO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) обладающих антибактериальной активностью. Было рассмотрено несколько вопросов, влияние введения катионов разной концентрации на: 1) антибактериальную активность костных цементов 2) механические свойства костных цементов; 3) растворимость цементных образцов и выделение катионов в раствор; 4) поведение костных цементов в исследованиях *in vivo*.

Теория. Одной из важных современных задач в разработке новых костных цементов является повышение антибактериальных свойств материала и обеспечение пролонгированного антибактериального эффекта. Альтернативный подход в создании таких цементов направлен на допирование КФМ и МКФМ катионами с антимикробными свойствами – Zn и Ag. Ожидается, что костные цементы, содержащие как Mg, так и Ca, продемонстрируют хорошую биосовместимость, способность к полной резорбции в организме и биологическую активность в отношении образования костного матрикса во время остеогенеза, а введение катионов серебра и цинка будет способствовать увеличению антибактериальных свойств цементов в отношении грамположительных и грамотрицательных бактерий.

Материалы и методы. Магний-кальций фосфатные цементы были получены на основе системы $(\text{Ca} + \text{Mg})/\text{P} = 2$ с 40 моль.% замещения Mg методом осаждения из водного раствора солей, в качестве контроля использовался цемент на основе системы $\text{Ca}/\text{P} = 2$. Катионы Zn и Ag вводили в виде растворов нитратов солей в количестве 0,5 и 1 масс.%. Прочность при сжатии цементных образцов измеряли одноосным сжатием на установке

Instron 558. Исследование растворимости проводили при выдержке цементных образцов в модельных жидкостях Kokubo SBF и фосфатно-солевом растворе Дульбекко (DPBS) в динамике 28 суток в закрытой системе при 37 °С. Исследование антибактериальной активности проводили в отношении штаммов бактерий *Staphylococcus aureus* (*S. aureus*) и *Escherichia coli* (*E. Coli*) методом погружения в агар. Исследования биосовместимости и остеокондуктивных свойств проводили на модели подкожной имплантации мышам и резекции большеберцовой кости у крыс в срок 3,6 и 12 недель свежезатворенных МКФМ ex tempore. Биологические свойства костных цементов оценивали с помощью микро-компьютерной томографии Skyscan 1275 (Bruker, Бельгия) и гистологических срезов образцов.

Результаты. Таким образом, впервые использование разработанной цементной жидкости на основе фосфата аммония и магния позволило получить МКФМ, характеризующиеся плотной микроструктурой, pH раствора на их основе близким к нейтральному и высокой прочностью около 43 МПа для образцов содержащих 1 масс. % Zn. Было установлено, что материалы, содержащие катионы серебра и цинка характеризуются пониженной, по сравнению с чистыми материалами, величиной массовых потерь в процессе выдержки в растворах. Была установлена антимикробная активность в отношении *S. aureus* и в отношении *E. Coli* и выявлено, что введение катионов серебра и цинка обеспечивает подавление роста бактерий под образцами и формирование значительной зоны подавления роста бактерий, которая была более выраженной в случае *S. aureus*. По макро- и микро- признакам цементные материалы являются полностью биосовместимыми, к 6 неделе наблюдается образование новой костной ткани.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований № 21-33-70079 «Кальций-магнифосфатные костные цементы с улучшенной инъектируемостью и способностью формировать микро- и макропористость в процессе биорезорбции».

Библиографический список

1. Chang J., Zhang X., Dai K. Bioactive Materials for Bone Regeneration. – Academic Press, 2020.
2. Goldberg M. A. et al. In situ magnesium calcium phosphate cements formation: From one pot powders precursors synthesis to in vitro investigations // Bioactive Materials. – 2020. – V. 5. – № 3. – P. 644–658
3. Божкова С. А., Новокшонова А. А., Конев В. А. Современные возможности локальной антибиотикотерапии перипротезной инфекции и остеомиелита (обзор литературы) // Травматология и ортопедия России. – 2015. – № 3 (77).
4. Sarkar K. et al. Anomalous in vitro and in vivo degradation of magnesium phosphate bioceramics: role of zinc addition // ACS Biomaterials Science & Engineering. – 2019. – Т. 5. – № 10. – С. 5097–5106.
5. Sikder P. et al. Antibacterial calcium phosphate composite cements reinforced with silver-doped magnesium phosphate (newberyite) micro-platelets // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2020. – Т. 110. – С. 103934.

АЛЮМООКСИДНЫЕ НАНОПОРИСТЫЕ МЕМБРАНЫ КАК ОСНОВА ДЛЯ СОЗДАНИЯ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ И КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ФИЛЬТРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Мотин Г. Ю., Кокатев А. Н., Яковлева Н. М., Степанова К. В.

Петрозаводский государственный университет, Петрозаводск, Россия
georgii_motin@mail.ru

Алюмооксидные нанопористые мембраны (АОНМ) обладают рядом уникальных свойств, в том числе: высокой проницаемостью, удельной поверхностью, механической прочностью, термической стабильностью и химической стойкостью. Представляется весьма привлекательным использование АОНМ в качестве основы для получения каталитически активных и антибактериальных фильтрующих материалов, состоящих из нанопористой матрицы Al_2O_3 с осажденными в поры и на поверхность активных соединений и частиц.

В работе обобщаются результаты исследования: (а) – формирования АОНМ на основе пористых анодных оксидов алюминия (ПАОА); (б) – получения композитных фильтрующих материалов путем осаждения наночастиц γ -MnO₂ и Ag в поры АОНМ. При осаждении наночастиц γ -MnO₂ в поры АОНМ реализуется идея создания композитного материала с высокой каталитической активностью, а при осаждении наночастиц Ag – с бактерицидными свойствами.

Объектами исследования являлись нанокompозитные материалы, представляющие собой химически инертную матрицу (алюмооксидные нанопористые мембраны) модифицированную активным компонентом (наночастицами γ -MnO₂ или Ag).

Формирование ПАОА проводилось двух- (ДСА) и трехступенчатым анодированием Al (А99) в гальваностатическом режиме (ГСР) при $j_a=18$ мА/см² в водном растворе 3 % C₂H₂O₄ и T = (20–22) °С. Методика трехступенчатого анодирования в отличие от ДСА предусматривает на третьей стадии кратковременное анодирование образцов в 12М H₂SO₄. Проницаемые АОНМ получали утонением барьерного слоя ПАОА путем ступенчатого уменьшения напряжения анодирования или химическим травлением барьерного слоя ПАОА в растворе CrO₃ + H₃PO₄ + H₂O при 30 °С. АОНМ, свободная от металлической подложки, получалась после химического травления Al.

Модификация АОНМ каталитически активным термостабильным γ -MnO₂ проводилась методом термического разложения перманганата калия, путем кратковременной пропитки образцов в 5 % KMnO₄ и последующей сушке в муфельной печи при 220 °С [1]. Осаждение наночастиц Ag в поры АОНМ осуществлялось с применением методики фотохимического синтеза [2]. Морфоструктура образцов исследовалась методом полуконтактной АСМ на сканирующем зондовом микроскопе «Солвер некст» – ЗАО «НТ-МДТ». Скорость роста ПАОА определялись с применением стереомикроскопа Motic и программы Optika™ Vision Pro.

АСМ исследование образцов показало, что на поверхности пористого слоя ПАОА, сформированного на первой стадии ДСА, наблюдается так называемый «дефектный» слой, отражающий

состояние барьерного слоя ПАОА на стадии зарождения пор. Применение второй стадии ДСА приводит к образованию ПАОА с более высокой степенью порядка в расположении, как пор, так и ячеек. Результаты оценки размеров пор и ячеек показали, что ПАОА характеризуется размером пор $d_{\text{пор}} = (75 \pm 5)$ нм, а ячеек $D_{\text{яч.}} = (150 \pm 15)$ нм. Установлено, что скорость роста оксида ($d\delta/dt$) на первой и второй стадии ДСА составляет $d\delta/dt \approx 21$ мкм/ч. Обнаружено, что применение методики ступенчатого уменьшения напряжения анодирования приводит к формированию асимметричных АОНМ с диаметром пор (75 ± 5) нм с одной стороны и (13 ± 3) нм с другой. В то время как методика трехступенчатого анодирования алюминия с применением на третьей стадии процесса реанодирования образцов в H_2SO_4 с последующим химическим растворением барьерного слоя, позволяет получить две идентичные по структуре симметричные АОНМ с высокой степенью открытости пор диаметром $d_{\text{пор}} \approx 70$ нм.

Методом АСМ подтверждено, что применение методики термического разложения перманганата калия приводит формированию на поверхности и в порах ПАОА наночастиц $\gamma\text{-MnO}_2$ размером (20 ± 5) нм, а применение методики фотохимического синтеза путем пропитки образцов в 0.01M AgNO_3 и последующей УФ заливке приводит к формированию в порах оксида наночастиц Ag размером (15 ± 5) нм.

Таким образом, в результате работы получены как ассиметричные, так и симметричные АОНМ, а также созданы композитные материалы, представляющие собой самоорганизованную оксидную матрицу в порах и на поверхности которой присутствуют наночастицы $\gamma\text{-MnO}_2$ или Ag. Полученные результаты могут быть эффективно использованы для создания на основе полученных АОНМ нанокомпозитных фильтрующих материалов для очистки воздуха от патогенных микроорганизмов и токсичных органических соединений (угарный газ, формальдегид, толуол и др.).

Библиографический список

1. Кокатев А. Н., Лукиянчук И. В., Яковлева Н. М., Руднев В. С., Чупахина Е. А., Яковлев А. Н., Степанова К. В. Каталитически активные

композитные материалы с пористой алюмооксидной матрицей, модифицированной наночастицами γ - MnO_2 // Физикохимия поверхности и защита материалов. – 2016. – Т. 52. – № 5. – С. 517.

2. Яковлева Н. М., Кокатев А. Н., Чупахина Е. А., Степанова К. В., Яковлев А. Н., Васильев С. Г., Шульга А. М. Наноструктурирование поверхности металлов и сплавов. Обзор часть 1. Наноструктурированные анодно-оксидные пленки на Al и его сплавах // Конденсированные среды и межфазные границы. – 2015. – Т. 17. – № 2. – С. 137–152.

СОЗДАНИЕ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ И БИОАКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ TiO_2 , ЛЕГИРОВАННЫХ Ca, P, Si И B С НАНОЧАСТИЦАМИ Fe И Cu НА ПОВЕРХНОСТИ

Пономарев В. А.¹, Попова А. Д.¹, Глушанкова Н. А.²,
Игнатов С. Г.³, Штанский Д. В.¹

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

²*ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н. Н. Блохина» Минздрава России,
Москва, Россия*

³*ФБУН «Государственный научный центр прикладной микробиологии
и биотехнологии», Оболенск, Россия*

ponomarev.viktor1993@yandex.ru

Быстрая остеоинтеграция материала и отсутствие воспалительного процесса в области хирургического вмешательства – главные факторы успешной имплантации. Для улучшения остеоинтеграции титановых имплантатов часто используется метод микродугового оксидирования, позволяющий сформировать пористое покрытие на основе оксида титана (TiO_2). Биосовместимость и биоактивность TiO_2 можно увеличить, вводя такие элементы как Ca, P (являются основой апатита) и Si, B (применяют при изготовлении биоактивных стекол). Подавление бактериальной инфекции возможно за счет действия ионов бактерицидных металлов и активных форм кислорода (АФК), которые способна генериро-

вать поверхность TiO_2 с наночастицами (НЧ) металлов под действием УФ облучения [1]. Известно, что соединения бора также демонстрируют бактерицидные свойства [2].

В работе была проведена комбинированная обработка с целью легирования покрытия TiO_2 биоактивными компонентами (Ca, P, Si, B) и декорирования наночастицами металлов Fe и Cu с целью генерации АФК для противодействия бактериям. Покрытия TiO_2 на поверхности титана были получены на установке с биполярным импульсным источником питания методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО), который позволяет создать пористую структуру, обеспечивающую механическую интеграцию имплантата с костной тканью. Элементы Ca, P, Si и B были введены на этапе получения покрытий из электролита. Получены два типа покрытий, легированных бором или кремнием: $\text{TiO}_2(\text{Ca},\text{P},\text{Si})$ и $\text{TiO}_2(\text{Ca},\text{P},\text{B})$. В зависимости от режимов обработки оксид титана преимущественно состоял из анатаза или рутила. Дзетта потенциал покрытий в растворе KCl имел отрицательные значения и зависел от pH раствора. Показано, что все покрытия способны формировать кальций-фосфатную фазу на своей поверхности в условиях *in vitro* в растворе, имитирующем внутреннюю среду организма, а также поддерживать остеогенную дифференцировку. Цитосовместимость покрытий подтверждена исследованием пролиферации, распластывания и фокальных адгезий клеток MC3T3-E1. Показано, что введение Si или B дополнительно к Ca и P повышает цитосовместимость и биоактивность покрытий TiO_2 . Методом ионной имплантации на поверхности покрытий $\text{TiO}_2(\text{Ca},\text{P},\text{Si})$, $\text{TiO}_2(\text{Ca},\text{P},\text{B})$ были сформированы НЧ металлов размером от 20 до 50 нм (Fe) и до 10 нм (Cu) (рисунок 1). Изучена генерация АФК покрытиями с НЧ после воздействия ультрафиолетового излучения в течение 1 часа. Показано, что покрытия с НЧ Cu на поверхности являются бактерицидными против бактерий *E.coli U20* и *S.aureus 839*, а также препятствуют образованию биопленки *S.aureus 839*. Кроме того, установлено, что покрытие $\text{TiO}_2(\text{Ca},\text{P},\text{B})$ обладает

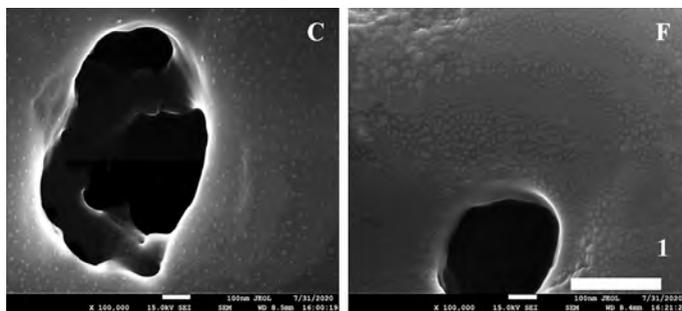


Рис. 1. Поверхность $\text{TiO}_2(\text{Ca},\text{P},\text{Si})$, $\text{TiO}_2(\text{Ca},\text{P},\text{B})$ покрытий после имплантации Cu и Fe

антибактериальной активностью, предположительно, за счет выхода бора и образования борсодержащих антисептических соединений.

Библиографический список

1. V. A. Ponomarev, E. A. Orlov, N. A. Malikov, Y. V. Tarasov, A. N. Sheveyko, E. S. Permyakova, K. A. Kuptsov, I. A. Dyatlov, S. G. Ignatov, A. S. Ilnitskaya, N. A. Gloushankova, B. Subramanian, D. V. Shtansky. Ag(Pt) nanoparticles-decorated bioactive yet antibacterial Ca- and P-doped TiO_2 coatings produced by plasma electrolytic oxidation and ion implantation // *Applied Surface Science*. – Vol. 516–2020. – p. 146068

2. V. A. Ponomarev, A. N. Sheveyko, I. V. Sukhorukova, N. V. Shvindina, A. M. Manakhov, I. Y. Zhitnyak, N. A. Gloushankova, N. K. Fursova, S. G. Ignatov, E. S. Permyakova, J. Polčák, D. V. Shtansky. Microstructure, chemical and biological performance of boron-modified TiCaPCON films // *Applied Surface Science*. – Vol. 465–2019. – p. 486–497

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ta-Zr-Si-B-C-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ DCMS И HIPIMS

Сытченко А. Д.¹, Логинов П. А.¹, Орехов А. С.^{1,2},
Левашов Е. А.¹, Кирюханцев-Корнеев Ф. В.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия

²Федеральный научно-исследовательский центр «Кристаллография
и фотоника» РАН, Москва, Россия
alina-sytchenko@yandex.ru

Целью настоящей работы являлось исследование механических и трибологических характеристик покрытий Ta-Zr-Si-B-C-N, полученных методами магнетронного распыления (DCMS) и высокомоощного импульсного магнетронного распыления (HIPIMS); изучение структурных и фазовых превращений в процессе нагрева до 1000 °С непосредственно в колонне просвечивающего электронного микроскопа; определение термической стабильности и жаростойкости покрытий.

Покрытия были получены методами DCMS и HIPIMS с применением мишени Ta-Zr-Si-B (70,8% Ta, 18,6% Si, 7,4% Zr, 2,9% B) в среде Ar, а также смесях Ar + N₂ и Ar + C₂H₄. Мощность на магнетроне поддерживалась на уровне 1 кВт с помощью источника питания Pinnacle+ Advanced Energy, время осаждения составляло 40 минут. Процесс HIPIMS проводили при следующих параметрах: средняя мощность 0,5 кВт, пиковая мощность 17 кВт, частота 200 Гц, длительность импульса 200 мкс. Для изучения структуры, элементного и фазового составов использовались методы сканирующей электронной микроскопии, энергодисперсионной спектроскопии, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгенофазового анализа (РФА). Механические свойства определялись методом наноиндентирования при нагрузке 4 мН. Трибологические свойства исследовались по схеме «стержень-диск». Результаты структурных исследований показали, что нерреакционное покрытие имело столбчатые зерна TaSi₂, в то время как реакционные образцы обладали плотной аморфной структурой.

Реакционные покрытия, содержащие от 30 до 40 ат.% N или C характеризовались высокими твёрдостью 23–29 ГПа и упругим восстановлением 76–78 %, а также низким коэффициентом трения. Образцы, показавшие лучшие механические и трибологические свойства, были исследованы *in situ* при нагреве в колонне ПЭМ.

In situ исследования структурно-фазовых превращений проводились методом ПЭМ на микроскопе JEM-2100. Нагрев до 200, 400, 600, 700, 800 и 1000 °C осуществлялся с помощью держателя Gatan 671. Ламель из покрытия нагревалась в колонне ПЭМ до фиксированной температуры, после её достижения проводилась запись электронограмм и светлопольных изображений структуры. Результаты исследований показали, что нагрев и выдержки при 200–800 °C, не приводили к изменению структурно-фазового состояния азотсодержащего покрытия: на электронограммах присутствовали размытые пики, типичные для аморфных материалов. При нагреве до 1000 °C наблюдалось начало кристаллизации покрытия. Анализ электронограмм показал наличие фазы TaN, а также малой концентрации фазы Pt, используемой при пробподготовке. При нагреве по аналогичному режиму покрытия с максимальным содержанием углерода были отмечены схожие процессы: при достижении 1000 °C наблюдалось выделение фазы TaC.

Далее для исследования термической стабильности были проведены отжиги покрытий в вакуумной печи ТК 15.1800.ДМ.1Ф при температурах, аналогичных *in situ* ПЭМ. После отжигов образцы исследовались методами РФА и наноиндентирования. В результате была обнаружена экстремальная зависимость твёрдости от температуры, которая, вероятно, связана с уровнем сжимающих напряжений и структурными изменениями в покрытиях Ta-Zr-Si-B-C-N. Кристаллизация, наблюдаемая в азотсодержащем покрытии при 1000 °C, привела к росту твердости до 27 ГПа, в то время как для углеродсодержащего покрытия наблюдалось снижение твердости до 16 ГПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках Государственного задания (проект 0718-2020-0034).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТОНКИХ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг5М

Упоров П. А., Ожегов М. А., Рыльков Е. Н., Наумов А. А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. p_uporov@bk.ru*

Автомобильные и аэрокосмические отрасли промышленности начали широко внедрять точечную сварку трением с перемешиванием (ТСТП) в свои производственные линии. Несколько автомобильных концернов, такие как Mazda Motor Corporation, Toyota Motor Corporation, Honda Motor Corporation, широко используют ТСТП в своих производственных линиях для сварки различных материалов [1–2]. ТСТП позволяет им использовать алюминиевые сплавы в конструкции автомобилей для уменьшения веса, а также дает возможность повышать производительность, не ухудшая качество. С помощью ТСТП сваривают не только однородные материалы, но и разнородные материалы, такие как алюминий и медь. При соединении разнородных материалов плавлением, существенно уменьшается прочность сварного соединения. Используя ТСТП, появляется возможность сваривать алюминий со сталью или композиционными материалами, что возможно успешно использовать в автомобилестроении [3–4]. Однако подбор подходящего режима сварки является достаточно трудоемкой задачей, чтобы решать её экспериментальным путем. В данном случае на помощь приходит математическое моделирование, позволяющее достаточно точно предсказать состояние шва после сварки.

Данная работа посвящена изучению ТСТП, а также созданию математической модели данного процесса. Предварительно был проведен ряд экспериментов по подбору режимов сварки. В качестве материала для проведения экспериментальной части использовался деформационно-упрочняемый сплав АМг5М.

Экспериментальная часть выполнялась на многофункциональном обрабатывающем комплексе Матес-40Р. Была проведена серия экспериментов по ТСТП двух пластин внахлест из сплава АМг5М, 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

Главной идеей данной модели является то, что перемешиваемый материал задаётся как очень вязкая жидкость, динамическая вязкость которой зависит от температуры, скоростей деформации и напряжений течения. Моделирование проводилось в системе Ansys Fluent. Благодаря такому моделированию возможно достаточно точно определить поля температур (рисунок 1) и динамической вязкости в области сварки (таблица 2), по которым можно судить о будущей макроструктуре шва.

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 |

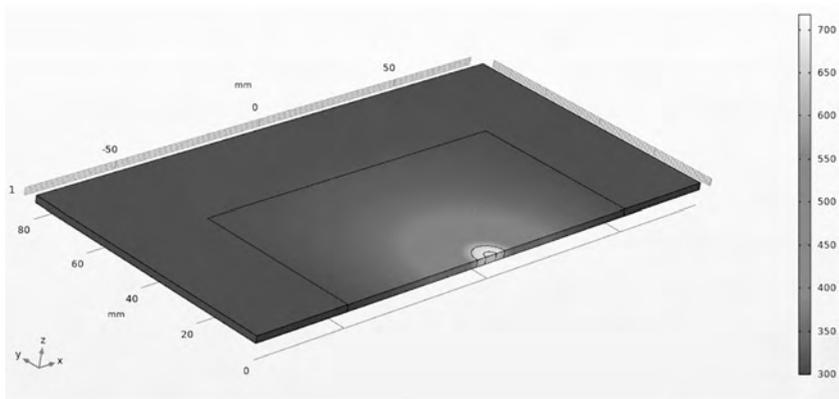


Рис. 1. Распределение температур
на скорости вращения инструмента 1000 об/мин

Библиографический список

1. T. Iwashita, “Method and apparatus for joining,” US6601751B2, Aug. 05, 2003.
2. Yoshihiro Kusuda, (2013), «Honda develops robotized FSW technology to weld steel and aluminum and applied it to a mass production vehicle», *Industrial Robot: An International Journal*, Vol. 40 Iss 3 pp. 208–212.
3. Yoshihiro Kusuda, (2013), «Honda develops robotized FSW technology to weld steel and aluminum and applied it to a mass production vehicle», *Industrial Robot: An International Journal*, Vol. 40 Iss 3 pp. 208–212.
4. Boeing 787: From the Ground Up. Available online: www.boeing.com/commercial/aeromagazine/articles/qtr_4_06/article_04_2.html (accessed on 12 May 2017).

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Шлыков Е. С., Абляз Т. Р., Ширяев В. В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия. Kruspert@mail.ru*

Импульсная лазерная наплавка является эффективным способом восстановления изношенных, дефектных, разрушенных в ходе эксплуатации дорогостоящих высокопрочных изделий и механизмов. Однако, обработка небольших восстановленных участков изделия на лезвийных металлообрабатывающих станках зачастую является затруднённой.

При обработке наплавленных изделий сложного профиля применимы технологии проволочно-вырезной электроэрозионной обработки (ПВЭЭО), гидроабразивной и лазерной резки [1]. На сегодняшний день проводится активное изучение научных основ процесса электроэрозионной обработки восстановленных поверхностей изделий. Технология (ПВЭЭО) позволяет изготавливать изделия сложной геометрической формы, с высокой точностью и низкой шероховатостью [2]. В связи с этим ПВЭЭО наплавленных восстановленных изделий находит широкое применение на ведущих машиностроительных предприятиях.

Процесс электроэрозионной обработки является сложным электрофизическим процессом [1–3]. Шероховатость обработанной поверхности при ПВЭЭО зависит от множества факторов: свойств рабочей жидкости, свойств обрабатываемого материала, свойств электрода-проволоки, параметров импульса (время включения и выключения импульса, напряжение, сила тока и др.), высоты обрабатываемой заготовки и др [4].

Принимая во внимание множество факторов ПВЭЭО влияющих на формирование шероховатости обработанной восстановленной поверхности, для анализа из взаимосвязи целесообразным является применение методики планирования эксперимента [3–4].

Целью работы является экспериментальное исследование влияния напряжения, скважности импульсов и высоты заготовки на формирование шероховатости при ПВЭЭО изделий полученных методом порошковой лазерной наплавки.

Обработка результатов факторного эксперимента и получение эмпирической формулы проводилось при помощи регрессионного анализа. В качестве экспериментального оборудования выбран проволочно-вырезной электроэрозионный станок EcoCut. В качестве электрода инструмента выбрана латунная проволока марки VercoCut диаметром 0,25 мм. Рабочая жидкость – дистиллированная вода. Измерение шероховатости обработанной поверхности проводилось на профилометре Mahr Perthometer S2 по ГОСТ 2789-73. Эксперименты проводились для наплавленного материала титан ВТ-01 по ГОСТ 19807-91. Измерения производились на базовой длине 0,8 см. При проведении анализа были сделаны следующие допущения: все импульсы от электрода-проволоки проходят строго перпендикулярно к электроду-детали, электропроводность диэлектрика постоянна. В качестве основных факторов выбранных для проведения регрессионного анализа и влияющих на величину шероховатости при ПВЭЭО выбраны: 1. Скважность импульсов, q ; 2. Напряжение, U (В); 3. Высота заготовки, H (м).

В результате регрессионного анализа получено эмпирическое уравнение характеризующее взаимосвязь между величиной шероховатости и выбранными факторами:

$$Ra = 10^{-6} \cdot (4,53 - 0,79q + 0,02U + 5,5H).$$

Для анализа полученной регрессионной модели необходимо построить графики зависимости шероховатости обработанной поверхности от факторов, рассмотренных в модели. График зависимости параметра шероховатости обработанной наплавленной поверхности ВТ-01 представлен на рисунке 1.

Из анализа графика следует, что шероховатость поверхности обратно пропорциональна скважности импульсов. Увеличение времени действия импульсов ton и уменьшение времени

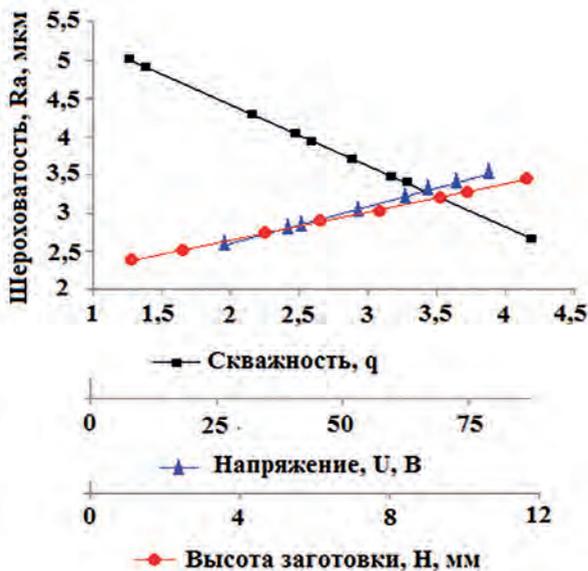


Рис. 1. Зависимость шероховатости обработанной поверхности от скважности импульсов, напряжения и высоты заготовки

выключения импульсов t_{off} приводит к снижению скважности, и следовательно увеличению значения параметра шероховатости обработанной восстановленной поверхности. При увеличении скважности импульсов в 1,5 раза, от значения 1,2 до 3, шероховатость снижается примерно в 0,7 раз.

Показано, что при увеличении значения напряжения шероховатость обрабатываемой наплавленной поверхности повышается. Данная закономерность связана с физической сущностью процесса электроэрозионной обработки. Минимальное значение шероховатости $Ra = 2,5$ мкм достигается при значении напряжение $U = 25$ В, скважности $q = 4$.

Из графика следует, что при увеличении высоты заготовки увеличивается шероховатость обработанной наплавленной поверхности. При увеличении заготовки с 4 мм до 12 мм шероховатость увеличивается в 1,1 раза и составляет по $Ra = 3,2$. Увеличение

высоты микронеровностей связано с неравномерностью распределения межэлектродного зазора в процессе резания в связи с образованием электроэрозионного шлама в канале пробоя. Чем больше площадь обработки, тем больше вероятность скопления продуктов эрозии в канале, в результате чего возникают дополнительные искровые разряды между электродом инструментом и металлическими частицами уже удаленного материала.

Выводы:

1. Получена эмпирическая модель позволяющая оценить влияние режимов резания и высоты наплавленной титановой заготовки на качество ее поверхности после ПВЭЭО.

2. Показано, что при увеличении напряжения в зазоре U и высоты заготовки, при обработке наплавленного титана марки ВТ-01, шероховатость обработанной поверхности R_a , мкм увеличивается.

3. Максимальное значение параметра шероховатости по $R_a = 3.3$ мкм, достигается при напряжении $U = 25$ В, скважности $q = 3.5$, высоте заготовки 10 мм.

Библиографический список

1. M. Panner Selvam, P. Ranjith Kumar, Optimization Kerf Width and Surface Roughness in Wirecut Electrical Discharge Machining Using Brass Wire Mechanics and Mechanical Engineering Vol. 21, No. 1, 2017, pp. 37–55.

2. P. A. Anandakumar, Baya Molla, Fisha Biruke, Analysis of copper mixed kerosene servotherm in EDM of Monel 400, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 197, 2017, pp. 1–7. doi:10.1088/1757-899X/197/1/01200

3. Che Muhamad Hamzah Che Nor, Mohd Shahir Kasim, Effendi Mohamad, Study on cutting parameter on kerf width using wire electrical discharge machining of Inconel 718, Conference: 24th Design Engineering Systems Division JSME Conference Japan Society of Mechanical Engineers, At Tokushima, Japan, Volume: 14–27, 2014. doi: 10.13140/2.1.1814.7844.

4. Ibrahim Maher,, Liew Hui Lingb, Ahmed A. D. Sarhan. Improve wire EDM performance at different machining parameters – ANFIS modeling. IFAC-PapersOnLine 48–1, 2015. pp.105–110. doi: 10.1016/j.ifacol.2015.05.109.

ФОРМОВАНИЕ БРИКЕТОВ ИЗ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ И ПЛАСТИКОВЫХ ОТХОДОВ

Шунгарина Ш. Е., Котов С. А., Наумова З. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия. shungarina.she@edu.spbstu.ru*

Вопрос переработки промышленных и бытовых отходов является глобальным и одним из наиболее актуальных для мирового научного сообщества.

Среди бытовых отходов самым опасным видом являются пластиковые отходы, так как, во-первых, их объем образования в мировых масштабах превышает 300 млн тонн в год [1], и, во-вторых, их переработка является наиболее опасной для окружающей среды по сравнению с переработкой других видов бытовых отходов. Основными видами полимеров, составляющих первичные пластиковые отходы, являются полиэтилен высокого давления (ПВД) и полипропилен (ПП) [2]. По оценке авторов [1] из всего объема пластиковых отходов переработке подвергается от 14 до 25 % отходов. В России перерабатывается лишь небольшая часть образующихся отходов пластика (около 10–15 %) [3].

Основными производителями промышленных отходов являются металлургические предприятия, где образуется более 10,3 млн тонн отходов в год, что составляет 15–20 % от количества общих загрязнений [4]. Использование прокатной окалины в качестве сырья для металлургических предприятий даст возможность получить шихтовый материал с высоким содержанием железа, заменив при этом ценные природные ресурсы.

Актуальность данной работы заключается в использовании промышленных и бытовых отходов для одновременной утилизации пластиков без причинения вреда окружающей среде и в восстановлении железа в сталеплавильных процессах.

Научная новизна исследования – использование бытовых отходов (пластик марки ПЭТФ) в качестве топливной составляющей и связующего при брикетировании железосодержащих отходов

(прокатной окалины) для их последующей утилизации в сталеплавильных процессах.

Из анализа методов утилизации наиболее эффективным способом переработки железосодержащих отходов является их брикетирование с последующим использованием в традиционных металлургических агрегатах в качестве шихты.

Для связующего из пластиковых отходов необходимы пластификаторы, оптимизирующие реологические свойства полимеров. Опираясь на цель исследования, в качестве пластификатора для формирования смеси был выбран парафин.

Метод исследования состоял из нескольких этапов. Начальным этапом изготовления брикетированного шихтового материала было измельчение. Ему подверглись исходные материалы – прокатная окалина и пластиковые отходы. Для измельчения прокатной окалины, взятой из ПАО «Ижорские заводы» была использована конусная инерционная дробилка КИД-60. Измельчение проходило в несколько проходов до получения фракций размером менее 200 мкм (основные фракции от 200 до 50 мкм) при просеивании через ситовый анализатор. В качестве пластикового отхода был взят пластик марки ПЭТФ. Измельчение осуществлялось ручным методом – нарезкой ПЭТ-бутылок на фракции не более 2–3 мм.

Насыпная плотность для пластика составила $\rho_{\text{п}} = 430 \text{ кг/м}^3$, для прокатной окалины $\rho_{\text{ок}} = 2090 \text{ кг/м}^3$.

Следующим этапом стало смешение компонентов в заданной пропорции из расчета массы образца (50 г, 25 г, 11,3 г). Соотношение исходных компонентов выбиралось с целью подбора необходимого количества связующего вещества (смеси пластика и парафина). Состав исследованных образцов приведен в таблице 1.

Прессование проводили при различных усилиях (3,2 т; 8,8 т) для получения брикета с хорошей формуемостью.

В результате испытаний без пластификатора (образец 1) формуемость образца практически не наблюдалась, т. е. смесь окалины с пластиком не сохраняла форму, что свидетельствовало о необходимости наличия пластификатора в составе брикетируемой смеси.

Состав образцов

| № образца | Масса образца, г | Состав в % от массы | | |
|-----------|------------------|---------------------|---------|---------|
| | | окалина | пластик | парафин |
| 1 | 50 | 84 | 16 | 0 |
| 2 | 25 | 97 | 1 | 2 |
| 3 | 25 | 95 | 1 | 4 |
| 4 | 11,3 | 74 | 14 | 12 |

Исследования формуемости смесей с пластификатором показали, что при низких давлениях прессования ($p = 145$ МПа) у заготовки (образец 2) наблюдалась хорошая формуемость и прочность. При высоких давлениях ($p = 400$ МПа) прочность того же образца была визуальнo выше. Стоит отметить, что повышение содержания парафина вдвое (образец 2) также привело к улучшению формуемости и прочности брикета.

При большом содержании пластика (образец 4) заготовка обладала низкими показателями формуемости и прочности, как при низких, так и при высоких давлениях. Повышение содержания пластика в смеси ухудшает формуемость брикетов, их прессование желательнo проводить при повышенных давлениях.

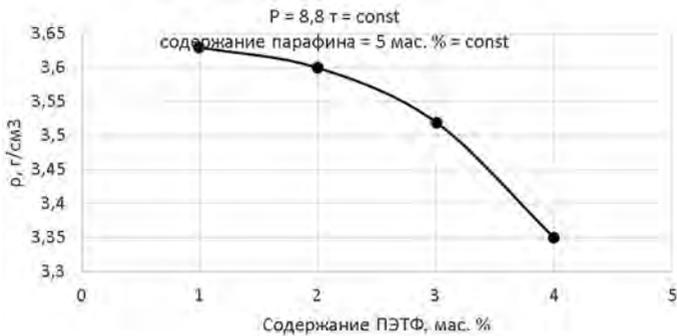


Рис. 2. Зависимость плотности брикета от содержания пластика

Следующий этап – прессование смесей с разным содержанием пластиковых отходов, состав образцов указан в таблице 2. Полученные смеси прессовались с одинаковым усилием $P = 8,8$ т и при одном и том же содержании парафина (5 мас. %). На рисунке 2 представлена зависимость плотности брикетов, полученных в результате прессования, от содержания пластика.

Таблица 2

Состав образцов

| Масса, г | № | ПЭТФ, мас. % | Парафин, мас. % | Окалина, мас. % |
|----------|---|--------------|-----------------|-----------------|
| 25 | 1 | 1 | 5 | 94 |
| | 2 | 2 | 5 | 93 |
| | 3 | 3 | 5 | 92 |
| | 4 | 4 | 5 | 91 |

Из полученных данных следует, что плотность брикета уменьшается с увеличением содержания пластика.

Библиографический список

1. Roland Geyer, Jenna R. Jambeck, Kara Lavender Law. Production, use, and fate of all plastics ever made // Science Advances. Июль 2017 г.
2. OECD (2018), Improving Markets for Recycled Plastics: Trends, Prospects and Policy Responses, OECD Publishing, Paris.
3. Волкова А. В. Рынок утилизации отходов. – М. : Национальный исследовательский университет Высшая школа экономики, 2018. – 87 с.
4. Большина, Е. П. Экология металлургического производства: Курс лекций / Е. П. Большина. – Новотроицк : НФ НИТУ «МИСиС», 2012. – 155 с.

АВТОРСКИЙ ИНДЕКС

- Belykh A. V. 250
Davydov A. 193
Eremeev I. A. 248
Ganin S. 115
Honcharenko D. V. 248
Karpov M. I. 114
Karzina J. S. 195
Kim A. 302
Kiryukhantsev-Korneev P. 33
Kovalev M. 193
Krylov N. I. 250
Levashov E. 33
Lyashenko D. 193
Mazeeva A. K. 302
Mikhailov M. D. 250
Petrovich S. 141
Popovich A. A. 302
Samigullin M. E. 250
Semencha A. V. 248, 250
Shamshurin A. I. 302
Shvetsov O. V. 195
Starikov K. A. 302
Sytchenko A. 33
Trotsky M. 115, 141
Tsemenko V. 115
Voevodenko D. 141
Zamozdra M. 115, 141
- Абляз Т. Р. 120, 348
Агеев М. И. 34
Азаров С. М. 124
Азарова Т. А. 124
Акшенцев Ю. Н. 44
Александров Д. С. 197, 304
Александров С. Е. 314, 316
Альхименко А. А. 188
Андрейко А. И. 34
Антонюк М. Н. 12, 20, 309
Анцупов А. В. 143
Анцупов А. В. (мл.) 143
Анцупов В. П. 143
Артемьев А. А. 237
Артюхова Н. В. 130
Астапов А. Н. 223
Асташов А. Г. 5
Ахметшин Л. Р. 145
Багацкая В. 200
Бадамшин И. Х. 147
Базров Б. М. 149
Баикин А. С. 334
Баранов М. А. 269
Бартенев И. А. 37
Басков Ф. А. 331
Батурова Л. П. 105
Бахмат В. Р. 127, 130
Башкиров Е. А. 261

- Беликова Ю. А. 109
Беляев С. Ю. 152
Березенко В. И. 154
Бесараб С. В. 124
Беспалова П. Г. 314
Биленко Г. А. 156
Биленко Е. М. 156
Биль А. С. 316
Бобарика И. О. 159
Богданов С. П. 202, 253
Борисов А. Н. 329
Борисов Е. В. 291
Бородавко В. И. 299
Булганина М. Ю. 87, 152
Бычкова М. Я. 261
Ван П. 39
Ван Ц. 16
Васильев А. А. 161
Васина М. А. 282
Винокурова А. А. 319
Витязь П. А. 183
Вихман В. Б. 42
Владимиров А. А. 269
Владимиров А. Б. 273
Волков А. А. 44
Волов В. Н. 205
Воробьев А. А. 314
Воробьев Ф. М. 45
Вострецов Г. Н. 82
Галата Л. А. 164
Гамулин К. Е. 197, 304
Ганин С. В. 50, 319, 321, 325
Гаршин А. П. 202, 205
Гельчинский Б. Р. 14
Глушанкова Н. А. 340
Голиков Н. И. 48, 102
Головко А. В. 232
Голодок Р. П. 258
Голуб А. В. 50
Голубев И. А. 173
Гольдберг М. А. 334
Горохов В. М. 93
Грецкий Н. Л. 183
Григорьева А. А. 55
Григорьянц А. Г. 26, 64
Гридасов А. В. 165
Гридасова Е. А. 165
Гришков В. Н. 117
Гуревич В. Л. 149
Гусаренко А. А. 117
Гучек В. Н. 93
Давыдов А. Д. 188
Давыдов Ю. С. 66
Дарки С. 87
Девятерикова Н. А. 185
Демченко А. И. 34
Денисова Ю. Ю. 211
Дмитрюк А. И. 321
Долгин А. Н. 202
Долгин А. С. 23
Дорофеев А. А. 5, 58
Дробыш А. А. 124
Дронов Ф. Ю. 127, 130
Евстигнеева Е. С. 323
Евстратикова Я. И. 168
Евтухова Т. Е. 124
Егорова Л. Ю. 66
Ежов И. С. 231
Елсуков С. К. 237
Ермаков Б. С. 164

- Ермишкина А. Ф. 325
Ермоченков И. М. 209
Жабрев Л. А. 63
Жапова Д. Ю. 117
Жителев П. С. 174
Житенев А. И. 174
Жуков Н. В. 174
Заварцев Ю. Д. 209
Завертяев И. Д. 5, 58
Загуменный А. И. 209
Зайцев А. А. 226
Замоздра М. Ю. 73
Зорин И. В. 237
Зотов О. Г. 331
Иванова И. В. 161
Иванова М. А. 102
Игнатов С. Г. 340
Игошин С. Д. 255, 276, 329
Игумнов П. В. 9
Ильющенко А. Ф. 7, 60, 258
Ищук Д. Л. 211
Калашников Ю. П. 5
Каледина Д. Е. 85
Кантюков А. Д. 293
Канцев Р. Г. 164, 170
Капланский Ю. Ю. 261
Карасев В. С. 178
Карзина Ю. С. 164
Кархин В. А. 42
Каштанов А. Д. 279
Каясова А. О. 263
Кинжагулов И. Ю. 171
Киреев П. Н. 93
Кириченко Е. А. 245
Кирюханцев-Корнеев Ф. В. 343
Кладов И. В. 63
Климова-Корсмик О. Г. 240
Клинков В. А. 214, 216
Князев С. Н. 218
Ковалев П. В. 178
Ковалевич А. С. 171
Козлов Р. Ю. 221
Кокатев А. Н. 30, 337
Колганов О. А. 265
Колмаков С. В. 70
Колотий А. И. 88, 173, 191
Колчанов Д. С. 64
Колчанова А. В. 64
Комаровский Н. Ю. 218
Комлев В. С. 334
Кондратьев С. Ю. 109, 188
Кондратьева А. М. 331
Кондратьева А. С. 105
Кормилицина С. С. 221
Коробов Ю. С. 66, 156
Коротеев А. О. 68
Коротицкий А. В. 261
Коршунов И. С. 26
Косачева О. А. 66
Костылев В. А. 14
Котов С. А. 232, 319, 321, 352
Кочемировская С. В. 79, 296
Кочемировский В. А. 211
Кривошеев А. В. 26
Криницын М. Г. 268
Крохичева П. А. 334
Кудряшов А. Е. 269, 282
Кузнецов В. П. 70, 273
Кузнецов П. А. 253
Кузмина Е. С. 78

Кузьмичев Е. А. 245
Кузьмичев Е. Н. 9
Купцов К. А. 12, 20, 309
Курбаткина В. В. 223
Курушкин Д. В. 63, 73
Лапеченков А. А. 180
Ларионова Т. В. 27
Левашов Е. А. 34, 223, 226, 228,
261, 263, 269, 282, 311, 343
Левченко А. М. 82
Лежнин Н. В. 273
Лейбгам В. 202
Леонтьев Л. И. 14
Лернер М. И. 268
Лецко А. И. 60
Лисин В. Л. 14
Логачев И. А. 311
Логачёва А. И. 311
Логинов П. А. 226, 228, 343
Лотков А. И. 117
Лукьянов Г. Н. 265
Лупачев А. Г. 68
Лутченко А. В. 26
Макаров А. В. 75, 269, 273
Максимов М. Ю. 231
Максимова Е. М. 48
Марков В. А. 243
Марков Г. М. 228
Масайло Д. В. 255, 276, 329
Матвеев А. Е. 127
Махарова С. Н. 102
Махорин В. В. 279
Мачнев В. С. 60
Миронов В. А. 78
Митрофанов И. В. 231
Михайлин А. И. 23
Молодцова Е. В. 221
Морозова Ю. Н. 235
Мотин Г. Ю. 337
Мохоров Д. Д. 79
Музафарова С.-В.Р. 232
Муканов С. К. 282
Муратов К. Р. 120
Наумов А. А. 235, 345
Наумова З. В. 352
Непомнящий А. С. 55
Нечаев Д. В. 174
Николаева А. Г. 185
Николенко С. В. 9
Никулин В. Е. 82
Новиков П. А. 16, 197, 304
Обросов А. В. 235
Огурцов К. А. 253
Ожегов М. А. 345
Оленин М. И. 279
Орехов А. С. 343
Орлов А. В. 85, 139, 291
Осинников И. В. 120
Падгурскас Ю. 133
Панченко О. В. 63, 106
Паршиков Р. А. 319
Паршин С. Г. 68, 82, 90, 287
Пахило-Дарьял И. О. 5
Первиков А. В. 268
Перевислов С. Н. 23
Петржик М. И. 282
Петров С. Н. 253, 331
Петрова А. Ю. 245
Петрова С. А. 14
Петюшик Е. Е. 124

- Плотников Д. Г. 133
Погожев Ю. С. 223
Погребная М. 200
Полетаев А. П. 319
Полозов И. А. 284
Пономарев В. А. 340
Попова А. Д. 340
Попович А. А. 16, 85, 139, 197, 231, 276, 284, 291, 293, 304
Попович В. А. 291
Попок Н. Н. 149
Потанин А. Ю. 223
Прияткин Д. В. 237
Промахов В. В. 127, 130
Пушница К. А. 16
Раскатов Е. Ю. 44, 87, 152
Ратуцкая Д. С. 299
Репин И. Л. 82
Реутенок Ю. А. 60
Реф Д. В. 88, 173, 180, 191
Родионов И. С. 117
Романов О. Н. 279
Руденко Д. О. 34
Рудской А. И. 90, 287
Румянцев Н. И. 50
Рыльков Е. Н. 63, 235, 345
Савич В. В. 93, 258
Салынова М. А. 240
Самиева Д. А. 209
Самохин А. В. 5, 58
Санников И. И. 48
Сараев Ю. Н. 48, 55, 96
Саука Ю. Д. 124
Сгонов Н. М. 289
Седельникова М. Б. 136
Семашко В. В. 7
Семененко Д. В. 299
Семенча А. В. 19, 105, 214
Семенчук В. М. 99
Семиколенов А. А. 240
Сентюрин Ж. А. 311
Сидоренко Д. А. 226
Сидоров М. М. 48, 102
Синайский М. А. 5, 58
Скорынина П. А. 273
Скотникова М. А. 133
Смоленцев М. С. 66
Смолин И. Ю. 145
Соколов И. А. 243
Соломахо В. Л. 149
Сотов А. В. 293
Спешилова А. С. 314
Станкевич П. И. 78
Стариков К. А. 284, 291
Степанов С. И. 70
Степанова К. А. 171
Степанова К. В. 30, 337
Стрекаловская Д. А. 105, 185
Стрельникова А. А. 133
Судник Л. В. 7
Суфияров В. Ш. 284, 293
Сытченко А. Д. 343
Сычев М. М. 23, 253
Таболич А. В. 299
Талако Т. Л. 60
Тарайкович А. М. 258
Тарусов И. Н. 93
Тверьянович Ю. С. 296
Тихонов Р. П. 102
Толкачева Т. В. 136

Толочко О. В. 27
Торопков Н. Е. 268
Углунц Т. В. 19
Угодчикова А. В. 136
Упоров П. А. 345
Фадеев А. А. 5, 58
Фарбер Э. М. 85, 139
Фастов С. А. 237
Февралева В. С. 27
Федоров А. В. 265
Федоров А. С. 168, 178
Федулов А. А. 143, 152
Федченко М. Г. 243
Филиппов М. А. 296
Фомин Г. Б. 106
Фролов М. А. 109
Фукс М. Д. 109
Фурманов С. М. 111
Хайбрахманов Р. У. 156
Хайрутдинова Д. Р. 334
Харьков А. А. 188
Хейфец М. Л. 149, 183, 299
Хомич П. Н. 42
Цветков А. С. 180, 185
Цеменко В. Н. 50, 325
Чернявский В. А. 165
Чижик С. А. 231
Чупраков В. А. 218
Шапошников Н. О. 180, 185
Шаркеев Ю. П. 136
Швецов О. В. 188
Шевейко А. Н. 12, 20, 309
Шевченко В. Я. 23
Ширяев В. В. 348
Шлыков Е. С. 120, 348
Штанский Д. В. 12, 20, 309, 340
Штарев Д. С. 245
Штарева А. В. 245
Шульга А. М. 30
Шульц Н. А. 127, 130
Шунгарина Ш. Е. 352
Шупенёв А. Е. 26
Юманов Д. Н. 111
Юнусов Ф. А. 27
Юрасова О. В. 209
Ющук В. В. 218
Яковлева Н. М. 30, 337
Яхимович В. А. 88, 170, 173,
180, 191

ОГЛАВЛЕНИЕ

СЕКЦИЯ «НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ (МЕТАЛЛ, ПОРОШОК, КОМПОЗИТНАЯ КЕРАМИКА, ПОКРЫТИЯ)»

| | |
|---|----|
| ПОЛУЧЕНИЕ СФЕРИЧЕСКОГО НАНОКОМПОЗИЦИОННОГО ПОРОШКА СИСТЕМЫ W-C-Co ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ МЕТОДОВ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА И ПЛАЗМЕННОЙ СФЕРОИДИЗАЦИИ <u>Асташов А. Г.</u> , Дорофеев А. А., Фадеев А. А., Синайский М. А., Завертяев И. Д., Калашников Ю. П., Пахило-Дарьял И. О., Самохин А. В. | 5 |
| ИМПУЛЬСНЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ И УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ СЛОИСТЫХ И СПЕЧЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <u>Ильюшенко А. Ф.</u> , <u>Судник Л. В.</u> , Семашко В. В. | 7 |
| К ВОПРОСУ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ С УПРАВЛЯЮЩИМ МАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ НА РАСПЛАВ <u>Кузьмичев Е. Н.</u> , Николенко С. В., Игумнов П. В. | 9 |
| ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ Fe-Cr-Ni-Co-(Cu) ДЛЯ ЗАЩИТЫ СТАЛИ ОТ ТРИБОКОРРОЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В УСЛОВИЯХ МОРСКОЙ ВОДЫ <u>Купцов К. А.</u> , Антонюк М. Н., Шевейко А. Н., Штанский Д. В. | 12 |
| ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ И ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ <u>Леонтьев Л. И.</u> , Костылев В. А., Гельчинский Б. Р., Петрова С. А., Лисин В. Л. | 14 |

| | |
|--|----|
| ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ПЕРСПЕКТИВНОГО КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ $\text{Li}_2\text{FeSiO}_4$ С ПОМОЩЬЮ ИНДУКТИВНО СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМЫ <u>Пушница К. А.</u> , Новиков П. А., Ван Ц., Попович А. А. | 16 |
| СИНТЕЗ СОРБЕНТОВ НА ОСНОВЕ СИЛИКАТА МАГНИЯ С КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ <u>Углуниц Т. В.</u> , Семенча А. В. | 19 |
| ТРИБОКОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ FeCrMoCoUCS В МОРСКОЙ ВОДЕ <u>Шевейко А. Н.</u> , Купцов К. А., Антонюк М. Н., Штанский Д. В. | 20 |
| ОЦЕНКА ПУЛЕСТОЙКОСТИ БРОНЕПАНЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ МАТЕРИАЛОВ «ИДЕАЛ» И КОРУНД Шевченко В. Я., <u>Долгин А. С.</u> , Сычев М. М., Перевилов С. Н., Михайлин А. И. | 23 |
| СИНТЕЗ И УДАЛЕНИЕ НАНОМЕТРОВЫХ ПЛЕНOK МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ Шупенёв А. Е., Лутченко А. В., Коршунов И. С., <u>Кривошеев А. В.</u> , Григорьянц А. Г. | 26 |
| ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОЧАСТИЦАМИ <u>Юнусов Ф. А.</u> , Ларионова Т. В., Толочко О. В., Февралева В. С. | 27 |
| НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ АНОДНО-ОКСИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА СПЕЧЕННЫХ ПОРОШКАХ ГУБЧАТОГО ТИТАНА <u>Яковлева Н. М.</u> , Шульга А. М., Степанова К. В., Кокатев А. Н. | 30 |
| Hf- AND Zr-DOPED Mo-Si-B NANOSTRUCTURED COATINGS DEPOSITED BY DCMS, HIPIMS, AND PCAE TECHNOLOGIES <u>Kiryukhantsev-Korneev P.</u> , Sytchenko A., Levashov E. | 33 |

**СЕКЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ
ПРОЦЕССЫ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ»**

| | |
|---|----|
| ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВА ПОРОШКОВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ159 МЕТОДОМ ГАЗОВОЙ АТОМИЗАЦИИ И КОМПАКТНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ НИХ В УСЛОВИЯХ ООО «ГРАНКОМ» – ПАО «РУСПОЛИМЕТ» <u>Агеев М. И.</u> , Демченко А. И., Руденко Д. О., Андрейко А. И., Левашов Е. А. | 34 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ МЕДИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВОДОРОДНО-КИСЛОРОДНОЙ <u>Баргенов И. А.</u> | 37 |
| КАНАЛОВАЯ МОДЕЛЬ ПОДВОДНОЙ МОКРОЙ РЕЗКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК <u>Ван П.</u> | 39 |
| КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X18N10T С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ ТС6 <u>Вихман В. Б.</u> , Кархин В. А., Хомич П. Н. | 42 |
| ОСОБЕННОСТИ РАЗДЕЛЕНИЯ ВЕЩЕСТВ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ КОНВЕРТИРОВАНИИ Волков А. А., <u>Раскатов Е. Ю.</u> , Акшенцев Ю. Н. | 44 |
| ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ <u>Воробьев Ф. М.</u> | 45 |
| СВАРКА ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ Голиков Н. И., Сидоров М. М., <u>Максимова Е. М.</u> , Санников И. И., Сараев Ю. Н. | 48 |
| НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ КАРБОТЕРМИЧЕСКИЙ СОВМЕСТНЫЙ СИНТЕЗ СПЛАВА WC-Co В ВАКУУМЕ <u>Голуб А. В.</u> , Румянцев Н. И., Цеменко В. Н., Ганин С. В. | 50 |

| | |
|---|----|
| ПОИСК ПУТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР Григорьева А. А., Непомнящий А. С., <u>Сараев Ю. Н.</u> | 55 |
| ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА НАНОПОРОШКОВЫХ МИКРОГРАНУЛ СИСТЕМЫ W-Ni-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАСПЫЛИТЕЛЬНОЙ СУШКИ <u>Дорофеев А. А.</u> , <u>Фадеев А. А.</u> , <u>Синайский М. А.</u> , <u>Завертяев И. Д.</u> , <u>Самохин А. В.</u> | 58 |
| ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ VIGA С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВС-ЛИГАТУРЫ <u>Ильющенко А. Ф.</u> , <u>Талако Т. Л.</u> , <u>Лецко А. И.</u> , <u>Мачнев В. С.</u> , <u>Реуенок Ю. А.</u> | 60 |
| ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕПЛОЙ ИСТОРИИ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ <u>Кладов И. В.</u> , <u>Рыльков Е. Н.</u> , <u>Курушкин Д. В.</u> , <u>Жабрев Л. А.</u> , <u>Панченко О. В.</u> | 63 |
| ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ <u>Колчанова А. В.</u> , <u>Григорьянц А. Г.</u> , <u>Колчанов Д. С.</u> | 64 |
| ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ШВЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКЕ В ГАЗАХ <u>Коробов Ю. С.</u> , <u>Давыдов Ю. С.</u> , <u>Егорова Л. Ю.</u> , <u>Смоленцев М. С.</u> , <u>Косачева О. А.</u> | 66 |
| РАБОТОСПОСОБНОСТЬ РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ <u>Коротеев А. О.</u> , <u>Лупачев А. Г.</u> , <u>Паршин С. Г.</u> | 68 |
| ТОЧНОСТЬ ПОВЕРХНОСТЕЙ КЛИНА ЗАДВИЖКИ, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ИЗ СТАЛИ EOS Pn1 <u>Кузнецов В. П.</u> , <u>Колмаков С. В.</u> , <u>Степанов С. И.</u> | 70 |

| | |
|--|----|
| АНАЛИЗ ДЕФЕКТОВ ОБРАЗЦОВ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ ИЗ СТРУЖКИ СПЛАВА МА5 <u>Курушкин Д. В.</u> , Замоздра М. Ю. | 73 |
| СОВРЕМЕННЫЕ ЛАЗЕРНЫЕ, ДЕФОРМАЦИОННЫЕ И КОМБИНИРОВАННЫЕ СПОСОБЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ <u>Макаров А. В.</u> | 75 |
| ВОЗМОЖНОСТИ ЭФФЕКТИВНОГО ПРИМЕНЕНИЯ ПЕРФОРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ <u>Миронов В. А.</u> , Кузьмина Е. С., Станкевич П. И. | 78 |
| МЕТОДЫ НЕПРЕРЫВНОГО ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКАТАЛИЗАТОРОВ НЕПОСРЕДСТВЕННО В РЕАКЦИОННОЙ СМЕСИ ОРГАНИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ <u>Мохоров Д. Д.</u> , Кочемировская С. В. | 79 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПОДВОДНОЙ СВАРКЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ <u>Никулин В. Е.</u> , Паршин С. Г., Левченко А. М., Вострецов Г. Н., Репин И. Л. | 82 |
| ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА, ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNi: ОБЗОР <u>Орлов А. В.</u> , Фарбер Э. М., Каледина Д. Е., Попович А. А. | 85 |
| ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗНОСА ИНСТРУМЕНТА С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ ГЕОМЕТРИИ БОЙКОВ В РАДИАЛЬНО-КОВОЧНОЙ МАШИНЕ <u>Раскатов Е. Ю.</u> , Дарки С., Булганина М. Ю. | 87 |
| ИСПЫТАНИЯ БУРИЛЬНОГО ПРОТЕКТОРА ИЗ ПОЛИМЕРА В УСЛОВИЯХ, ПРИБЛИЖЕННЫХ К СКВАЖНЫМ <u>Реф Д. В.</u> , Яхимович В. А., Колотий А. И. | 88 |

| | |
|---|-----|
| <p>ПЕРЕДОВЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ХЛАДОСТОЙКИЕ И КРИОГЕННЫЕ СТАЛИ ДЛЯ АРКТИЧЕСКИХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ Рудской А. И., <u>Паршин С. Г.</u></p> | 90 |
| <p>СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СМЕСЕЙ СОДЕРЖАЩИХ ОКСИДЫ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СПЕЧЕННОМ И ТЕРМООБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ <u>Савич В. В.</u>, Киреев П. Н., Горохов В. М., Гучек В. Н., Тарусов И. Н.</p> | 93 |
| <p>ОСОБЕННОСТИ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИЙ АДАПТИВНОЙ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ АКТИВНОГО КОНТРОЛЯ ЗА ИЗМЕНЕНИЕМ МГНОВЕННЫХ ЗНАЧЕНИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА <u>Сараев Ю. Н.</u></p> | 96 |
| <p>ИССЛЕДОВАНИЕ БЫСТРОПРОТЕКАЮЩИХ ПРОЦЕССОВ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, С ПРИМЕНЕНИЕМ АДАПТИВНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ <u>Семенчук В. М.</u></p> | 99 |
| <p>ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ОКРУЖАЮЩЕГО ВОЗДУХА Сидоров М. М., Голиков Н. И., Махарова С. Н., Тихонов Р. П., <u>Иванова М. А.</u></p> | 102 |
| <p>ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ОКСИДА НИКЕЛЯ (II), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОФАЗНОГО ОСАЖДЕНИЯ <u>Стрекаловская Д. А.</u>, Кондратьева А. С., Семенча А. В., Батурова Л. П.</p> | 105 |
| <p>ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ31B <u>Фомин Г. Б.</u>, Панченко О. В.</p> | 106 |

| | |
|---|-----|
| АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА HR40NbTi <u>Фролов М. А.</u> , Беликова Ю. А., Фукс М. Д., Кондратьев С. Ю. | 109 |
|---|-----|

| | |
|---|-----|
| ОБЕСПЕЧЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК Т-ОБРАЗНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛУЧАЕМЫХ КОНТАКТНОЙ РЕЛЬЕФНОЙ СВАРКОЙ <u>Юманов Д. Н.</u> , Фурманов С. М. | 111 |
|---|-----|

| | |
|---|-----|
| MODERN TECHNOLOGIES FOR PRODUCTS FROM HEAT-RESISTANT ALLOYS BASED ON REFRACTORY METALS <u>Карпов М. I.</u> | 114 |
|---|-----|

| | |
|---|-----|
| EVOLUTION OF THE MACRO- AND MICROSTRUCTURE OF MAGNESIUM CHIPS AFTER MECHANICAL, THERMAL AND PLASTIC PROCESSING <u>Zamozdra M.</u> , Tsemenko V., Ganin S., Trotsky M. | 115 |
|---|-----|

**СЕКЦИЯ «БИОМАТЕРИАЛЫ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ, 3-D ПЕЧАТЬ
БИОМАТЕРИАЛОВ»**

| | |
|--|-----|
| ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦАХ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) <u>Жапова Д. Ю.</u> , Лотков А. И., Гришков В. Н., Гусаренко А. А., Родионов И. С. | 117 |
|--|-----|

| | |
|---|-----|
| ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОЛИТНО ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ КОБАЛЬТХРОМОВЫХ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАЦИОННЫХ СИСТЕМ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ SLM <u>Осинников И. В.</u> , Абляз Т. Р., Муратов К. Р., Шлыков Е. С. | 120 |
|---|-----|

| | |
|---|-----|
| СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЖЕСТКОЙ СИСТЕМОЙ МИКРОФИЛЬТРАЦИОННЫХ ПОР НА ОСНОВЕ БАЗАЛЬТОВЫХ ВОЛОКОН Петюшик Е. Е., <u>Азаров С. М.</u> , Азарова Т. А., Бесараб С. В., Дробыш А. А., Евтухова Т. Е., Саука Ю. Д. | 124 |
| СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВС-МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ <u>Прوماхов В. В.</u> , Матвеев А. Е., Бахмат В. Р., Дронов Ф. Ю., Шульц Н. А. | 127 |
| НАНОСТРУКТУРНЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ СТОМАТОЛОГИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ <u>Прوماхов В. В.</u> , Артюхова Н. В., Шульц Н. А., Дронов Ф. Ю., Бахмат В. Р. | 130 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА <u>Стрельникова А. А.</u> , Скотникова М. А., Плотников Д. Г., Падгурскас Ю. | 133 |
| МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg _{0.8} Ca ПУТЕМ ОСАЖДЕНИЯ МИКРОДУГОВЫХ СИЛИКАТНО-ФОСФАТНЫХ БИОПОКРЫТИЙ <u>Угодчиков А. В.</u> , Седельникова М. Б., Шаркеев Ю. П., Толкачева Т. В. | 136 |
| СЕТЧАТЫЕ СТРУКТУРЫ ИЗ СПЛАВА TiNi С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ПУАССОНА: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ <u>Фарбер Э. М.</u> , Орлов А. В., Попович А. А. | 139 |
| SYNTHESIS OF CERAMIC TITANIUM COMPOUNDS BY MECHANICAL ALLOYING OF TiCN-TiO ₂ SYSTEMS <u>Trotsky M.</u> , Petrovich S., Zamozdra M., Voevodenko D. | 141 |

**СЕКЦИЯ «МОДЕЛИРОВАНИЕ
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ
И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ.
ЦИФРОВЫЕ ДВОЙНИКИ МАТЕРИАЛОВ,
КОНСТРУКЦИЙ, ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ»**

| | |
|---|-----|
| ОЦЕНКА СРОКА СЛУЖБЫ ВАЛКОВ КЛЕТЕЙ КВАРТО ПО КРИТЕРИЮ КОНТАКТНОЙ УСТАЛОСТИ Анцупов А. В. (мл.), Федулов А. А., Анцупов В. П., <u>Анцупов А. В.</u> | 143 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК В МЕТАМАТЕРИАЛЕ <u>Ахметшин Л. Р.</u> , Смолин И. Ю. | 145 |
| МОДЕЛИРОВАНИЕ УДЕЛЬНОЙ ТЕПЛОЕМКОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ГАЗОВЫХ ТУРБИН <u>Бадамшин И. Х.</u> | 147 |
| ОЦЕНКА И ВЫБОР КОНСТРУКТОРСКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ В ЦИФРОВИЗИРОВАННОМ ПРОМЫШЛЕННОМ ПРОИЗВОДСТВЕ Базров Б. М., <u>Хейфец М. Л.</u> , Соломахо В. Л., Гуревич В. Л., Попок Н. Н. | 149 |
| РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ РИСКОВ ОТКАЗОВ УЗЛОВ И ДЕТАЛЕЙ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ Беляев С. Ю., <u>Федулов А. А.</u> , Раскатов Е. Ю., Булганина М. Ю. | 152 |
| СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИЕ ИЗМЕРЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО СВЧ ПЛАЗМЕННОГО РАЗРЯДА В СМЕСЯХ Ar/SF ₆ <u>Березенко В. И.</u> | 154 |
| ПРОГРАММНЫЙ ПАКЕТЕ VAZIS ДЛЯ CAE-РАСЧЕТОВ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ Биленко Г. А., Хайбрахманов Р. У., <u>Коробов Ю. С.</u> , Биленко Е. М. | 156 |

| | |
|---|-----|
| ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК ИНСТРУМЕНТ УЧЁТА ВЛИЯНИЯ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ФАКТОРОВ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕТАЛЕЙ <u>Бобарика И. О.</u> | 159 |
| МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАЗОВОЙ ЗАЩИТЫ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АРКТИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ <u>Васильев А. А., Иванова И. В.</u> | 161 |
| ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА МИКРОСТРУКТУРЫ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ ЗУБЬЕВ КОВШЕЙ КАРЬЕРНЫХ ЭКСКАВАТОРОВ <u>Галата Л. А., Ермаков Б. С., Карзина Ю. С., Канцев Р. Г.</u> | 164 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ М76 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ ВИБРАЦИЙ <u>Гридасова Е. А., Гридасов А. В.</u> | 165 |
| АНАЛИЗ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ НИППЕЛЬНОЙ ЧАСТИ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ <u>Евстратикова Я. И., Федоров А. С.</u> | 168 |
| ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫЙ МОДУЛЬ <u>Канцев Р. Г., Яхимович В. А.</u> | 170 |
| РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА <u>Ковалевич А. С., Кинжагулов И. Ю., Степанова К. А.</u> | 171 |
| АВТОКЛАВ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ТРУБОПРОВОДЕ ПРИ ТРАНСПОРТИРОВКЕ МНОГОФАЗНОЙ СРЕДЫ <u>Колотий А. И., Реф Д. В., Голубев И. А., Яхимович В. А.</u> | 173 |
| ПРИМЕНЕНИЕ И ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ <u>Нечаев Д. В., Житенев А. И., Жуков Н. В., Жителев П. С.</u> | 174 |

| | |
|---|-----|
| ЦИФРОВОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ <u>Сычев М. М.</u> | 177 |
| ОСОБЕННОСТИ ЩЕЛЕВОЙ КОРРОЗИИ ДУПЛЕКСНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ КЛАССОВ <u>Федоров А. С.</u> , Карасев В. С., Ковалев П. В. | 178 |
| ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ОЦЕНКИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ В ЛАБОРАТОРНЫХ УСЛОВИЯХ <u>Цветков А. С.</u> , Шапошников Н. О., Яхимович В. А., Реф Д. В., Лапеченков А. А. | 180 |
| ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА КРИТЕРИЕВ ПОДОБИЯ Чижик С. А., Витязь П. А., <u>Хейфец М. Л.</u> , Грецкий Н. Л. | 183 |
| ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТОЙКОСТИ СТАЛИ К ВОЗДЕЙСТВИЮ ВОДОРОДА Шапошников Н. О., <u>Цветков А. С.</u> , Стрекаловская Д. А., Николаева А. Г., Девятерикова Н. А. | 185 |
| КРИТЕРИИ ОЦЕНКИ СКЛОННОСТИ МЕТАЛЛОВ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПРИ УСКОРЕННОМ ИСПЫТАНИИ В СРЕДЕ С СЕРОВОДОРОДОМ И УГЛЕКИСЛЫМ ГАЗОМ <u>Швецов О. В.</u> , Кондратьев С. Ю., Харьков А. А., Альхименко А. А., Давыдов А. Д. | 188 |
| ПОДХОД К ВЫБОРУ ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА БУРИЛЬНОГО ПРОТЕКТОРА <u>Яхимович В. А.</u> , Колотий А. И., Реф Д. В. | 191 |
| EVALUATION OF PROTECTIVE PROPERTIES OF LACQUER COATINGS ON COPPER PRODUCTS OPERATING IN A LOW AGGRESSIVE CORROSIVE ENVIRONMENT <u>Davydov A.</u> , Kovalev M., Lyashenko D. | 193 |

| | |
|---|-----|
| ANALYSIS OF CAUSES OF CORROSION DAMAGE TO INTERNAL SURFACE OF STAINLESS STEEL HEAT EXCHANGER TUBE <u>Karzina J. S., Shvetsov O. V.</u> | 195 |
|---|-----|

**СЕКЦИЯ «МАТЕРИАЛЫ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ.
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
И ТЕХНОЛОГИИ»**

| | |
|---|-----|
| РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ <u>Александров Д. С., Новиков П. А., Попович А. А., Гамулин К. Е.</u> | 197 |
| ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ШИХТЫ И ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА ВСПЕНИВАНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЕНОСТЕКЛА <u>Багацкая В., Погребная М.</u> | 200 |
| ИНФИЛЬТРАЦИЯ ПОЛИДИСПЕРСНОЙ АЛМАЗНОЙ МАТРИЦЫ КРЕМНИЕМ <u>Богданов С. П., Гаршин А. П., Долгин А. Н., Лейбгам В.</u> | 202 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОИЗВОДСТВА И СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ АБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА <u>Волов В. Н., Гаршин А. П.</u> | 205 |
| ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ОРТОСИЛИКАТА ЛЮТЕЦИЯ ДЛЯ ПОЗИТРОННО-ЭМИССИОННОЙ ТОМОГРАФИИ <u>Заварцев Ю. Д., Загуменный А. И., Ермоchenков И. М., Юрасова О. В., Самиева Д. А.</u> | 209 |
| ТЕХНОЛОГИЯ РАСПОЗНАВАНИЯ ФАЛЬСИФИКАЦИИ КАРТИН РУССКОГО АВАНГАРДА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАМАНОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ПИГМЕНТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ И ФТАЛОЦИАНИНОВЫХ КОМПЛЕКСОВ МЕТАЛЛОВ <u>Ищук Д. Л., Денисова Ю. Ю., Кочемировский В. А.</u> | 211 |

| | |
|---|-----|
| ТЕРМОПЛАСТИЧНЫЕ ХАЛЬКОГЕНИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИНФРАКРАСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ <u>Клинков В. А.</u> , Семенча А. В. | 214 |
| ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАТЕЛЬНОГО СПЕКТРА СТЕКЛООБРАЗНОЙ МАТРИЦЫ НА ПРОЦЕССЫ БЕЗЫЗЛУЧАТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ИОНОВ <u>Клинков В. А.</u> | 216 |
| ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРНОЕ СОВЕРШЕНСТВО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ Князев С. Н., <u>Комаровский Н. Ю.</u> , Чупраков В. А., Ющук В. В. | 218 |
| ВЫРАЩИВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ АНТИМОНИДА ИНДИЯ ДИАМЕТРОМ 100 ММ МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО <u>Козлов Р. Ю.</u> , Кормилицина С. С., Молодцова Е. В. | 221 |
| ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРОСТОЙКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОБЛАСТЕЙ ПРИМЕНЕНИЯ <u>Левашов Е. А.</u> , Погожев Ю. С., Потанин А. Ю., Астапов А. Н., Курбаткина В. В. | 223 |
| ВЛИЯНИЕ САМООРГАНИЗУЮЩИХСЯ ПОКРЫТИЙ WC НА АДГЕЗИЮ АЛМАЗА К МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКЕ Fe-Co-Ni <u>Логинов П. А.</u> , Сидоренко Д. А., Зайцев А. А., Левашов Е. А. | 226 |
| ЖАРОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Al-Nb-Mo-W, МОДИФИЦИРОВАННЫХ МИКРОКОНЦЕНТРАЦИЯМИ C, Si И Y ₂ O ₃ <u>Марков Г. М.</u> , Логинов П. А., Левашов Е. А. | 228 |

| | |
|--|-----|
| МОЛЕКУЛЯРНОЕ НАСЛАИВАНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Li-Al-O ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ Митрофанов И. В., Ежов И. С., Чернявский В. А., Попович А. А., <u>Максимов М. Ю.</u> | 231 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ И АНАЛИЗ ПЕРСПЕКТИВ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА Музафарова С.-В.Р., <u>Котов С. А.</u> , Головки А. В. | 232 |
| НАНЕСЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ <u>Обросов А. В.</u> , Рыльков Е. Н., Морозова Ю. Н., Наумов А. А. | 235 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-C-Cr-Ni-Mn-Mo-Ti-Nb В УСЛОВИЯХ ГАЗОАБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ <u>Прияткин Д. В.</u> , Артемьев А. А., Зорин И. В., Елеуков С. К., Фастов С. А. | 237 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeNiCoCrMoTiAl <u>Семиколенов А. А.</u> , Салынова М. А., Климова-Корсмик О.Г. | 240 |
| ЩЕЛОЧНЫЕ НИОБОФОСФАТНЫЕ И НИОБОСИЛИКАТНЫЕ СТЕКЛА КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ ОПТИЧЕСКИХ СТРУКТУР <u>Федченко М. Г.</u> , Марков В. А., Соколов И. А. | 243 |
| ВЛИЯНИЕ ТИПА И КОНЦЕНТРАЦИИ ЛЕГИРУЮЩЕЙ ПРИМЕСИ НА ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ ВИСМУТАТА СТРОНЦИЯ Sr ₂ Bi ₂ O ₅ <u>Штарев Д. С.</u> , Кириченко Е. А., Кузьмичев Е. А., Штарева А. В., Петрова А. Ю. | 245 |
| CoAl ₂ O ₄ SPINEL GROWTH ON SiO ₂ SUBSTRATES VIA ANNEALING OF MS THIN FILMS <u>Eremeev I. A.</u> , Honcharenko D. V., Semench A. V. | 248 |
| REPRODUCIBILITY OF PROPERTIES OF As _x Se _{1-x} GLASSES ON THE SYNTHESIS TEMPERATURE <u>Samigullin M. E.</u> , Belykh A. V., Krylov N. I., Mikhailov M. D., Semench A. V. | 250 |

СЕКЦИЯ «АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

- ПЛАКИРОВАННЫЕ ПОРОШКИ СТАЛИ 12X18N10T
ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ПРОИЗВОДСТВ
Богданов С. П., Сычёв М. М., Огурцов К. А.,
Петров С. Н., Кузнецов П. А. 253
- ИССЛЕДОВАНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ
МНОГОСЛОЙНЫХ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ
ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ
ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ni/Ti
Игошин С. Д., Масайло Д. В. 255
- МЕТОДЫ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В ТЕХНОЛОГИЯХ
ПРОИЗВОДСТВА ТИТАНОВЫХ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ
И ДЕНТАЛЬНЫХ ИМПЛАНТАТОВ
Ильющенко А. Ф., Савич В. В., Тарайкович А. М., Голодок Р. П. 258
- РАЗРАБОТКА СПЛАВА НА ОСНОВЕ
МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ
ДЛЯ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА
ТЕПЛОАГРУЖЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ТУРБИН
Капланский Ю. Ю., Левашов Е. А., Башкиров Е. А.,
Коротцкий А. В., Бычкова М. Я. 261
- ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТОБРАБОТКИ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ CL50WS,
ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ
СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ
Каясова А. О., Левашов Е. А. 263
- МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ СИСТЕМЫ
РЕГИСТРАЦИИ ДВИЖЕНИЯ ИНДЕНТОРА
ПРИ КОНТРОЛЕ МАТЕРИАЛОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ
ПО АДДИТИВНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ, С ПОМОЩЬЮ
МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ
Колганов О. А., Федоров А. В., Лукьянов Г. Н. 265
- ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БИМОДАЛЬНЫХ
НАНОПОРОШКОВ ПСЕВДОСПЛАВОВ В ФИДСТОКАХ
ДЛЯ НУЖД АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
Креницын М. Г., Первиков А. В., Торопков Н. Е., Лернер М. И. 268

| | |
|--|-----|
| ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ РОЛИКОВ МНЛЗ ПУТЕМ ПРИМЕНЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ <u>Кудряшов А. Е.</u> , Макаров А. В., Владимиров А. А., Баранов М. А., Левашов Е. А. | 269 |
| ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ К КОНТАКТНОМУ НАГРУЖЕНИЮ ТОНКОПЛЕНОЧНОГО АЛМАЗОПОДОБНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ <u>Лежнин Н. В.</u> , Макаров А. В., Кузнецов В. П., Владимиров А. Б., Скорынина П. А. | 273 |
| ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ПОДОГРЕВА ПОДЛОЖКИ НА IN-SITU СИНТЕЗ СИСТЕМЫ Fe/Ni/Cr/W МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ <u>Масайло Д. В.</u> , Игошин С. Д., Попович А. А. | 276 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГОМОГЕНИЗИРУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ <u>Махорин В. В.</u> , Оленин М. И., Каштанов А. Д., Романов О. Н. | 279 |
| ЭЛЕКТРОИСКРОВАЯ ОБРАБОТКА ЛЕГКОПЛАВКИМИ ЭЛЕКТРОДАМИ НА ОСНОВЕ Al-Si и Al-Ca АДДИТИВНЫХ СПЛАВОВ ЭП741НП и ВТ6 Муканов С. К., Кудряшов А. Е., <u>Васина М. А.</u> , Петржик М. И., Левашов Е. А. | 282 |
| УПРАВЛЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРОЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ МНОГОКРАТНОГО ЛАЗЕРНОГО СКАНИРОВАНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПОДОГРЕВА ПОДЛОЖКИ <u>Полозов И. А.</u> , Суфияров В. Ш., Стариков К. А., Попович А. А. | 284 |
| НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ И АДДИТИВНОЙ НАПЛАВКИ ХЛАДОСТОЙКИХ И КРИОГЕННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ Рудской А. И., <u>Паршин С. Г.</u> | 287 |

| | |
|--|-----|
| АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВЫСОКОЭФФЕКТИВНОЙ КЕРАМИКИ <u>Сгонов Н. М.</u> | 289 |
| СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА: ФОРМИРОВАНИЕ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН И ЭВОЛЮЦИЯ ТЕКСТУРЫ Стариков К. А., Борисов Е. В., Орлов А. В., Попович В. А., Попович А. А. | 291 |
| СИНТЕЗ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА TiC/Inconel718 СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ Суфияров В. Ш., <u>Кантюков А. Д.</u> , Попович А. А., Сотов А. В. | 293 |
| СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ СЕЛЕНА МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ РАСТВОРИТЕЛЯХ <u>Филиппов М. А.</u> , Кочемировская С. В., Тверьянович Ю. С. | 296 |
| ВЫБОР СВОЙСТВ БЫСТРОТВЕРДЕЮЩИХ БЕТОНОКОМПОЗИТОВ, УДОВЛЕТВОРЯЮЩИХ ТРЕБОВАНИЯМ АДДИТИВНОГО ФОРМОВАНИЯ <u>Хейфец М. Л.</u> , Бородавко В. И., Таболич А. В., Семененко Д. В., Ратуцкая Д. С. | 299 |
| EFFECT OF SELECTIVE LASER MELTING PARAMETERS ON PHYSICOMECHANICAL PROPERTIES OF FERROMAGNETIC SHAPE MEMORY Ni ₃₆ Al ₂₇ Co ₃₇ ALLOY <u>Mazeeva A. K.</u> , Kim A., Starikov K. A., Shamshurin A. I., Popovich A. A. | 302 |

**МЕЖДУНАРОДНАЯ ШКОЛА МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ
«ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ:
ОТ ИЗОБРЕТЕНИЯ ДО ВНЕДРЕНИЯ»**

| | |
|---|-----|
| РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕПЛОАГРУЖАЕМЫХ ПОДЛОЖЕК ИЗ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В СИЛОВОЙ И СВЧ-ЭЛЕКТРОНИКЕ <u>Александров Д. С.</u> , Новиков П. А., Попович А. А., Гамулин К. Е. | 304 |
|---|-----|

| | |
|---|-----|
| ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК TiC НА ИЗНОСО- И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ Fe-NiAl-Cr ₂ Ti <u>Антонюк М. Н.</u> , Купцов К. А., Шевейко А. Н., Штанский Д. В. | 309 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ПОСТ-ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА АЖК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ <u>Басков Ф. А.</u> , Сентюринна Ж. А., Логачев И. А., Логачёва А. И., Левашов Е. А. | 311 |
| ХИМИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ НАНОСТРУКТУР ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА ИЗ Mo(CO) ₆ И H ₂ S <u>Беспалова П. Г.</u> , Воробьев А. А., Спешилова А. С., Александров С. Е. | 314 |
| РАЗРАБОТКА ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО РЕАКТОРА ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОЛИМЕРЫ <u>Биль А. С.</u> , Александров С. Е. | 316 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМОВАНИЯ И СПЕКАНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ МЕДНЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ <u>Винокурова А. А.</u> , Полетаев А. П., Котов С. А., Паршиков Р. А., Ганин С. В. | 319 |
| КОМПАКТИРОВАНИЕ И ДАЛЬНЕЙШАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ <u>Дмитрюк А. И.</u> , Ганин С. В., Котов С. А. | 321 |
| ИСТОРИЯ ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ЖЕЛЕЗА, НИКЕЛЯ И ТИТАНА ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ И ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РОССИЙСКОЙ И ЗАРУБЕЖНОЙ ПРАКТИКЕ <u>Евстигнеева Е. С.</u> | 323 |

| | |
|---|-----|
| ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ КОНТАКТНОЙ ЗОНЫ В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Ti-Cu <u>Ермишкина А. Ф.</u> , Цеменко В. Н., Ганин С. В. | 325 |
| ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ INCONEL 625 И INCONEL 718, ПОЛУЧЕННЫХ ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ Игошин С. Д., <u>Борисов А. Н.</u> , Масайло Д. В. | 329 |
| ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ЭП-700 ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ <u>Кондратьева А. М.</u> , Зотов О. Г., Петров С. Н. | 331 |
| РАЗРАБОТКА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО ЦЕМЕНТА НА ОСНОВЕ СТРУВИТА, ДОПИРОВАННОГО КАТИОНАМИ Zn И Ag, ДЛЯ ЗАМЕЩЕНИЯ КОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ <u>Крохичева П. А.</u> , Гольдберг М. А., Хайрутдинова Д. Р., Баикин А. С., Комлев В. С. | 334 |
| АЛЮМООКСИДНЫЕ НАНОПОРИСТЫЕ МЕМБРАНЫ КАК ОСНОВА ДЛЯ СОЗДАНИЯ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ И КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ФИЛЬТРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ <u>Мотин Г. Ю.</u> , Кокатев А. Н., Яковлева Н. М., Степанова К. В. | 337 |
| СОЗДАНИЕ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ И БИОАКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ TiO ₂ , ЛЕГИРОВАННЫХ Ca, P, Si И В С НАНОЧАСТИЦАМИ Fe И Cu НА ПОВЕРХНОСТИ <u>Пономарев В. А.</u> , Попова А. Д., Глушанкова Н. А., Игнатов С. Г., Штанский Д. В. | 340 |
| СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ta-Zr-Si-B-C-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ DCMS И HIPIMS <u>Сытченко А. Д.</u> , Логинов П. А., Орехов А. С., Левашов Е. А., Кирюханцев-Корнеев Ф. В. | 343 |

| | |
|--|-----|
| МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТОНКИХ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг5М <u>Упоров П. А.</u> , Ожегов М. А., Рыльков Е. Н., Наумов А. А. | 345 |
| ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ <u>Шлыков Е. С.</u> , Абляз Т. Р., Ширяев В. В. | 348 |
| ФОРМОВАНИЕ БРИКЕТОВ ИЗ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ И ПЛАСТИКОВЫХ ОТХОДОВ <u>Шунгарина Ш. Е.</u> , Котов С. А., Наумова З. В. | 352 |
| АВТОРСКИЙ ИНДЕКС | 356 |

**СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ
И ПЕРЕДОВЫЕ
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
(СМППТ-2021)**

Сборник тезисов
Международной научной конференции

21–23 сентября 2021 года

Санкт-Петербург

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

Подписано в печать 28.12.2021. Формат 60×84/16. Печать цифровая.

Усл. печ. л. 24,0. Тираж 100. Заказ 6280.

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