

МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЕ ПРОБЛЕМЫ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

V ВСЕРОССИЙСКОГО НАУЧНОГО
СЕМИНАРА



5-6 ДЕКАБРЯ 2019
ТОМСК

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
«Институт физики прочности и материаловедения»
Сибирского отделения Российской академии наук

**МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЕ ПРОБЛЕМЫ
АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

V ВСЕРОССИЙСКОГО НАУЧНОГО СЕМИНАРА

5-6 ДЕКАБРЯ 2019
ТОМСК

УДК_621.762(063)

ББК_34.39л0

М43

Междисциплинарные проблемы аддитивных технологий: сборник тезисов V Всероссийского научного семинара, 5 - 6 декабря 2019, Томск. [Электрон. текстовые дан.]. – Томск: 2019. – 108 с.

Этот сборник включает тезисы устных и стендовых докладов V Всероссийского научного семинара «Междисциплинарные проблемы аддитивных технологий». Семинар организован для содействия обмену результатами и опытом в области научных исследований, связанных с аддитивными технологиями, в целях развития и усиления интеграции упомянутых ранее исследований. Программа семинара в 2019 году охватывает проблемы материаловедения в аддитивных технологиях.

Доклады издаются в авторской редакции.

Научный редактор – Анна Георгиевна Князева

© ИФПМ СО РАН, 2019

Организационный комитет

Председатель оргкомитета

Князева А.Г. – профессор, главный научный сотрудник лаборатории "Нелинейной механики метаматериалов и многоуровневых систем" ИФПМ СО РАН (Томск, Россия)

Международный организационный комитет

Алексеев С.В. – д.ф.-м.н., чл.-корр. РАН, директор Института теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН (Новосибирск, Россия).

Каблов Е.Н. – д.т.н., профессор, академик РАН, генеральный директор ФГУП ВИАМ ГНЦ РФ (Москва, Россия);

Клименов В.А. - д.т.н., профессор, Руководитель ОМ ИШНПТ ТПУ (Томск, Россия);

Логачев П.В. – д.ф.-м.н., чл.-корр. РАН, директор ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН (Новосибирск, Россия);

Олевский Е. – к.н., профессор, заслуженный профессор машиностроения, директор лаборатории порошковой технологии (г. Сан-Диего, США);

Поболь И.Л. – д.ф.-м.н., директор НИЦ «ПлазмотеГ» ФТИ НАН Беларуси (Минск, Беларусь);

Севостьянов И.Б. - к.ф.-м.н., профессор, Университет штата Нью-Мексико (Лас-Крусес, США)

Смуров И.Ю. – к.ф.-м.н., профессор, ИМП СО РАН им. М.В. Келдыша (Москва, Россия);

Травицкий Н. – д.т.н., факультет технологии, Университет Фридриха-Александра Эрланген (Нюрнберг, Германия);

Туричин Г.А. – д.т.н., профессор, директор Института лазерных и сварочных технологий (Санкт-Петербург, Россия);

Шишковский И.В. – д.ф.-м.н., доцент, профессор, с.н.с. лаб. Технологических лазеров Самарского филиала Физического Института СО РАН им. П.Н. Лебедева (Самара, Россия).

Программный комитет

Буякова С.П. - д.т.н., профессор, ИФПМ СО РАН (Томск, Россия);

Коваль Н.Н. - д.т.н., профессор, старший научный сотрудник ИСЭ СО РАН (Томск, Россия);

Колубаев Е.А. - д.т.н., директор ИФПМ СО РАН (Томск, Россия)

Костиков К.С. - к.т.н., заместитель директора по развитию ИШНПТ ТПУ (Томск, Россия)

Кульков С.Н. – д.ф.-м.н. профессор, ТГУ, ИФПМ СО РАН (Томск, Россия)

Панин С.В. - д.т.н., профессор, ИФПМ СО РАН (Томск, Россия)

Сапрыкин А.А. - к.т.н., ТПУ (Томск, Россия)

Хасанов О.Л. - д.т.н., профессор, ТПУ (Томск, Россия)

Шаркеев Ю.П. - д.ф.-м.н., профессор, ИФПМ СО РАН (Томск, Россия)

Яковлев А.Н. - к.ф.-м.н., директор ИШНПТ ТПУ (Томск, Россия)

Исполнительный комитет

Анисимова М.А. – ИФПМ СО РАН (Томск, Россия);

Чепак-Гизбрехт М.В. – к.ф.-м.н., ИФПМ СО РАН (Томск, Россия);

Маслов А.Л. – к.ф.-м.н., ИФПМ СО РАН (Томск, Россия);

Хатькова А.В. – ИФПМ СО РАН (Томск, Россия).

ВЛИЯНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СПЕКАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ

Архипов И.К.^{1,А}, Абрамова В.И.^{2,Б}, Гвоздев А.Е.^{2,В}, Кутепов С.Н.^{2,Г}

¹ФГБОУ ВПО «Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова»,
(Тульский филиал), Тула, Россия

²ФГБОУ ВО «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого»,
Тула, Россия

^а iarh@list.ru,

^б abramova_vi@mail.ru,

^в gwozdew.alexandr2013@yandex.ru,

^г kutepov.sergei@mail.ru

Определяются эффективные упругие характеристики порошковых металлических композиций, полученных с помощью различных аддитивных технологий спекания. При этом учитываются такие особенности структуры на мезоскопическом уровне, как пористость и анизотропия материала. Для определения эффективных характеристик используются известные методы механики композитных материалов (метод самосогласованного поля и метод сингулярного приближения). Полученные теоретические результаты сравниваются с аналогичными экспериментальными характеристиками. Рассматриваются также упруго-пластические деформации композитов. Предлагается математическая модель, определяющая концентрацию микропластических зон в окрестностях пор. Таким образом, порошковый композит состоит из компонентов: монолитная матрица, поры и микропластические зоны, изменяющиеся по мере увеличения нагрузки. На основании расчета по предлагаемой модели получена эффективная диаграмма нагружения композита. В результате установлено качественное и количественное влияние аддитивных технологий на макроскопические свойства порошковых композитов.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследование и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2014-2020 годы» (уникальный идентификатор проекта RFMEF157717X02771) [1-5].

Список литературы

1. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 399с.
2. Архипов И.К. Характеристики свойств упругости и пластичности композиционных материалов. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. – Тула, 1995. – 218 с.
3. Моделирование процессов ресурсосберегающей обработки слитковых, порошковых, наноструктурных и композиционных материалов: монография, 2-е издание, исправленное и дополненное / М. Х. Шоршоров, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев, С. Н. Кутепов, О. В. Кузовлева, Е. М. Селедкин, Д. С. Клементьев, А. А. Калинин: под ред. д-ра техн. наук, проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2018. – 359 с. – ISBN: 978-5-7679-4057-8.
4. Основы формирования состояния высокой деформационной способности металлических систем: монография / А. Е. Гвоздев, Г. М. Журавлев, О.В. Кузовлева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2018. – 382 с.
5. Сопряженные поля в упругих, пластических, сыпучих средах и металлических труднодеформируемых системах: монография / Э. С. Макаров, В. Э. Ульченкова, А. Е. Гвоздев, Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев / под ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 526 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ/СЖАТИЯ МЕТАМАТЕРИАЛА С ВНУТРЕННИМ ПОВОРОТОМ

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

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

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Akhmetshin.lr@gmail.com

Механические метаматериалы представляют собой специальным образом структурированные среды, обладающие необычными эффективными свойствами, например, отрицательными значениями коэффициента Пуассона или теплового расширения. Применение механических метаматериалов с необычными механическими свойствами является многообещающим для авиакосмической и автомобильной техники, а также для биомедицинских приложений. Особую актуальность разработке механических метаматериалов придают успехи в развитии современных аддитивных технологий. Технология 3D печати позволяет создавать материалы, свойства которых ранее были недоступны, к примеру, преобразование продольной упругой волны в поперечную [1]

На основе данных статьи [2] в работе предлагается рассмотреть элементарные ячейки твердого тела и метаматериала. В основу трехмерной элементарной ячейки метаматериала (рис. 1) была взята двухмерная тетрагиральная структура с левым поворотом. Данная конфигурация имеет четырехкратную симметрию вращения при вращении вокруг трех главных кубических осей.

Для анализа поведения элементарных ячеек в условиях одноосного нагружения граничные условия прикладывались следующим образом:

$$U_x^{fix} = U_y^{fix} = U_z^{fix} = 0 \text{ – жесткая заделка на одной из поверхностей (граней),}$$

$U_x^{dis} = const$ – перемещение на противоположной грани ячейки (образца), соответственно. Перемещение может быть со знаком плюс или минус.

При приложенной нагрузке обычное твердое тело будет либо сужаться (растяжение), либо расширяться (сжатие) в направлениях, перпендикулярных приложенной нагрузке. Метаматериал, в свою очередь, за счет своей структуры может приобрести дополнительную степень свободы (вращательную). Во время нагрузки наблюдается поворот по часовой стрелке при растяжении и против часовой стрелки при сжатии. Угол поворота является незначительным по сравнению с размерами образца. При значительном увеличении количества ячеек значение угла возрастает.

Другим необычным эффектом, который можно получить для такого метаматериала, является сужение или расширение образца из такого материала при его нагружении моментом сил. Моделирование было проведено при следующих граничных условиях:

$$U_x^{fix} = U_y^{fix} = U_z^{fix} = 0 \text{ – жесткая заделка любой из поверхностей (граней)}$$

элементарной ячейки,

$$M = const \text{ – момент на противоположной грани.}$$

Рассматриваемый метаматериал это шаг к рационально разработанным искусственным материалам, чтобы получить желаемое поведение, особенно в том числе увеличение количества степеней свободы.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

Список литературы

1. J. M. Kweun, H. J. Lee, J. H. Oh, H. M. Seung, Y. Y. Kim, Phys. Rev. Lett. 118, 205901 (2017).
2. Frenzel et al., Science 358, 1072–1074 (2017).

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ СТАТОРА ТУРБИНЫ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Балякин А.В., Вдовин Р.А.^а

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева" (Самарский университет), Самара, Россия

^а vdovin.ssau@gmail.com

Непрерывное развитие аддитивных технологий производства и методов быстрого прототипирования позволяет использовать их при изготовлении моделей сложной конфигурации с высокой точностью. Традиционный технологический процесс изготовления ответственных деталей горячего тракта двигателей методом литья по выплавляемым моделям ввиду технологической сложности является дорогостоящим и длительным по времени. Это связано с литьем восковых модельных масс, обеспечивающих получение сложных профилей с высокой геометрической точностью. Ускорение процесса литья по выплавляемым моделям должно повысить производительность процесса изготовления таких деталей горячего тракта двигателя, как статор турбины, однако, при этом нельзя допустить снижения геометрической точности получаемого изделия. Целью данной работы является сравнение технологических процессов изготовления деталей статора турбины при различных температурах с использованием метода быстрого прототипирования (заливка воска в силиконовые формы). Размерный анализ отливок статора показал, что литье в силиконовые формы позволяет достичь требуемой геометрической точности. Таким образом, силиконовые формы могут стать хорошим экономически эффективным решением для мелкосерийного или опытного производства высокоточных сложнопрофильных деталей газотурбинных двигателей. Данная статья описывает процедуру интегрированного использования аддитивных технологий и термографического анализа для ускорения процесса литья по выплавляемым моделям путем определения оптимальных температурных режимов и времени застывания. Все это, в конечном итоге, снижает длительность технологического цикла производства и уменьшает стоимость конечного изделия, сохраняя при этом качественные характеристики.

Список литературы

1. Белов П.С. Технология создания 3d-моделей и изготовления опытных образцов с помощью быстрого прототипирования / Драгина О.Г., Никифоров Д.Ю. // Технология машиностроения. – 2014. - № 6. – С. 34-36.
2. Вдовин, Р.А. Использование систем численного моделирования для исследования технологического процесса литья лопаток в заготовительном производстве / Р.А. Вдовин, В.Г. Смелов, А.В. Агаповичев // Вестник СГАУ. – 2015. – № 3 (2). – С. 391–399.
3. Голанов, С.П. Автоматизированное проектирование технологии получения турбинных лопаток / С.П. Голанов, А.Ф. Смыков, В.С. Моисеев // Литейное производство. – 2013. – № 8. – С. 21–22.
4. Голанов, С.П. Внедрение прогрессивных литых заготовок в газотурбинных двигателях наземного применения / С.П. Голанов // Литейщик России. – 2007. – № 6. – С. 11–13.
5. Добрышкина Е.М. Использование технологий быстрого прототипирования при изготовлении лопаток статора компрессора / Вдовин Р.А., Смелов В.Г., Балякин А.В.

- // Проблемы и перспективы развития двигателестроения Материалы докладов международной научно-технической конференции. – 2016. – С. 32-34.
6. Добрышкина Е.М. Исследование применения технологий быстрого прототипирования для изготовления лопаток турбины ГТД / Балякин А.В., Вдовин Р.А., Алексеев В.П. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2016. – Т. 18. № 4-6. – С. 1168-1172.
 7. Елисеев, Ю.С. Совершенствование метода литья лопаток ГТД с направленной кристаллизацией / Ю.С. Елисеев, С.П. Голанов, В.С. Моисеев // Литейщик России. – 2013. – № 10. – С. 25–28.
 8. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей / Е.Н. Каблов. – М.: МИСиС, 2001. – 632 с.
 9. Киселева А.Е. Применение аддитивных технологий при решении конструкторских задач в судостроении // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. – 2017 - № 48-49 – С. 84-88.
 10. Смирнов Д.А. Анализ технологии печати 3d моделей FDM и POLYJET / Баландюк И.П. // Наука и производство Урала. – 2015. - № 11. – С. 112-113.
 11. Takeshi, N. Development of CMC turbine parts for aero engines / N. Takeshi, O. Takeshi, I. Kuniyuki // Engineering Review. – 2014. – № 47 (1). – P. 29–32.
 12. Vdovin, R.A. Paths of improving the technological process of manufacture of GTE turbine blades / R.A. Vdovin, V.G. Smelov, N.D. Pronichev, M.A. Bolotov // Innovative Technologies in Engineering. – 2016. – № 142. – P. 1–8.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА В СИСТЕМАХ Ti-C, Ti-Si, Ti-B, Ti-Al-C В УСЛОВИЯХ КОНТРОЛИРУЕМОГО НАГРЕВА

Букрина Н.В.^{1,a}, Барановский А.В.²

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

^a bookr81@mail.ru

Метод синтеза композитного материала в режиме динамического теплового взрыва может быть осуществлен, при протекании экзотермических реакций в конденсированной фазе в условиях контролируемого нагрева. Моделирование в этой области помогает изучать необратимые физические явления, полезно для обработки эксперимента, определения параметров модели и дальнейшего прогнозирования условий синтеза материала. Для гетерогенных систем трудности математического моделирования связаны с представлением источника тепловыделения, связанного с реакциями, с описанием процессов теплопереноса и формирования структуры.

Установка для исследования синтеза композитов из порошковых смесей в режиме теплового взрыва представляет собой цилиндрическую трубу с водяным охлаждением и крышкой в верхней её части. Внутри трубы на дне подвешен металлический столик, на который устанавливается стаканчик из титановой фольги. В данный стакан в свободной засыпке помещается предварительно подготовленная порошковая смесь. В центре образца сверху в отверстие погружается термопара. На внешней поверхности стенки трубы напротив образца также размещается термопара, закрытая сверху от нагревателей шамотной пластиной. Трубу помещают в предварительно нагретую печь и производят нагрев до регистрации теплового взрыва. В процессе регистрации теплового пика может выходить из строя термопара в образце, что приводит к потере данных при эксперименте. Восстановить эти данные можно при помощи математического моделирования.

В настоящей работе предложена математическая модель высокотемпературного синтеза химических соединений в режиме динамического теплового взрыва при нагреве порошковой прессовки чистых элементов в стальной цилиндрической трубе излучением. Из условий эксперимента известно, что нагрев образца по высоте происходит равномерным образом, поэтому будем рассматривать одномерное уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат в различных областях (реакционной смеси и стенок реактора). Тепловыделение в объеме возможно вследствие химических реакций. На основе стандартных уравнений баланса записаны формально-кинетические уравнения для нахождения доли чистых соединений и продуктов синтеза. Скорости реакций зависят от температуры по закону Аррениуса, а от концентраций в соответствии с законом действующих масс.

Задача решалась численно с использованием неявной разностной схемы и метода прогонки. Кинетические уравнения решались явно-неявным методом.

В зависимости от скорости нагрева и охлаждения, а также от исходного состава (процентного содержания чистых элементов порошковой смеси) будет получаться композит разного состава с преобладающей той или иной фазой. В работе продемонстрировано качественное соответствие результатов модели характеру изменения температуры в процессе синтеза композита в режиме динамического теплового взрыва.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 17-19-01425).

ДВУМЕРНАЯ СОПРЯЖЕННАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА В ЦИЛИНДРИЧЕСКОМ СТАЛЬНОМ РЕАКТОРЕ

Букрина Н.В.^а, Князвва А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

^а bookr81@mail.ru

Соединение Ni_3Al служит основной упрочняющей фазой никелевых сплавов и имеет широкую область применения благодаря таким свойствам как высокая температура плавления, низкая плотность, высокая коррозионная стойкость и хорошая высокотемпературная прочность. Алюминид никеля также обладает хорошей стойкостью к окислению. Однако его применение ограничено из-за его низкой пластичности, большого различия между температурами плавления Ni и Al и экзотермической природы образования этой фазы, делающей процесс синтеза плохо управляемым. Высокие скорости реакций в условиях объемного синтеза интерметаллида из порошковой смеси чистых элементов создают некоторые трудности в управлении процессом формирования продукта. Моделирование в этой области помогает изучать необратимые физические явления, полезно для постановки и обработки эксперимента, а так же дальнейшего прогнозирования условий синтеза материала. Для инициирования объемной экзотермической реакции в порошковой заготовке используются различные способы нагрева. Общий принцип нагрева заготовки перед самовоспламенением заключается в минимизации градиентов температуры в объеме заготовки при контролируемых условиях нагрева. В полной мере последнее достигается путем нагрева прессованного материала из исходной порошковой смеси в реакторе со стальными стенками токами высокой частоты. Цель данной работы заключается в исследовании формирования конечного продукта синтеза в условиях нагрева стенок реактора токами высокой частоты от индуктора.

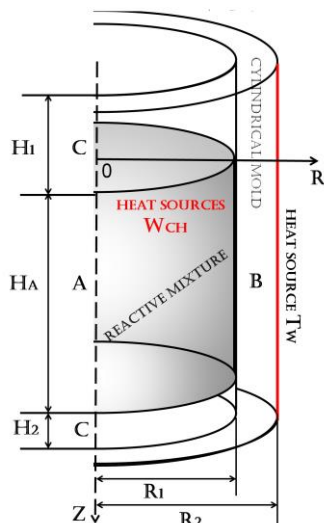


Рисунок 1. Схематическое изображение процесса синтеза композита в режиме теплового взрыва при нагреве порошковой прессовки в стальном цилиндрическом реакторе

Математическая модель процесса синтеза интерметаллида в режиме динамического теплового взрыва при нагреве порошковой прессовки в стальном цилиндрическом реакторе сводится к решению двумерного уравнения теплопроводности для смеси порошков и стенок реактора (рис.1). Модель учитывает все стадии нагрева смеси. Химические реакции образования конечного продукта Ni_3Al описываются суммарной схемой. Кинетический закон учитывает сильное торможение скорости суммарной реакции с накоплением продукта синтеза.

Задача решалась численно по неявной разностной схеме второго порядка точности по пространству и первого по времени, с использованием расщепления по координатам и линейной прогонки. Граничные условия аппроксимировались со вторым порядком точности. Модель позволяет изучать не только температурные изменения в пространстве и времени, но и динамически исследовать влияние условий нагрева и свойств порошковой смеси на режимы теплового взрыва в этом технологическом процессе.

Результаты численного исследования дают представление о динамике нагрева порошковой смеси в цилиндрической пресс-форме. Показано, что, неоднородное распределение температуры в прессовке является важным фактором, определяющим динамику процесса и полноту превращения.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2018-2020, проект № III.23.2.2.

ИЗУЧЕНИЕ РЕЖИМОВ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПЛУНЖЕР МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Быков В.А.^{1,а}, Радионова Л.В.¹, Самодурова М.Н.¹, Пашкев К.Ю.¹, Мясоедов В.А.¹

¹Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск, Россия

^аvitaliy.bykov.97@mail.ru

Плунжер является специальным вытеснителем насоса, который имеет цилиндрическую форму. Длина плунжера намного больше диаметра. Другими словами, плунжер представляет собой специальный поршень, который используется в таких механизмах, где требуется создание более высокого давления сравнительно с обычными поршневыми насосами. Отличительной особенностью выступает то, что уплотнитель находится на цилиндре и перемещается по поверхности плунжера в тот момент, когда совершается возвратно-поступательное движение. Такое решение получило название плунжерная пара.

Получается, что плунжерная пара точно отмеряет количество жидкости, которое подается, а также обеспечивает необходимое давление в строго определенный момент подачи. Для достижения необходимых показателей к плунжерным парам выдвигаются отдельные требования.

Как поверхность втулки, так и плунжера изготавливается из предельно твердых материалов, которые также подвергают закалке. Эксплуатационным требованием к плунжерной паре является высокая износостойкость, которая характеризуется твердостью плунжера после прохождения процесса термической закалки в заводских условиях на уровне от 58 до 62 HRC.

Целью настоящей работы является разработка технологии по нанесению функционального покрытия на рабочую поверхность плунжера, для повышения его износостойкости. Работы проводились в лаборатории «Механики, лазерных процессов и цифровых производственных технологий» [1]. Для проведения работ был использован детонационный комплекс CCDS2000.

После анализа порошкового материала, для данной работы был выбран порошок компании Castoline под номером сплава 55586С, что представляет из себя сплав на основе карбида вольфрама для защиты от износа и коррозии при температуре ниже 480°C. Покрытие представляет собой плотную структуру с равномерно распределенными карбидами вольфрама [2].

Химический состав функционального покрытия (таблица 1) определяли на образце № 1 с помощью электронного микроскопа [3].

Таблица 1. Химический состав покрытия

Номер пробы	W, %	Co, %	Cr, %	C, %
1	73,28	12,07	4,31	5,91
2	74,12	11,71	4,46	6,0
3	73,64	12,03	4,28	5,86

Работа состояла из нескольких этапов. Первый этап, это подбор режима, для получения функционального покрытия. Второй этап, это металлографические исследования. Третий этап, это испытание на трение. Четвертый этап, это изготовление готовой детали, для дальнейшего ее эксплуатирования. Для первого этапа была взята подложка из такого же материала, что и у плунжера, на которую методом детонационного напыления был нанесен порошковый материал. Было сделано 250 выстрелов, после чего высота покрытия составила 1,30 мм. Предварительно поверхность подложки была очищена в абразивоструйной кабине.

В ходе проведения второго этапа было обнаружено, что покрытие имеет вертикальные трещины, что говорит о неправильно подобранном режиме.

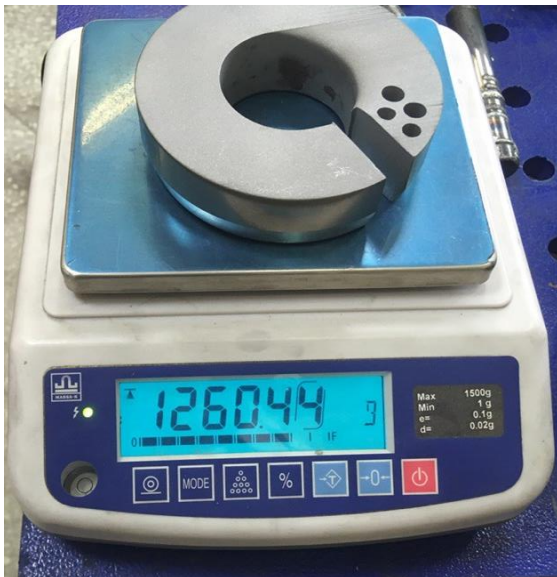


Рисунок 1. Вес подложки до нанесения покрытия

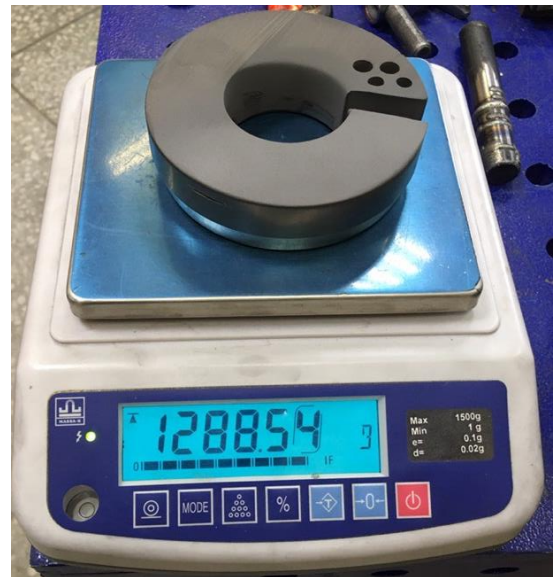


Рисунок 2. Вес подложки после нанесения покрытия

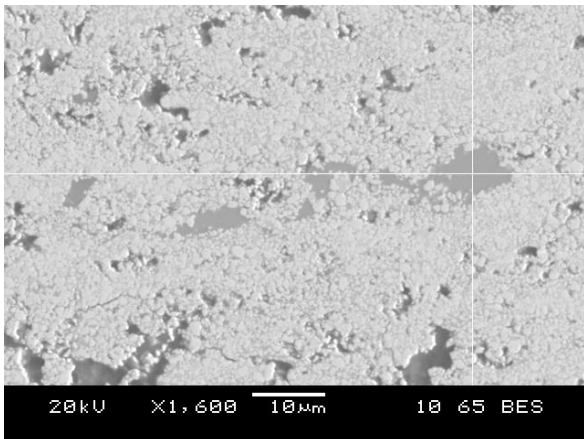


Рисунок 3. Микроструктура покрытия карбида вольфрама (x1600)

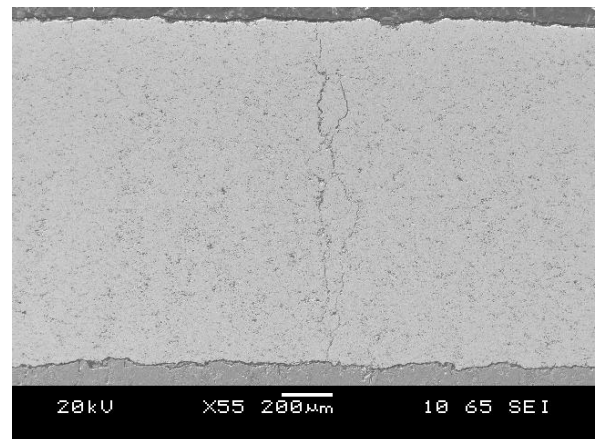


Рисунок 4. Горизонтальная трещина в нанесенном покрытии (x55)

В результате проделанной работы было выявлено, что данный режим нанесения не подходит, так как в покрытии присутствуют трещины. Данные трещины возникают из-за разности термического расширения основного металла и наносимого сплава. В данный момент ведутся работы по оптимизации режима нанесения порошка, чтобы избавиться от дефектов в покрытии, а именно нанести покрытие без трещин и микротрещин. В дальнейшем будет снижено содержание ацетилена и добавлено содержание пропана, в смеси газов, что приведет к меньшей температуре разогрева порошка при выстреле.

Список литературы

1. Быков В.А. Восстановление изношенной поверхности шеек прокатных валков методом прямого лазерного сплавления / Радионова Л.В., Самодурова М.Н.// MAGNITOGORSK ROLLING PRACTICE 2019 Материалы IV международной молодежной научно-практической конференции. Под редакцией А.Г. Корчунова. Магнитогорск, 2019. С. 120-122.
2. Электронный ресурс: <https://www.castolin.com/ru-RU>. (Дата обращения 24.11.2019).
3. Растровая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ: учебное пособие / И.Ю. Пашкеев, О.В. Самойлова, В.И. Гераскин, Т.М. Лонзингер; под общ. ред. Г.Г. Михайлова. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2015. – 47с.

СВОЙСТВА ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ИЗДЕЛИЯ СТАЛЬ-МЕДЬ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Воронцов А.В.^а, Шамарин Н.Н.^б, Осипович К.С.^в

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

^а vav@ispms.ru

^б shamarin.nik@gmail.com

^в osipovich_k@ispms.tsc.ru

Полиметаллические изделия и соединения используются в разных отраслях промышленности (1). Эта необходимость появляется, когда разные части или поверхности целого изделия подвергаются различным воздействиям. Двойная система сталь-медь используется, когда предполагается воздействие высоких температур на рабочую стальную часть изделия, а медная часть эффективно отводит тепло тем самым сохраняя рабочие характеристики изделия в целом. Соединения меди со сталью обладают рядом преимуществ, благодаря тому, что не создают хрупких интерметаллидных фаз. К тому же, многие исследователи предлагают использовать медь или другой компонент в виде связующего элемента между соединяемыми разнородными металлами (2). Технологии аддитивного производства в современном мире являются наиболее перспективными методами получения изделий, не только состоящих из одного компонента, но и эффективно подходят для градиентно-функциональных изделий, состоящих из двух и более компонент. Методы 3D-печати разделяются как по типу источника тепла, например, дуговой, лазерный, электронно-лучевой и по применяемому типу материала для печати, обычно применяют порошок или проволоку (3–5). В этой работе описано получение полиметаллического изделия методом электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии. Как материалы для получения двухкомпонентного полиметаллического образца, использовались нержавеющая сталь SS 321 и медь марки М1.

Электронно-лучевая экспериментальная установка, созданная на базе ИФПМ СО РАН, использовалась для получения полиметаллического образца. В электронно-лучевой пушке установки используется катод косвенного накала, что позволяет обеспечить стабильность процесса 3D-печати. Максимальные рабочие параметры электронно-лучевой пушки: ускоряющее напряжение 30 кВ, ток пучка 500 мА. Для получения двухкомпонентного образца 3D-печати использовали два податчика проволоки. Медный и стальной филаменты диаметром 1 мм подавались поочередно, 3 слоя стали – 2 слоя меди – 3 слоя стали – 2 слоя меди. Химический состав используемых проволок приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав медной и стальной проволок, используемых в работе

Материал филамента	Химический элемент (весовых %)							
	Fe	Cu	Ni	Cr	Mn	Si	Cu	C
SS 321	~ 67	–	8–9.5	17–19	до 2	до 0.8	до 0.3	до 0.12
C11000	до 0.005	99.9	до 0.002	–	–	–	–	–

Из полученного образца в форме вертикальной стенки вырезались образцы для структурных исследований и исследований механических характеристик. Вырезка образцов для исследований производилась на электроэрозионном станке DK7750. Образцы подготавливали в несколько этапов, включая шлифовку на наждачной бумаге разной зернистости, полировку на алмазной пасте и травление образцов в растворе 10 мл HCl + 1 гр FeCl + 20 мл H₂O. Макро- и микроструктура исследовалась при помощи конфокального микроскопа OLYMPUS LEXT OLS4100. Измерения микротвердости производили на микротвердомере Duramin-5 при нагрузке в 50 грамм в течение 5 секунд. Испытания на

статическое растяжение проводили на специально подготовленных образцах меньшего размера позволяющие оценить рабочие характеристики локально в зонах неравномерного распределения элементов. Испытания производили на универсальной испытательной машине УТС 110М-100 1-У.

Макрофото полученного образца показано на рисунке 1. Образец 3D-печати получился без видимых дефектов и пор, межфазные границы отчетливо видны. При нанесении слоев практически не происходит перемешивания меди со сталью и наоборот. По полученным данным измерения микротвердости по высоте образца выявлены особенности формирования структуры полиметаллического образца 3D-печати. В результате исследований механических характеристик показано, что наиболее вероятное разрушение происходит в области медной компоненты напечатанного образца.

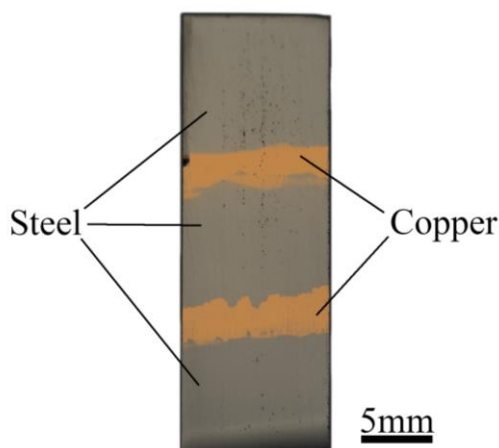


Рисунок 1. Двухкомпонентный полиметаллический образец сталь-медь

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

Список литературы

1. Kar J., Roy S.K., Roy G.G. Effect of beam oscillation on electron beam welding of copper with AISI-304 stainless steel // J Mater Process Technol. – 2016. – Vol. 233. – P. 174–85. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.03.001>
2. Fang Y., Jiang X., Song T., Mo D., Luo Z. Pulsed laser welding of Ti-6Al-4V titanium alloy to AISI 316L stainless steel using Cu/Nb bilayer // Mater Lett. – 2019. – Vol. 244. – P. 163–6. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.02.075>
3. Kugaevskii S., Pizhenkov E., Gamberg A. The effectiveness of additive SLM-technologies in the manufacture of cutting tools // Mater Today Proc. – 2019. – . – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.055>
4. Manjunath A., Anandkrishnan V., Ramachandra S., Parthiban K. Experimental investigations on the effect of pre-positioned wire electron beam additive manufacturing process parameters on the layer geometry of titanium 6Al4V // Mater Today Proc. – 2019. – . – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.06.755>
5. Dhinakaran V., Ajith J., Fahmidha A.F.Y., Jagadeesha T., Sathish T., Stalin B. Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) process of nickel based superalloys – A review // Mater Today Proc. – 2019. – . – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.08.159>

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИХ ФИЛАМЕНТОВ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ В СВЧ ДИАПАЗОНЕ

Геринг М.О^а, Шематило Т.Н

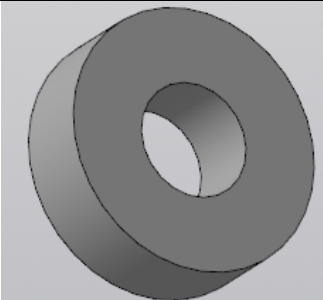
Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

^а Germakcim@yandex.ru

При разработке новых радиотехнических устройств, работающих в СВЧ диапазоне, возникает ряд проблем. К этим проблемам относятся: электромагнитная безопасность (защита от перехвата информации), электромагнитная совместимость (взаимные помехи), а также электромагнитная экология (воздействие излучения на биологические объекты). Для снижения неблагоприятного воздействия электромагнитных волн используют поглощающие или экранирующие покрытия. Подобные покрытия широко используются в военной отрасли, для защиты персонала от воздействия мощных источников электромагнитного излучения и для защиты компьютерных систем сбора и обработки информации от несанкционированного доступа. На сегодняшний день начинает активно развиваться изготовление подобных покрытий с использованием аддитивной технологии, поскольку она имеет ряд объективных преимуществ. 3D моделирование в специализированных программах позволяет разрабатывать объекты необходимой формы, структуры и объема. А 3D печать с использованием композитного радиофиламента дает возможность создать объекты с заданными электромагнитными характеристиками. Это позволяет значительно удешевить и ускорить процесс производства защитных покрытий и радиоматериалов [1].

В качестве полимерной основы для изготовления композиционного радиофиламента из всего спектра термопластиков был выбран АБС, как обладающий оптимальными свойствами. В качестве наполнителя использовались многостенные углеродные нанотрубки со средним диаметром 18,6 нм полученные каталитическим газофазным осаждением этилена [2]. Методику изготовления композиционного радиофиламента можно разделить на несколько этапов: подготовка компонент (отбор связующего и наполнителя, их тщательное взвешивание); растворение пластика и смешивание с наполнителем; ультразвуковая обработка; полимеризация образца и подготовка к экструдированию (полимеризованный образец измельчается); горячее экструдирование (получение однородной нити композиционного радиофиламента путём её многократного прогона через экструдер). Далее на основе полученного филамента на 3D принтере распечатывались экспериментальные измерительные образцы в форме шайбы, с внешним диаметром $d_{\text{внеш.}} = 7$ мм, внутренним $d_{\text{внут.}} = 3$ мм и толщиной $h = 2,25$ мм. Их основные характеристики приведены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры изготовленных образцов для коаксиальной ячейки

№	Связующее	Наполнитель	Вид образца
1	АБС пластик 99мас.%	1 мас.% МУНТ	
2	АБС пластик 98мас.%	2 мас.% МУНТ	
3	АБС пластик 97мас.%	3 мас.% МУНТ	
4	АБС пластик 96мас.%	4 мас.% МУНТ	
5	АБС пластик 95мас.%	5 мас.% МУНТ	

Измерения электромагнитных характеристик образцов радиокомпозитов проводилось волноводным методом в коаксиальной измерительной ячейке по схеме «на проход». Для этого использовался векторный анализатор цепей P4M-18 фирмы «Микран». Исследование проводилось в диапазоне частот от 1 до 18 ГГц. Были измерены коэффициенты прохождения

и отражения с их фазой и на их основе по методики Беккера-Джарвиса [3] были рассчитаны значения комплексной диэлектрической проницаемости.

Ниже представлены результаты исследования образцов с различным содержанием наполнителя. На рисунке 1 представлены графики зависимости комплексной диэлектрической проницаемости образцов с МУНТ на частотах от 0 до 18 ГГц. Для данных образцов характерен спад действительной части диэлектрической проницаемости при увеличении частоты. Так же можно пронаблюдать, что для образцов с большей концентрацией МУНТ спад имеет более лавинный характер. Это связано с величиной диэлектрических потерь в материале. Можно заметить, что с большой концентрацией наполнителя они велики. Мнимая часть комплексной диэлектрической проницаемости изменяется в пределах от 0,2 до 2,5 отн.ед.

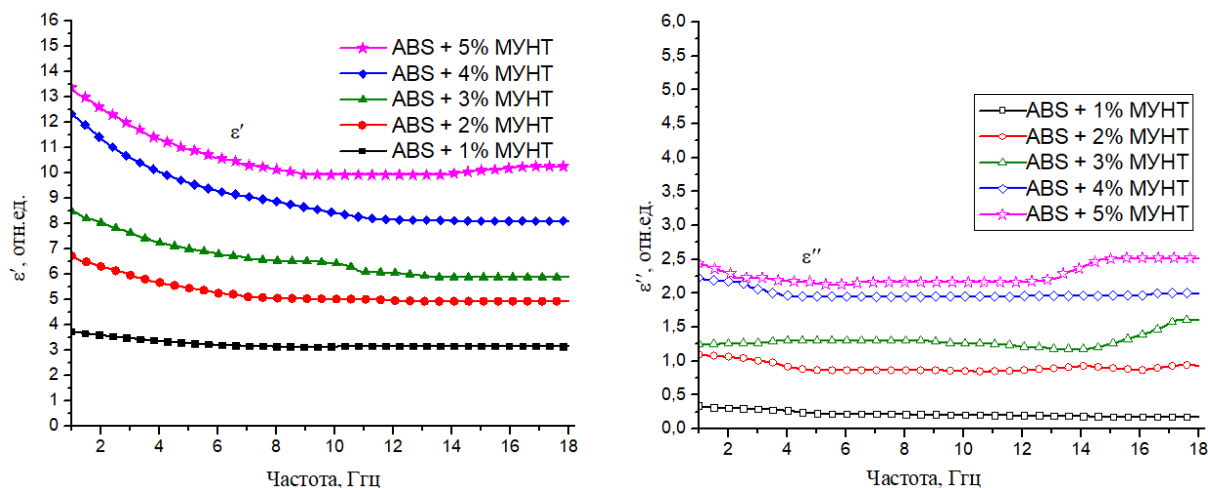


Рисунок 1. Частотная зависимость комплексной диэлектрической проницаемости для образцов с различной концентрацией МУНТ

Таким образом, полученные композиционные филаменты можно использовать для создания методом 3D печати различных структур эффективно взаимодействующих с излучением СВЧ диапазона.

Список литературы

1. Badin A.V., Kuleshov G.E., Dorozhkin K.V., Dunaevskii G.E., Suslyayev V.I., Zhuravlev V.A. Anisotropy of electrical properties of 3D-printing MWCNT composites at the THz frequency range // International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves, IRMMW-THz 2018. С. 8509938.
2. Kuleshov G.E., Zhuravlyova Y.V., Dotsenko O.A. Electromagnetic response from composite radiomaterials based on multiwall carbon nanotubes at microwave frequencies // SIBCON 2015 – Proceedings. 7147115. P. 1–4.
3. Chalapat K., Sarvala K., Li J., Sorin G. Wideband Reference-Plane Invariant Method for Measuring Electromagnetic Parameters of Materials // IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques. 2009. Vol. 57, No. 9. P. 2257–2267.

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Гири А.В.^a, Гольшев А.А.^b

Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск, Россия

^a n.girsh@mail.ru

^b alexgol@itam.nsc.ru

Формирование на поверхности металлических деталей функциональных покрытий, обладающих комплексом эксплуатационных свойств, отличающихся от свойств основного материала, является перспективным направлением в развитии современного материаловедения. Это связано с постоянно ожесточающимися условиями эксплуатации и сопутствующим повышением требований к надежности и долговечности изделий. В частности одной из проблем является быстрый износ тяжело нагруженных деталей в условиях агрессивных сред, повышенных температур и абразивного изнашивания.

Защитные покрытия, стойкие к износу и окислению при высоких температурах, изготавливаются из различных материалов. Широкое распространение получили самофлюсующиеся никелевые сплавы, содержащие в своем составе флюсующие компоненты, защищающие расплав от окисления в процессе наплавки [1]. Состав этих сплавов варьируется как в количестве легирующих элементов, так и в их массовых долях. В данной работе использовался порошок марки ПН77Х15С3Р2, химический состав которого представлен в таблице 1. Бор и кремний снижают температуру оплавления покрытия и повышают жидкотекучесть расплава, а наличие твердых частиц боридов хрома и комплексных карбоборидов обеспечивают твердость и износостойкость покрытия.

Таблица 1. Химический состав порошка ПН77Х15С3Р2

Ni, %	Cr, %	Si, %	B, %	Fe, %	C, %
77	15	3	2	3	~0,1

Наплавка покрытий проводилась на АЛТК на базе СО₂-лазера в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН с возможностью получения лазерного луча мощностью до 2 кВт [2]. Работа была посвящена подбору оптимального режима формирования слоев, а конкретно выбору параметров мощности, скорости сканирования и положения фокуса лазерного луча, толщины и конфигурации слоев. Наплавка производилась на подложку из нержавеющей стали толщиной 5 мм.

В результате экспериментов были получены покрытия из самофлюсующегося никелевого сплава. Оптическая микроскопия показала соответствие микроструктур литературным данным. В составе покрытия наблюдается три характерных зоны: непосредственно покрытие, волнообразная граница раздела (он же первый слой наплавки) и зона термического влияния в области материала подложки. Также было замечено растрескивание материала. Решению этой проблемы будет посвящена дальнейшая исследовательская работа.

Благодарность. Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Новосибирской области в рамках научного проекта № 19-48-543004 р_мол_а «Разработка научных основ создания многоуровневых металлокерамических структур, используя импульсно-периодическое лазерное излучение в аддитивных технологиях».

Список литературы

1. Hemmati I. Microstructural design of hardfacing Ni–Cr–B–Si–C alloys / I. Hemmati, R.M. Huizenga, V. Ocelika, J.Th.M. De Hossona // Acta Materialia – 2013. – Vol. 61, iss. 16. – P. 6061–6070.
2. Гольшев А.А. Законы подобия лазерной наплавки металлокерамических покрытий / Гольшев А.А., Оришич А.М., Филиппов А.А. // ПМТФ – 2019. – Т. 60. № 4 (356). – С. 194-205.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ВЫРАЩИВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА Ti-6Al-4V МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Глебов Л.А.^{1,а}, Радионова Л.В.¹

¹Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск, Россия

^а79193293392@yandex.ru

Изделия, изготавливаемые из титановых сплавов аддитивными технологиями широко востребованы как в аэрокосмической отрасли, так и в энергетической, химической промышленности и медицине. Сплав Ti-6Al-4V используется уже давно. Получение изделий из этого сплава аддитивными методами изучены мало [1-2]. В лаборатории «Механики, лазерных процессов и цифровых производственных технологий» ЮУрГУ, была организована работа по изучению получения изделий и сплава Ti-6Al-4V методом прямого лазерного сплавления [3].

Целью настоящей работы являлась разработка технологии получения изделий из титанового сплава, в том числе и сложной геометрической формы, с последующим изучением структур полученных образцов.

Для проведения данной работы был выбран порошок сплава Ti-6Al-4V с размерами частиц от 25 до 100 мкм. Выращивание проводилось в защитной атмосфере (аргоновой ванне) при повышенном расходе аргона, также максимальном значении давления транспортного газа подачи порошка в питателе, чтобы избежать налипания порошка и неравномерного формирования слоя.

В ходе работы были достигнуты оптимальные показатели мощности лазерного излучения, скорости перемещения печатающей головки, количества подаваемого порошка, расхода газа, диаметра пятна лазера, которые позволили достичь стабильного результата по выращиванию образцов. На рисунке 1 образец, выращенный из сплава Ti-6Al-4V по параметрам, приведенным в таблице 1.



Рисунок 1. Выращенный цилиндрический образец

Таблица 1. Технологические режимы выращивания образцов

Мощность, кВт	Скорость перемещения, мм/с	Подача порошка, г/мин	Расход защитного газа, л/мин	Расход транспортного газа, л/мин	Диаметр пятна, мм
0,9-1,3	20-25	12±0,5	30÷35	10	1,5±0,05

Дальнейшим этапом работы стало изучение пористости и сплошности сплавления слоев полученного образца. На рисунке 2 приведен металлографический шлиф одного из образцов. Количественным методом была оценена пористость на этом участке, которая не превышает 0,2% [4]. В ходе исследования образцов было установлено, что образцы имеют низкую пористость и не имеют тенденций к растрескиванию. Микроструктура образца представляет $\alpha+\beta$ сплав мартенситного типа рисунок 3. В исследуемых образцах зерно

металла переходит из одного трека в другой, что указывает на неразрывность слоев между собой у выращенного образца рисунок 4.

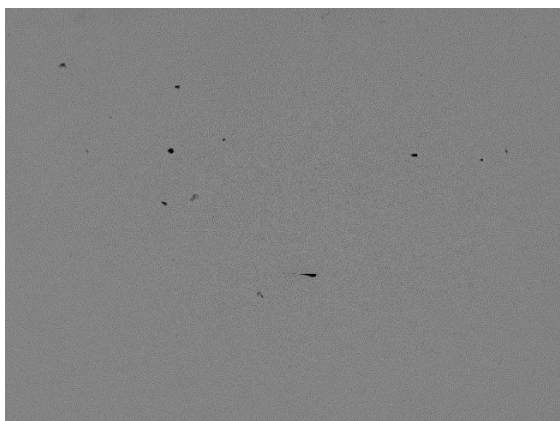


Рисунок 2. Металлографический шлиф выращенного образца (x50)

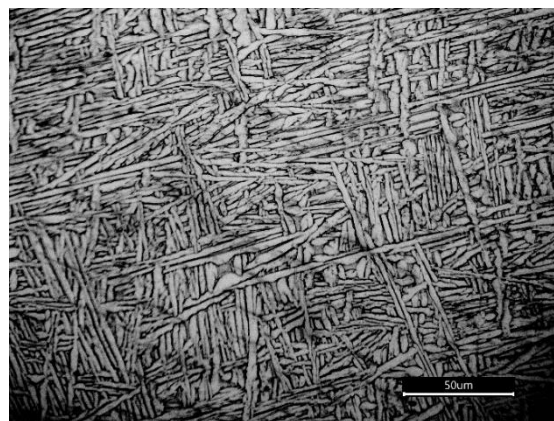


Рисунок 3. Микроструктура выращенного образца (x500)

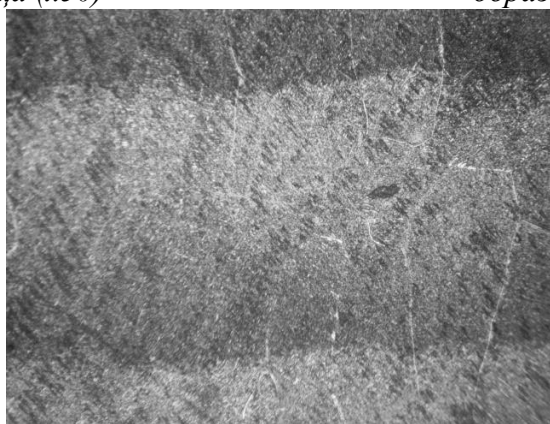


Рисунок 4. Микроструктура неразрывности слоев (x100)

В результате работы были подобраны оптимальные режимы для выращивания изделий из сплава Ti-6Al-4V методом прямого лазерного сплавления, в которых достигается низкая пористость (не более 0,2%), а также образуется однородная микроструктура из $\alpha+\beta$ фазы мартенситного типа с переходом зерен из одного слоя в другой.

Список литературы

1. Benedetti, M., Torresani, E., Leoni, M., Fontanari, V., Bandini, M., Pederzoli, C., Potrich, C. The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of Ti-6Al-4V ELI parts made by selective laser melting. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 2017, 71, 295-306; DOI:10.1016/j.jmbbm.2017.03.024
2. R.M. Baitimerov et al., "Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Selective Laser Melted TiAl6V4 Alloy", *Solid State Phenomena*, Vol. 284, pp. 615-620, 2018
3. Быков В.А. Восстановление изношенной поверхности шеек прокатных валков методом прямого лазерного сплавления / Радионова Л.В., Самодурова М.Н.// *MAGNITOGORSK ROLLING PRACTICE 2019* Материалы IV международной молодежной научно-практической конференции. Под редакцией А.Г. Корчунова. Магнитогорск, 2019. С. 120-122.
4. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на пористость образцов из сплава TiAl6V4 Байтимеров Р.М., Радионова Л.В., Сафонов Е.В. *Машиностроение: сетевой электронный научный журнал*. 2017. Т. 5. № 4. С. 41-45.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 10P6M5 В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

Гнюсов С.Ф., Федин Е.А.

Томский политехнический университет, Томск, Россия

В работе методами оптической и растровой микроскопии, рентгеноструктурного анализа изучена структура быстрорежущей стали после процесса селективной электронно-лучевой наплавки исходного порошка стали 10P6M5 дисперсностью 50...350 мкм. Наплавку осуществляли в вакууме с контролем мощности электронного луча, его диаметра, длины развертки и скорости движения подложки. Установлено, что с увеличением числа проходов электронного луча (до 18 проходов) в ранее наплавленном материале формируется мультимодальное распределение карбидной фазы по размерам: первичный эвтектический карбид типа М6С, находящийся по границам первичных аустенитных зерен, дисперсный вторичный карбид М6С и карбид VC. Эвтектический карбид с увеличением числа проходов электронного луча меняет свою морфологию от скелетообразного до отдельных округлых выделений. Вторичный карбид выделяется внутри зерен матрицы и его размер не превышает 250 нм. Доля мартенсита от общего объема матрицы увеличивается с ростом числа проходов с 77 до 95 %, что приводит к постепенному росту средней величины микротвердости наплавленного материала и более однородному ее распределению по толщине покрытия. Мартенситная фаза с увеличением числа проходов электронного луча становится все более грубой (от мелкодисперсного мартенсита до крупных игл, распространяющихся через все аустенитное зерно).

На границе сплавления встречаются отдельные крупные поры (а), в самом покрытии трещин и пор не фиксируется. При малом числе проходов (3 и 6) наблюдается различная травимость металла покрытия при переходе от слоя к слою, далее с увеличением проходов данные изменения не фиксируются.

Матрица по данным РСА представляет собой мартенситно-аустенитную смесь, аналогичные результаты были получены в работах [9, 10, 11]. В ходе анализа рассматривалось воздействие последующих проходов электронного луча на предыдущие наплавленные слои. При малом числе проходов формируется сетка эвтектических карбидов, которые с увеличением числа проходов электронного луча постепенно изменяют свою морфологию и коагулируют $d_1 = 2.5 \pm 1.5$ мкм (в,г). Мартенситная фаза с увеличением числа проходов электронного луча становится все более грубой (от мелкодисперсного (бесструктурного) мартенсита (а) до крупных игл, распространяющихся через все аустенитное зерно).

Объемная доля мартенсита в металле третьего прохода увеличивается с ростом числа проходов с 77 до 95 % (рис. 4). Это связано с тем, что в условиях термоциклирования ранее наплавленные слои неоднократно прогреваются до температур выше 500°C и, следовательно, происходит релаксация термических напряжений, из аустенитной матрицы выделяется большое количество дисперсных ($d_2 < 250$ нм) карбидов М6С и VC (рис. 5), которые согласно [12] выделяются в подобных покрытиях и оптической микроскопией не фиксируются. Необходимо отметить, что в непосредственной близости к первичным эвтектическим карбидам выделений вторичных карбидов типа М6С не происходит. Матрица в ходе дальнейшего охлаждения превращается в мартенсит.

Следовательно, в условиях многопроходной наплавки формируется мультимодальное (d_1 и d_2) распределение карбидной фазы по размерам. Это приводит к постепенному росту средней величины микротвердости от ~5950 до ~(7200...7700) МПа (рис. 6). При малом числе проходов (от 3 до 9) меньшая величина микротвердости обусловлена сохранением 15...25 об.% остаточного аустенита.

Заключение. Установлено, что в процессе селективной электронно-лучевой наплавки с увеличением числа проходов электронного луча формируется мультимодальное распределение карбидной фазы по размерам (первичный эвтектический карбид типа М6С,

находящийся по границам зерен, меняет свою морфологию от скелетообразного до отдельных округлых выделений; внутри зерен матрицы выделяются дисперсные вторичные карбиды М6С и VC).

Матрица представляет собой мартенситно-аустенитную смесь. Мартенситная фаза с увеличением числа проходов электронного луча изменяется от мелкодисперсного (бесструктурного) до крупноигольчатого. Объемная доля мартенсита увеличивается с ростом числа проходов с 77 до 95 %, что приводит к постепенному росту средней величины микротвердости исследуемых покрытий от ~5950 до ~(7200...7700) МПа и более однородному ее распределению. Некоторое уменьшение твердости у границы наплавки – основной металл и в верхней ее части при числе проходов (от 3 до 9) связано с подплавлением основы и сохранением до 15...25 % остаточного аустенита соответственно.

Список литературы

1. Schmidt M., Merklein M., Bourell D., Dimitrov D., Hausotte T., Wegener K., Overmeyer L., Vollertsen F., Levy G.N. Laser based additive manufacturing in industry and academia / CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2017, T.66, pp. 561–583.
2. Satish Prakasha K., Nancharaihb T., Subba Rao V.V. Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing -An Overview / Materials Today: Proceedings, 2018, no. 5, pp. 3873–3882.
3. Heintl P., Muller L., Korner C., Singer R.F., Muller F.A. Cellular Ti–6Al–4V structures with interconnected macro porosity for bone implants fabricated by selective electron beam melting / Acta Biomaterialia, 2008, no. 4, pp. 1536–1544.
4. Lawrence E. Murr, Sara M. Gaytan, Diana A. Ramirez, Edwin Martinez, Jennifer Hernandez, Krista N. Amato, Patrick W. Shindo, Francisco R. Medina, and Ryan B. Wicker Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies / J. Mater. Sci. Technol., 2012, V. 28, no. 1, pp. 1–14.
5. Zhong Y., Rännar Lars-Erik, Wikman S., Koptyug A., Liu L., Cui D., Shen Z. Additive manufacturing of ITER first wall panel parts by two approaches: Selective laser melting and electron beam melting / Fusion Engineering and Design, 2017, V. 116, pp. 24–33.
6. Chengcheng Wang, Xipeng Tan, Erjia Liu, Shu Beng Tor Process parameter optimization and mechanical properties for additively manufactured stainless steel 316L parts by selective electron beam melting / Materials and Design, 2018, V. 147, pp. 157–166.
7. Jon Olsén, Zhijian Shen, Leifeng Liu, Andrey Koptyug, Lars-Erik Rännar Micro- and macro-structural heterogeneities in 316L stainless steel prepared by electron-beam melting / Materials Characterization, 2018, no. 141, pp. 1–7.
8. Guilemany J.M., Dosta S., Miguel J.R. The enhancement of the properties of WC-Co HVOF coatings through the use of nanostructured and microstructured feedstock powders. – Surface & Coatings Technology, 2006, V. 201, pp. 1180–1190.
9. Sander J., Hufenbach J., Giebelier L., Wendrock H., Kühn U., Eckert J. Microstructure and properties of FeCrMoVC tool steel produced by selective laser melting / Materials and Design, 2016, V. 89, pp. 335–341.
10. Liu Z.H., Zhang D.Q., Chua C.K., Leong K.F. Crystal structure analysis of M2 high speed steel parts produced by selective laser melting / Materials characterization, 2013 V. 84, pp. 72 – 80.
11. Hongyu Chen, Dongdong Gu, Donghua Dai, Chenglong Ma, Mujian Xia Microstructure and composition homogeneity, tensile property, and underlying thermal physical mechanism of selective laser melting tool steel parts / Materials Science & Engineering A, 2017, V. 682, pp. 279–289.
12. Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Durakov V.G., Tarasov S.Yu. The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel. // Applied Surface Science, 2012, V. 263, pp. 215-222.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПУТЕМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Гольшиев А.А.^a, Оришич А.М.^b, Филиппов А.А.^c

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского
отделения Российской академии наук, Новосибирск, Россия

^a alexgol@itam.nsc.ru,

^b laser@itam.nsc.ru,

^c filippov@itam.nsc.ru

В настоящее время, потребность для различных отраслей промышленности в высокоточных деталях и в сложных, но легких конструкциях приводит к увеличению интереса к аддитивным технологиям. Технологии аддитивного выращивания включает в себя набор процессов, основанных на поэтапном построении трехмерной структуры. Способов или технологий послойного синтеза деталей на сегодня известно более десяти и с каждым годом появляются новые. Наиболее широко используемой и универсальной технологией АТ для производства 3D деталей является селективное лазерное плавление (SLM) [1].

Титан и его сплавы ввиду высокой удельной прочности, достаточной жесткости, хорошей усталостной стойкости, а также выдающейся коррозионной стойкости широко используются в различных отраслях промышленности, включая химическую, авиационную и военную промышленность [2,3]. Однако, не смотря на преимущества, титановые сплавы обладают низкой износостойкостью, что является серьезной проблемой, ограничивающей их использование в приложениях, требующих высокой стойкости к истиранию и эрозии. Включение твердых частиц (например, оксидов, интерметаллических соединений, нитридов, карбидов и боридов) в металлическую матрицу приводит к изготовлению материалов, известных как композиты с металлической матрицей (ММС) [2]. Изготовление ММС является одной из наиболее эффективных стратегий улучшения механических свойств, таких как твердость, прочность, усталостная долговечность и износостойкость.

В работе, в качестве наплавляемого материала использовалась порошковая смесь, из порошков карбид бора (В4С) и порошка ВТ6 (Ti–6Al–4V). Частицы керамики В4С обладают осколочной формой, а ВТ6 – сферические, со средним диаметром 40 мкм. Металлокерамическая порошковая смесь наплавлялась на подложку в виде пластины из титанового сплава марки ВТ20 толщиной 5 мм. Обработка лазерным излучением порошковой смеси осуществлялась на созданном в ИТПМ СО РАН АЛТК «Сибирь 4» [4]. Лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм с помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 254 мм фокусировалось вглубь материала, на поверхность и над материалом.

Для формирования качественных металлокерамических структур необходимо проведение оптимизации параметров воздействия лазерного излучения на порошковую смесь. В работе варьировались такие параметры как мощность излучения, положение фокуса относительно порошкового слоя, скорость сканирования, толщина слоя. По итогам оптимизации сформирована металлокерамическая 3D структура без трещин с концентрацией керамики 10% масс. Определены значения шероховатости наилучших треков (R_z варьируется в пределах 25...35 мкм в зависимости от концентрации керамики). Показано существенное изменение микротвердости (без керамики - 372 HV0.3, для образца 10%В4С 548...4214 HV0.3). Показано, что добавление 10% масс. керамики в порошковую смесь повышает износостойкость в 4,2 раза.

Благодарность. Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда «Исследование послойного лазерного формирования функционально-градиентных металлокерамических структур, включающих в себя В4С, TiC и TiB₂, используя импульсно-периодическое лазерное излучение» № 18-79-00052.

Список литературы

1. T. Caffrey, I. Campbell, T. Wohlers. T. Wohlers Report 2016-3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry, Annual Worldwide Progress Report. Fort Collins; Colorado : Wohlers Associates, 2016.
2. Гольшев А.А., Оришич А.М., Филиппов А.А. Законы подобия лазерной наплавки металлокерамических покрытий // Прикладная механика и техническая физика. –2019. –Т. 60 No. 4. –С. 194-205.
3. Гольшев А.А., Оришич А.М. Исследование влияния режимов фокусировки лазерного излучения на геометрические и механические свойства металлокерамических треков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). –2019. –Т. 21 No. 1. –С. 82-92.
4. Киселева Т.А., Гольшев А.А., Яковлев В.И., Оришич А.М. Влияние теплового следа от оптического пульсирующего разряда на силу аэродинамического сопротивления // Теплофизика и аэромеханика. –2018. –Т. 25 No. 2. –С. 269-276.

СИНЕРГОТЕХНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СЛОЖНОПРОФИЛЬНОГО ИЗДЕЛИЯ

Гордиенко А.И.¹, Хейфец М.Л.^{2,а}, Бородавко В.И.², Грецкий Н.Л.², Астапенко А.А.²

¹ГНУ «ФТИ НАН Беларуси», Минск, РБ

²ОАО «НПО Центр», Минск, РБ

^а mlk-z@mail.ru

Широко используемые в мировом производстве технологии послойного синтеза позволяют заключить, что наиболее перспективно применение новых аддитивных технологий создания слоев и формообразования изделий, использующих 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. [1, 2]. Таким образом, при проектировании технологии аддитивного синтеза применяются как методы формообразования деталей из композиционных материалов, использующие потоки энергии и компонентов материала, так и методы автоматизации и управления процессами оперативного макетирования и производства изделий [1, 3].

Передовые технологии, помимо используемых новых аппаратных и программных средств, оборудования и оснащения, основываются на *послойном выращивании поверхностей* изделий и *самоорганизации структур* композиционного материала [3]. Так, определяя фундамент наукоемких нанотехнологий, Ж.И. Алферов выделяет кроме зондовой микроскопии *эпитаксиальный рост пленок на поверхности* и процессы *самосборки гетероструктур* материала [4].

Кроме того, в *синергетической концепции* заложено ограничение числа состояний и правил их перехода в технологической системе. Определение доминирующих процессов структурообразования при интенсивных воздействиях целесообразно проводить с использованием понятия моды в распределениях непрерывной случайной величины контролируемого параметра. Под модой понимают такое значение параметра, при котором плотность его распределения имеет максимум. Согласно синергетической концепции устойчивые моды подстраиваются под доминирующие неустойчивые моды и в результате могут быть исключены. Это приводит к резкому сокращению числа контролируемых параметров, а оставшиеся неустойчивые моды могут служить в качестве параметров порядка, определяющих процессы структурообразования.

Поэтому особенно перспективен подход, рассматривающий аддитивные методы как *синерготехнологии*, обеспечивающие самоорганизацию поверхностных явлений при послойном формировании структур поверхностных слоев различных материалов и управление их свойствами при разнообразных физических воздействиях [2, 3]. Самоорганизация поверхностных явлений обеспечивает устойчивое образование слоя определенной толщины при значительных изменениях расстояния от источника энергии или подаваемого материала до формируемой поверхности, а также позволяет в результате взаимопроникновения сращивать последовательно наносимые слои [3].

Различают две основные группы аддитивных методов: 1) с «предварительным формированием слоя» материала по технологиям *BD (Bed Deposition)*, подразумевающим наличие определенной платформы, на которой послойно «выращивается» материал и изделие; 2) «непосредственное осаждение слоя» материала на сложнопрофильную поверхность изделия по технологиям *DD (Direct Deposition)* [1].

Расстояние до формируемой поверхности – особо чувствительный фактор при «непосредственном осаждении слоя» по *DD*-технологиям, а изменение расстояния особенно важно для стабилизации толщины при «предварительном формировании слоя» материала по *BD*-технологиям, подразумевающим наличие некоторой платформы, на которой послойно создается материал и изделие. В результате выбор в аддитивной технологии источника энергии

или подаваемого материала определяет не только технологическую среду, но и поверхностные явления, обеспечивающие процессы самоорганизации в синерготехнологиях [3].

Высокоэнергетические процессы аддитивных технологий рассматриваются с системных позиций, как последовательности преобразований энергии, вещества и энтропии в материальных и информационных подсистемах, направленные на изменение точности и рельефа поверхностей и физико-механических свойств материала изделия.

Для анализа путей формирования структур и фаз поверхностных слоев деталей в обрабатывающей системе выделяются нестабильные переменные (температура, давление, сила тока, магнитная индукция и др.), которые подчиняют себе развитие, эволюцию стабильных в данном процессе параметров. Такой подход позволяет рассматривать любую структуру как самостабилизирующийся энергетической обусловленностью комплекс. При его эволюции чередование переходов системы из устойчивого в неустойчивое состояние сопровождается сменой масштабного уровня процесса поглощения энергии и образованием диссипативных структур.

Поверхности раздела структур и градиенты свойств слоев при аддитивных синерготехнологиях, формирующих композиционный материал изделия, определяются технологическими барьерами, которые дают возможность установить граничные условия процессов послойного синтеза [3].

Условия создания слоя в высокоинтенсивных процессах целесообразно связать с особенностями конструирования формируемых оболочек изделия. Конфигурацию границ позволяет рассмотреть компьютерное поверхностное и твердотельное моделирование, при этом задачи моделирования послойно формируемых оболочек не сводятся к простому масштабированию, а учитывают конструктивные особенности и специфические условия технологий, связанные с устойчивостью процессов, взаимопроникновением слоев и другими поверхностными явлениями [2, 3].

Особое внимание в технологической системе при обработке следует обращать на технологическую среду, которая в процессах нанесения плоских слоев (по *BD*-технологиям) и формировании оболочек (по *DD*-технологиям) создается воздействиями концентрированных потоков энергии.

Заключение. Анализ современного состояния и перспектив развития аддитивных технологий компьютеризированного производства позволяет говорить о новой парадигме в его эволюции. В результате формируется и детализируется концепция «цифровой фабрики», в которой аддитивные технологии являются определяющим звеном системы, включающим развитые подсистемы: 3D-проектирования и управления производством и потреблением, начиная от моделирования изделия, его материалов и компонентов в соответствии с новыми технологическими возможностями и заканчивая получением и эксплуатацией функционально ориентированного изделия.

Аддитивные процессы прямого выращивания изделий послойным синтезом в соответствии с особенностями конструирования формируемых слоев (по *BD*-технологиям) и оболочек (по *DD*-технологиям) раскрывают новые перспективы в ресурсном проектировании деталей машин. Использование самоорганизации поверхностных явлений позволяет формировать слои определенной регулируемой толщины по всей сложнопрофильной рабочей поверхности и управлять обеспечением свойств материала потоками энергии.

Список литературы

1. Gibson, I. Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping and Direct Digital Manufacturing / I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker. – N.Y.: Springer, 2015. – 498 p.
2. Additive Manufacturing for the Aerospace Industry / Ed. by F. Fores and R.Boyer. – Cambridge: Elsevier, 2019. – 465 p.
3. Gordienko, A.I. Combined physico-chemical treatment: Synergetic aspect / A.I. Gordienko, M.L. Kheifetz, L.M. Kozhouro et al. – Minsk: Technoprint, 2004. – 200 p.
4. Алферов, Ж. И. История и будущее полупроводниковых гетероструктур / Ж. И. Алферов // Физика и техника полупроводников. – 1998. – Т. 32, № 3. – С. 2–7.

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ Р6М5

Гоц И.Ю.¹, Зинина Е.П.², Лукьянова В.О.^{1,а}, Мартынов В.В.^{1,2}

¹ Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А.,
Саратов, Россия

² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук,
Москва, Россия

^а lukyanova.viky@yandex.ru

Актуальной задачей современного машиностроения является постоянное соответствие свойств новых материалов с задаваемыми параметрами технологического режима и сохранение их эксплуатационных характеристик при ужесточении параметров внешних воздействий рабочей среды. Как правило, часть параметров новых материалов не соответствует предъявляемым требованиям. Одним из важных элементов в системе «материал – рабочая среда», который определяет допустимые условия эксплуатации, является поверхность материала. Исследование влияния поверхности материала на режим эксплуатации – актуальная задача в области разработки методов и технологий нанесения функциональных покрытий на поверхность материалов [1-2]. Несмотря на множество разработанных методов модификаций покрытия, одним из составляющих является комбинированный метод обработки поверхности. В данной работе нами была разработана комплексная технология обработки поверхности, состоящая из катодного внедрения и воздействия низкотемпературной плазмой.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния потенциала формирования титанового сплава на стальной основе, полученного комбинацией метода катодного внедрения и последующей обработки низкотемпературной плазмой.

Объектами исследования были выбраны цилиндрические образцы из стали марки Р6М5 диаметром 10 мм и длиной 50 мм. В качестве электролита использовали раствор следующего состава: 500 мл/л ДМФ (диметилформамид), 250 мл/л HNO₃(к), 250 мл/л H₂O, Ti⁴⁺ 5% масс. металла, при температуре 25°C. Формирование титанового покрытия на стали осуществлялось в стеклянной трехэлектродной ячейке. В качестве электрода сравнения использовали стандартный водный хлорсеребряный электрод ХСЭ марки ЭВЛ-1МЗ, а титан – в качестве вспомогательного электрода. Температура электролита поддерживалась с помощью термостата марки ВТВ-2. Все электрохимические исследования в условиях заданного потенциостатического режимов были проведены на потенциостате Р-20Х. Потенциалы катодной поляризации варьировались от -0,5 до -5 В в течение одного часа. Далее образцы обрабатывались в течение 8 минут в низкотемпературной плазме [3] при потенциале 150 В и СВЧ-мощности 55 Вт.

Для контроля и визуализации данных о линейных размерах микрообъектов, форме микрочастиц и создания архива изображений микрообъектов использован анализатор изображения микроструктур АГПМ-6М ФУЛК 401163.001-01. Поле изображения, получаемого с использованием АГПМ-6М, составляло 430 мкм.

Снятие потенциостатических $i-t$ – кривых при различных постоянных катодных потенциалах (рис.1) позволило проанализировать закономерности процесса диффузии внедряющихся атомов титана в поверхностном слое стального электрода – матрицы, оценить влияние катодного напряжения на диффузионно-кинетические закономерности осаждения титана из водно-органического электролита. С увеличением катодного потенциала от -0,5 В до -5 В скорость процесса возрастает в 4 раза при этом радиус зерен увеличивается с 0,91 до $3,32 \cdot 10^{-7}$ см, коэффициент диффузии данного процесса составляет примерно $10 \cdot 10^{-12}$ см/с.

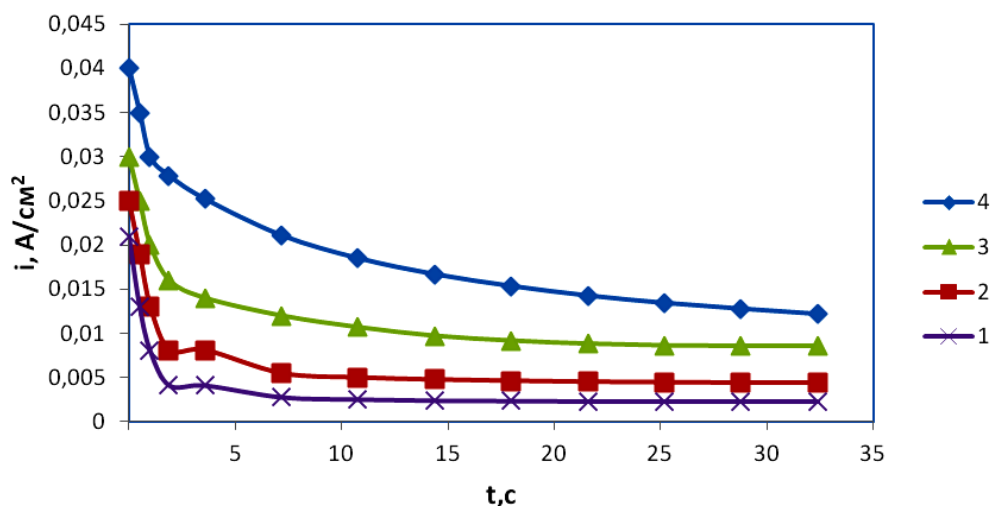


Рисунок 1. Зависимость хода i, t -кривых сорбции на стальных Р6М5 электродах, полученных из электролита, состоящего из смеси HNO_3 , H_2O и ДМФ в растворе ($V_{\text{HNO}_3}:V_{\text{H}_2\text{O}}:V_{\text{DMF}}$) 1:1:2 при различных потенциалах катодной поляризации ($-E_{\text{кп}}$, В): 1 – 0,5; 2 – 1,0; 3 – 2,0; 4 – 5,0

На основании результатов сканирующей порометрии установлено (табл.1), что внедрение водорода в Тi-сталь электроды приводит к увеличению размера зерен примерно в 2 раза, в то время как размер пор остается неизменным.

Таблица 1. Зависимость открытой пористости и размера зерен от величины катодной поляризации

E , В	$\Pi^{(1)}$, %	$R^{(1)}$, мкм	$\Pi^{(2)}$, %	$R^{(2)}$, мкм	$\Pi^{(3)}$, %	$R^{(3)}$, мкм
-0,5	56	19,59	59	7,89	56	7,29
-1,0			53	7,74	51	6,97
-2,0			55	8,27	52	8,28
-5,0			54	11,24	53	10,19

$\Pi^{(1)}$, $R^{(1)}$ – открытая пористость и размер зерен исходных образцов, $\Pi^{(2)}$, $R^{(2)}$ – открытая пористость и размер зерен образцов после катодной поляризации, $\Pi^{(3)}$, $R^{(3)}$ – открытая пористость и размер зерен образцов после низкотемпературной плазменной обработки

Поверхность Тi-сталь-электродов до низкотемпературной плазменной обработки состоит из крупных поликристаллов размером до 20 мкм. Последующее воздействие плазмы приводит к измельчению размера зерен, а также к уплотнению микроструктуры и, как следствие, повышению микротвердости поверхности.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект №19-19-00101).

Список литературы

1. Колмыков Д.В., Воробьева О.В. and Катенев В.В. Комбинированные методы восстановления и упрочнения стальных деталей // Auditorium, no. 4 (12), 2016, pp. 48-53.
2. Бедин В.В., Колмыков В.И. Об эффективности химико-термической обработки деталей машин, восстановленных наплавкой в среде защитных газов // Вестник Курской государственной сельскохозяйственной академии. 2011. Т. 6. № 6. С. 77-79.
3. Бржозовский Б.М., Мартынов В.В., Зинина Е.П. Упрочнение режущего инструмента воздействием низкотемпературной плазмы комбинированного разряда / Б.М. Бржозовский, В.В. Мартынов, Е.П. Зинина. – Саратов: СГТУ, 2009. – 176 с.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОВЛОЖЕНИЯ НА НАПРАВЛЕННЫЙ РОСТ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Гурьянов Д.А.^а, Фортуна С.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

^а desa-93@mail.ru

Жаропрочные сплавы на основе никеля востребованы в авиационной промышленности, т.к. применяются при производстве деталей горячего тракта газотурбинных двигателей. Лопатки роторов и сопловых агрегатов таких двигателей необходимо получать с направленной, либо монокристаллической структурой. В настоящее время для этого применяют сложную технологию литья с жидкометаллическим охладителем (ЛМС), что позволяет поднять величину температурного градиента (G) до $200^\circ/\text{см}$ (в случае традиционного подхода, данная величина на порядок меньше). Для избегания формирования радиальных составляющих температурного градиента на стенках формы, скорость литья стараются снизить, что приводит к повышению затрат на производство. Применение аддитивных технологий не требует наличия форм, тиглей и пр., в следствии этого появление нежелательных направлений отвода тепла обусловлено только наличием радиационного охлаждения. В силу локальности и скоротечности процесса кристаллизации в аддитивных технологиях, значение температурного градиента возможно не только достичь на уровне ЛМС, но и превысить его. Данный факт делает аддитивные технологии привлекательным подходом в вопросах формирования изделий с заданной направленной структурой.

В настоящей работе формировали однослойные дорожки из прутков жаропрочного сплава ЖС6У с помощью проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии (ЕВАМ). В качестве подложки применяли листовой прокат из нержавеющей стали 12Х18Н9 с водяным охлаждением. Наличие охлаждения и применение материала в качестве подложки с большей (относительно материала формируемого изделия) теплопроводностью способствуют увеличению G и направленному отводу тепла. Для оценки величины температурного градиента измеряли характерные расстояния между осями дендритов первого порядка (λ_1), что является основной структурной характеристикой направленной кристаллизации.

Далее исследовали зависимость λ_1 от основных параметров ЕВАМ процесса: ускоряющего напряжения и тока пучка, а также скорости 3-D печати. Данные величины можно рассматривать как функцию сообщаемой энергии. В работе рассматривали три режима ЕВАМ процесса, и влияние значения энергозатрат (E) на λ_1 и G .

Из анализа полученных результатов было установлено, что при данных условиях увеличение энергозатрат приводит к уменьшению λ_1 , а температурный градиент на порядок выше значений, достигаемых методом ЛМС. При рассмотрении структуры, видно, что происходит погружение наносимого материала в подложку, сопровождающееся выдавливанием материала подложки на поверхность ванны расплава. Это происходит из-за того, что никелевый суперсплав обладает большей температурой плавления и плотностью. В силу данного погружения происходит значительный изгиб дна ванны расплава и, соответственно, фронта кристаллизации. Т.к. дендритный рост, реализуется перпендикулярно фронту кристаллизации в направлении антипараллельном отводу тепла, возникает ситуация, при которой они растут друг на встречу другу и в центре ванны расплава образуются равноосные дендриты. А наличие больших разориентировок в направлениях роста дендритов не позволяет реализовать направленную кристаллизацию.

Полученные результаты подтверждают возможность создания высоких значений температурного градиента в процессах аддитивного производства. Однако, необходимо принимать во внимание, что излишнее тепловложение может привести к значительному искривлению дна ванны расплава и появлению радиальных составляющих температурного градиента. Таким образом для реализации направленной кристаллизации в аддитивном процессе необходимо обеспечивать максимально приближенный к плоскому форму фронта кристаллизации в ванне расплава между наплавляемым материалом и материалом подложки.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ, ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

*Гусарова А.В.^{1,a}, Хорошко Е.С.^{1,b}, Чумаевский А.В.^{1,c}, Белобородов В.А.^{1,d}, Жуков Л.Л.^{1,e},
Дмитриев А.В.^{1,f}*

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия

^agusarova@ispms.ru, ^beskhoshko@gmail.com, ^ctch7av@gmail.com, ^dvabel@ispms.tsc.ru,
^emcleon@inbox.ru, ^fallsoft@hotmail.com

В настоящее время технологии получения материалов с помощью аддитивных методов приобретают всё большую актуальность. Наиболее разработанными в плане получения готовых изделий являются методики получения деталей из пластмасс и композиционных материалов на основе термопластичных и терморезистивных полимеров. Технологии получения деталей из металлических материалов меньшее распространение по причине большей стоимости и сложности оборудования, но не меньшую актуальность для исследований. Такие технологии по способу расплавления металла в зоне печати разделяются на электродуговую, лазерную и электронно-лучевую. Наибольшей производительностью обладает электродуговая технология. Технологии, основанные на расплавлении материала лазерным лучом, позволяют получать детали как в вакууме, так и в условиях защитной атмосферы и на открытом воздухе. Технологии, основанные на расплавлении материала электронным лучом, требуют для осуществления процесса использования вакуумной камеры, но в ряде случаев позволяют получить наиболее однородные структуры материала. По способу подвода материала в зону печати технологии аддитивного производства металлических деталей подразделяются на порошковую и проволочную технологию. Из технологий, основанных на непосредственном подводе материала в зону плавления, наилучших результатов по качеству материала, полученного при печати, достигает технология проволочного электронно-лучевого производства. При этом, в условиях электронно-лучевого получения деталей аддитивным методом структура образцов формируется преимущественно крупнокристаллической, с направленным ростом дендритов в направлении отвода тепла, что создает как возможности дополнительного использования такой особенности, так и недостатки в виде прочности материала на уровне литой разупрочненной структуры. Также, в зоне печати возможно формирование дефектов в виде пор или микротрещин, требующих удаления при дальнейших постобработках. Для исследования возможности упрочнения материалов, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства, и удаления дефектов из материалов, в настоящей работе проведены исследования структуры и механических свойств образцов алюминиевого сплава АМг5, полученных аддитивным методом и обработанных методом сварки трением с перемешиванием. Получение образцов методом электронно-лучевого аддитивного производства и фрикционную перемешивающую обработку проводили на лабораторном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Полученные данные по исследованиям структуры и измерениям механических свойств в образцах сплава АМг5 свидетельствуют о устранении дефектов в виде пор в зоне перемешивания и увеличении прочностных характеристик материала от прочности литого металла (230-240 МПа) до прочности листового проката (300-330 МПа). Совмещение технологий аддитивного электронно-лучевого производства позволяет формировать образцы с композитной структурой, с чередованием слоёв с различной величиной зерна и направленной структурой, а также формировать образцы с равномерным распределением в структуре компонентов системы, чего не позволяет добиться отдельно технология аддитивного электронно-лучевого изготовления деталей.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23, и при поддержке Российского научного фонда (проект РНФ № 19-79-00136).

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ Ti-Ni-Ta И Ti-Ni-Nb СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ НА TiNi ПОДЛОЖКАХ АДДИТИВНЫМ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СПОСОБОМ

Дьяченко Ф.А.^{1, а}, Атовуллаева А.А.², Мейснер Л.Л.^{1, 2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

^а frozennonetroll@mail.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi сплавы) надёжно зарекомендовали себя как «интеллектуальные» материалы, которые могут контролируемым образом преобразовывать один вид энергии в другой, совершая при этом механическую работу. Благодаря наличию неупругих эффектов изделия из TiNi сплавов применяются в качестве миниатюрных изделий (*актуаторов*) в технологиях микроэлектромеханических систем (МЭМС). Однако для данной группы изделий требуется, чтобы исполнительный элемент в МЭМС-системе мог деформироваться и совершать работу на протяжении нескольких сотен тысяч циклов, при этом, не разрушаясь под влиянием динамических нагрузок. Известно, что состояние поверхности и её физико-механические свойства оказывают огромное влияние на интегральные свойства миниатюрного изделия. В связи с этим актуальной является задача такой модификации поверхностного слоя TiNi сплава, которая приводила бы к повышению физико-механических свойств изделия в целом. В настоящее время широко используются методы обработки поверхности на основе электронно-пучковых и ионно-плазменных технологий. В частности, обработка низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком зарекомендовала себя в качестве способа модификации поверхности и приповерхностных слоёв металлических материалов. Однако применение электронно-пучковых методов модификации поверхности может быть расширено путём плавления систем «плёнка/подложка», что позволяет сформировать на поверхности подложки поверхностный слой, называемый поверхностным сплавом [1], с химическим составом и структурой, отличными от исходного материала. Результаты исследований [2] показывают, что путём использования способа аддитивного электронно-пучкового синтеза на поверхности материала подложки удаётся сформировать поверхностные сплавы, которые обладают аморфно-нанокompозитной структурой.

Цель данной работы – изучить упруго-пластические свойства поверхностных Ti-Ni-Ta и Ti-Ni-Nb сплавов, синтезированных на TiNi подложках способом аддитивного тонкоплёночного электронно-пучкового синтеза.

В работе использовали образцы размерами 10×10×1 мм, которые были приготовлены методом электроэрозионной резки из пластины, изготовленной из сплава на основе TiNi марки TN1 (МАТЕК-СПФ, Россия). Сплав выплавлен методом индукционной плавки в печи с графитовым тиглем. Химический состав сплава: Ti-55.08 Ni-0.051 C-0.03 O-0.002 N (вес. %). Для исследования использовали 2 партии исходных TiNi образцов. Методика подготовки поверхности TiNi образцов первой партии (перед формированием поверхностного Ti-Ni-Ta сплава) описана в работе [3]. Для TiNi образцов второй партии (перед формированием поверхностного Ti-Ni-Nb сплава) дополнительно использовали процедуру поэтапной механической шлифовки с уменьшением зернистости абразива.

Формирование поверхностных Ti-Ni-Ta и Ti-Ni-Nb сплавов на TiNi подложках осуществляли в едином вакуумном цикле на модифицированной автоматизированной установке «РИТМ-СП» (ООО «Микросплав», Россия) [1]. Для предотвращения локального отслоения осаждаемых Ti-Ta плёнок, поверхность предварительно облучали НСЭП в режиме: плотность энергии электронного пучка $E_s = 3,4 \text{ Дж/см}^2$, число импульсов воздействия $n = 32$. После проведения предварительной НСЭП-обработки TiNi подложку (партия 1) с помощью манипулятора попеременно устанавливали по оси магнетронного модуля для осаждения Ti₇₀Ta₃₀ и Ti₆₀Ta₄₀ (ат. %) плёнок толщиной 50 нм и по оси НСЭП –

для импульсного плавления ($E_s = 2 \text{ Дж/см}^2$, $n = 5$) системы «плёнка/подложка». Число циклов «осаждения + импульсное плавление» составляло $N = 20$ и $N = 30$ (для $\text{Ti}_{70}\text{Ta}_{30}$ и $\text{Ti}_{60}\text{Ta}_{40}$), так, чтобы расчётная толщина поверхностного Ti-Ni-Ta сплава не превышала $\sim 1 \text{ мкм}$ и $\sim 1,5 \text{ мкм}$, соответственно. Аналогично по представленной схеме было проведено формирование поверхностного Ti-Ni-Nb сплава. Режим предварительной НСЭП-обработки $E_s = 2,5 \text{ Дж/см}^2$, число импульсов воздействия $n = 10$. Толщина, осаждаемых $\text{Ti}_{70}\text{Nb}_{30}$ и $\text{Ti}_{85}\text{Nb}_{15}$ (ат. %) плёнок, 100 нм . Импульсное НСЭП-плавление в режиме: $E_s = 1,7 \text{ Дж/см}^2$, $n = 10$. Число циклов «осаждения + импульсное плавление»: $N = 10$. Расчётная толщина поверхностных Ti-Ni-Nb сплавов разного химического состава составляла $\sim 1 \text{ мкм}$.

Исследование прочностных и упруго-пластических свойств поверхностных слоёв образцов TiNi сплава после модификации поверхности проводили методом инструментального наноиндентирования на установках *Nano Hardness Tester* (CSM, Швейцария) ЦКП НИИ ЯФ ТПУ (Россия, Томск) и *NanoTest 600* (Micro Materials Ltd, Великобритания) ЛМПКМ ИФПМ СО РАН (Россия, Томск). Согласно ГОСТу [4] о проведении измерений твёрдости методом инструментального индентирования по полученным $P-h$ диаграммам «нагружения-разгрузки» были рассчитаны величины твёрдости индентирования H_{IT} и модуля упругости при индентировании E_{IT} . Склонность материала необратимо деформироваться под действием нагрузки оценивали, используя характеристику пластичности δ_n . Эффект сверхэластичности оценивали, с использованием параметра η , характеризующего степень восстановления формы отпечатка индентора. Влияние упругих и неупругих механизмов возврата локальной деформации под индентором рассчитывали по имеющимся глубинам проникновения индентора h в виде параметров $\epsilon_{\text{пласт}}$, $\epsilon_{\text{пласт}}$, $\epsilon_{\text{пласт}}$, которые характеризуют накопление пластической деформации, и доли возврата упругой и неупругой деформации отпечатка индентора.

На основании анализа диаграмм $P-h$ «нагружения-разгрузки» и анализа физико-механических свойств поверхностных Ti-Ni-Ta и Ti-Ni-Nb сплавов сделано заключение, что синтезированные поверхностные сплавы характеризуются градиентным изменением физико-механических характеристик, которые, в свою очередь, обусловлены перераспределением упругих и неупругих механизмов восстановления локальной деформации под индентором.

Авторы благодарят м.н.с. ЛВЭ ИСЭ СО РАН Яковлева Е.В. – за проведение электронно-пучковых обработок, д.ф.-м.н., с.н.с. ЛФПЯ ИФПМ СО РАН Шугурова А.Р – за проведение испытаний по оценке физико-механических свойств поверхностных Ti-Ni-Nb сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ №18-19-00198 от 26.04.2018).

Список литературы

1. L. L. Meisner, A. B. Markov, G. E. Ozur, V. P. Rotshtein, S. N. Meisner, E. V. Yakovlev, E. Y. Gudimova and V. O. Semin, RU Patent No. 2,666,950 (13 September 2018).
2. Meisner S. N., Yakovlev E. V., Semin V. O. et al. // Mechanical behavior of Ti Ta based surface alloy fabricated on TiNi SMA by pulsed electron beam melting of film/substrate system / Appl. Surf. Sci. – 2018. – Vol. 437. – P. 217–226.
3. Мейснер С.Н., Дьяченко Ф.А. Исследование физико-механических свойств и структуры поверхностных слоёв сплавов на основе никелида титана, сформированных облучением низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком // Избранные доклады IV Международной конференции студентов и молодых учёных. – Томск: Изд-во Том. гос. архит.-строит. ун-та. – 2017. – С. 42–47.
4. ГОСТ Р 8.748-2011, Металлы и сплавы. Измерение твёрдости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1 Метод испытаний. – М. : Стандартинформ, 2013. – 24 с.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА И ТЕХНОЛОГИИ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Елисеев А.А.^а, Утяганова В.Р., Рубцов В.Е.

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

^аe-mail: alan@ispms.ru

Развитие науки и техники требует применения новых технологий производства изделий и деталей сложной формы, которые технологически сложно или экономически невыгодно производить другими методами, из традиционных и перспективных конструкционных материалов. Наиболее интересными на сегодняшний день в этом контексте являются аддитивные технологии. Применение порошковых аддитивных технологий позволяет получать точные изделия с хорошим качеством поверхности, но с высоким содержанием пор. Проволочные технологии отличаются быстротой печати, отсутствием пор при оптимальных технологических параметрах печати, но низким качеством поверхности. Применение механической постобработки снижает технологичность производства, но улучшает качество и экономичность в целом. Самыми новыми и перспективными в данном направлении являются технологии холодного переноса металла (cold metal transfer) и электронно-лучевого аддитивного производства (electron beam additive manufacturing). Технология холодного переноса металла заключается в послойном нанесении проволоки путем расплавления импульсной электрической дугой в среде аргона. Технология электронно-лучевого аддитивного производства осуществляется в вакууме также послойным нанесением проволоки, наплавляемой электронным лучом. Условия наплавления материала и различные источники энергии приводят к различным технологическим решениям, тепловым режимам и, следовательно, к различным структурам и свойствам материала. В данном исследовании сравниваются структура и механические свойства изделий из алюминиевого сплава АМг5, изготовленных при помощи технологий холодного переноса металла и электронно-лучевого аддитивного производства.

Изделия изготавливались из проволоки алюминиевого сплава АМг5 диаметром 1,2 мм на подложке из этого же сплава толщиной 5 мм. Ток электронного луча составлял 0,024-0,040 А, напряжение – 30000 В. Ток дуги составлял 42-89 А, напряжение – 20 В. Таким образом, максимальная мощность электронного луча составила 1200 Вт, а дуги – 1700 Вт, но из-за импульсного характера холодного переноса металла эту мощность стоит делить пополам – 850 Вт, что более экономично. Таким образом, процесс холодного переноса металла обладает более высоким КПД. В работе исследовалась зеренная структура полученных изделий на различной высоте для выявления влияния тепловой истории на отдельные слои, измерялась микротвердость по высоте изделий, проводились механические испытания отдельных областей по высоте, а также исследования химического состава, для выявления возможного испарения легирующих элементов.

По причине меньшего тепловложения, изделия, полученные технологией холодного переноса металла, характеризуются более мелкой зеренной структурой. По этой причине микротвердость данных изделий в среднем выше, чем полученных электронно-лучевой технологией, на 30%, а прочность – на 25%. При этом механические свойства изделий по высоте в них менее стабильны. Во всех образцах содержится крайне малое количество пор, и располагаются они только в области начальных слоёв. Также отмечается слабое испарение легирующего магния – до 1% при электронно-лучевой технологии. В целом, технология холодного переноса металла на материале сплава АМг5 показала себя более технологичной, экономичной и качественной.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АДДИТИВНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Емельянова Е.С.^{1,2,a}, Романова В.А.^{2,b}, Зиновьева О.С.^{3,c}, Балохонов Р.Р.^{2,d}, Сергеев М.В.^{1,2,e},
Зиновьев А.В.^{3,f}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

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

³Бременский университет, Бремен, Германия

^aemelianova@ispms.ru, ^bvarvara@ispms.tsc.ru, ^czinovieva@isemp.de, ^drusy@ispms.tsc.ru,
^esergeevmv@gmail.com, ^fzinoviev@isemp.de

Трехмерные модели аддитивных алюминиевых сплавов А6хххх с явным учетом структуры и текстуры разработаны на основе физической теории пластичности кристаллов. Для анализа влияния механической и кристаллографической текстур на эволюцию напряженно-деформированного состояния проведены расчеты для моделей с равноосными и вытянутыми зернами, характеризующиеся кубической текстурой различной остроты. Показано, что кристаллографическая текстура оказывает более сильное влияние на локализацию пластической деформации, чем форма зерен. Влияние границ зерен - основных источников концентрации напряжений и локализации деформации, сильнее проявляется в нетекстурированных образцах. Эти выводы согласуются с известными экспериментальными данными.

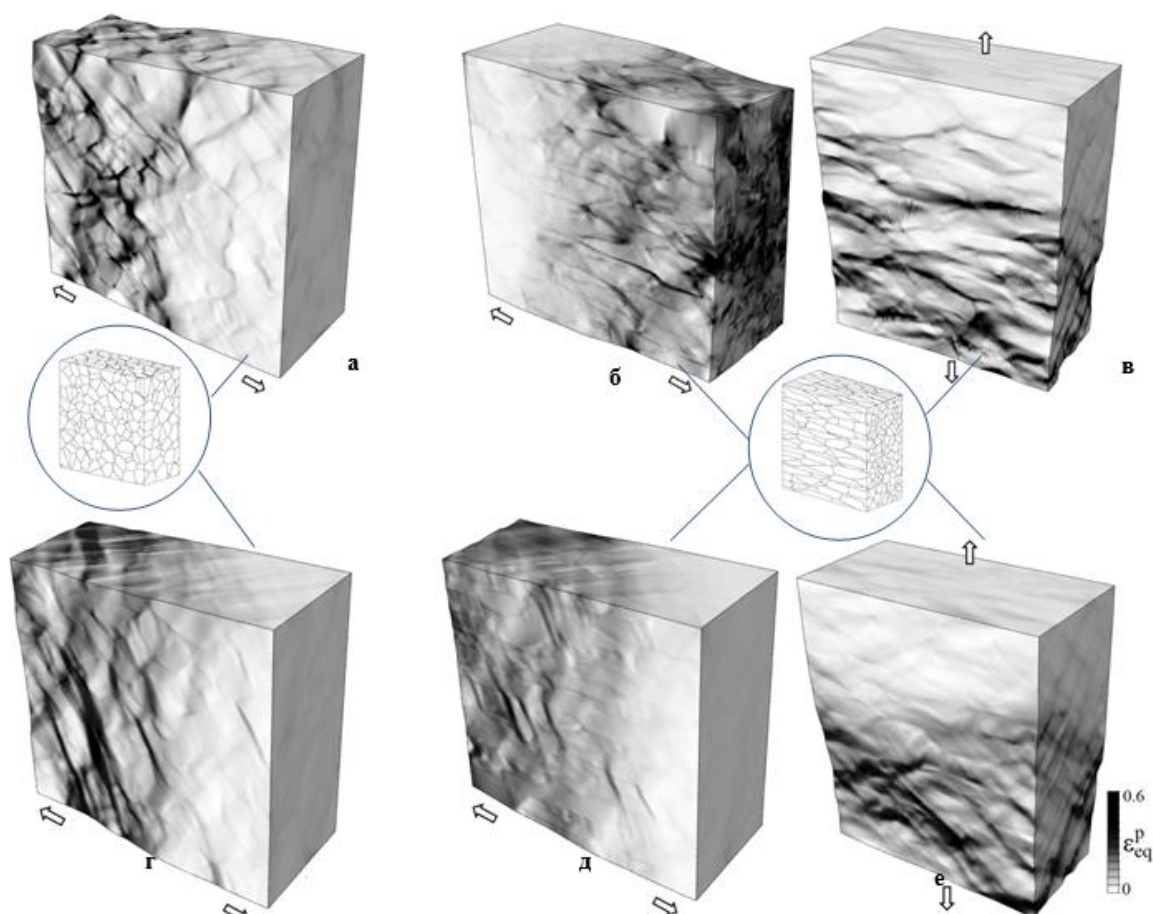


Рисунок 1. Локализация пластической деформации в модельных микроструктурах с равноосными и вытянутыми зернами без текстуры (а-в) и с умеренной кубической текстурой (г-е), $\varepsilon=0.06$

МОДИФИКАЦИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В СОВМЕЩЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Иванов Ю.Ф.^а, Лопатин И.В., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Ахмадеев Ю.Х., Шугуров В.В., Толкачев О.С.

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

^а yufi55@mail.ru

Концентрированные потоки энергии и технологии на их основе являются в настоящее время одним из перспективных методов модифицирования структуры и свойств металлов и сплавов, металлокерамических и керамических материалов. Наиболее успешными в этом направлении следует считать комбинированные технологии, совмещающие несколько методов обработки поверхности [1, 2].

Целью настоящей работы является анализ структуры и свойств алюминиевого сплава, подвергнутого комбинированной обработке, совмещающей в едином вакуумном пространстве очистку поверхности плазмой газового разряда, плазменное напыление металлической пленки и облучение интенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала основы использован сплав алюминия с кремнием (силумин) марки АК12 [3]. Формирование поверхностного сплава осуществляли в едином вакуумном цикле на установке «КОМПЛЕКС» (ИСЭ СО РАН) путем напыления пленки титана толщиной 0,5 мкм и последующего облучения интенсивным импульсным электронным пучком в режиме плавления системы «пленка (Ti) / (АК12) подложка». Количество циклов напыления/облучения 1, 5 и 10. Исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры проводили методами сканирующей и электронной дифракционной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Свойства материала характеризовали износостойкостью.

Установлено, что в результате выполненной многоцикловой обработки износостойкость модифицированного силумина достигает максимальных значений после пяти циклов обработки и превышает износостойкость литого силумина более чем в 14 раз. Очевидно, что высокие трибологические свойства обусловлены изменением элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры материала. Действительно, методами рентгенофазового анализа показано, что после пяти и десяти циклов легирования в поверхностном слое, наряду с алюминием и кремнием, присутствуют алюминиды титана состава $TiAl$ и $TiAl_3$, относительное содержание которых максимально после пяти циклов обработки и составляет 56 масс.%. Формирующаяся при модифицировании структура поверхностного слоя является субмикро- нанокристаллической, размеры кристаллитов изменяются в пределах от единиц до сотен нанометров (рис. 1).

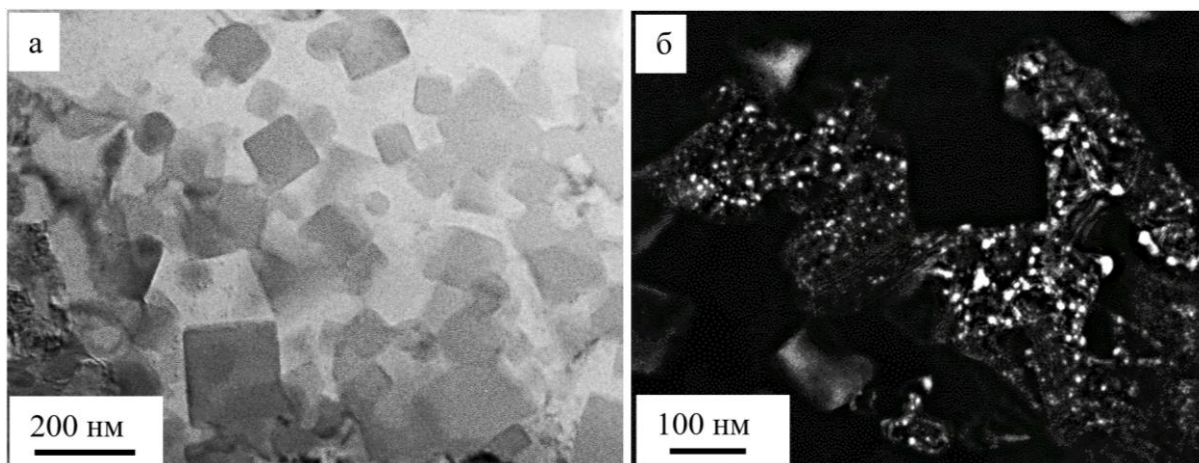


Рисунок 1. Электронно-микроскопическое изображение частиц Al_3Ti (а) и Ti_5Si_4 (б), формирующихся в силумине АК12 после многоцикловой обработки (10 циклов)

Толщина слоя, легированного титаном в результате многоциклового обработки, достигает 30 мкм. Это отчетливо выявляется при микрорентгеноспектральном анализе элементного состава материала (рис. 2).

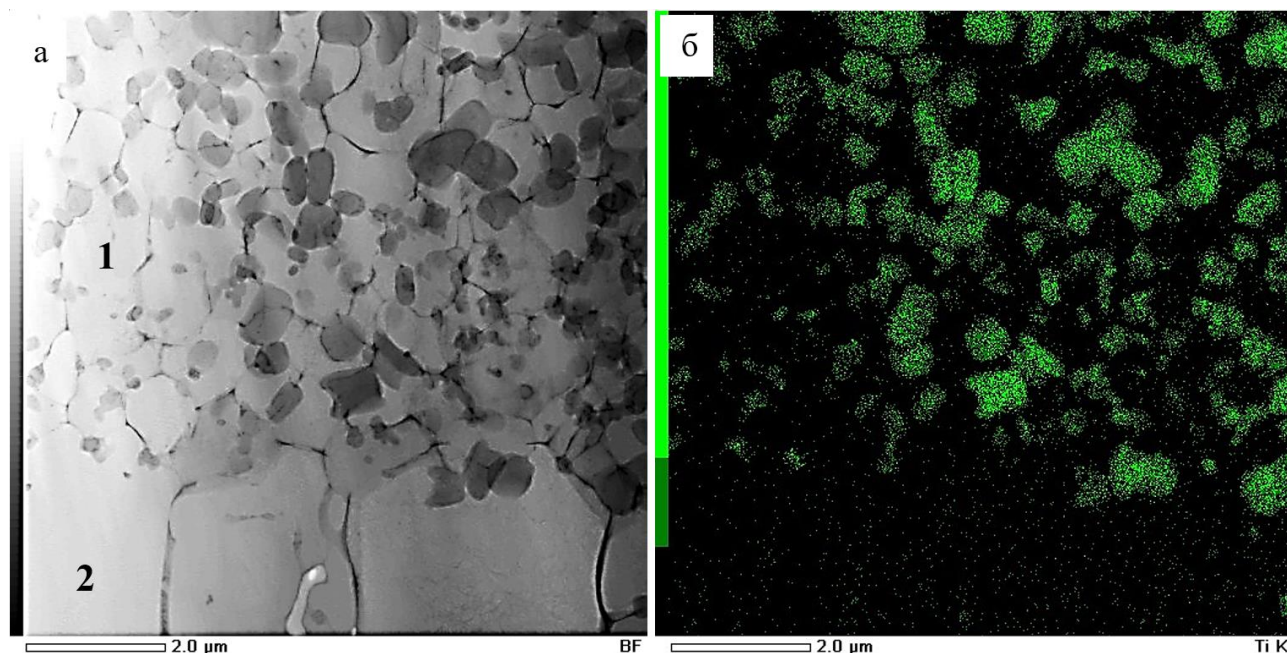


Рисунок 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры силумина, подвергнутого многоциклового обработке (10 циклов); а – светлопольное изображение структуры слоя, расположенного на глубине (30-35) мкм (1 – слой, легированный титаном; 2 – слой термического влияния); б – изображение структуры данного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов титана

Выводы. Разработан метод электронно-ионно-плазменного формирования в едином вакуумном цикле многофазного сплава системы Al-Si-Ti, механические и трибологические свойства которого многократно превосходят свойства исходного сплава. В едином вакуумном пространстве осуществлено многоцикловое легирование титаном поверхностного слоя силумина марки АК12. Выявлено растворение в поверхностном слое толщиной до 30 мкм исходных включений кремния и интерметаллидов, формирование субмикронанокристаллической многофазной структуры, характеризующейся высокой износостойкостью, превосходящей износостойкость литого силумина более чем в 14 раз.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 19-19-00183 и проект № 19-52-04009).

Список литературы

1. Электронно-ионно-плазменная модификация поверхности цветных металлов и сплавов / под общ. ред. Н.Н. Ковалея и Ю.Ф. Иванова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 312 с.
2. Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоев титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки / под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова, Е.А. Будовских. – Новокузнецк; Изд-во «Интер-Кузбасс», 2012. – 435 с.
3. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение. Справочник / под общ. ред. акад. И.Н. Фридляндера. – Киев: КОМИНТЕХ, 2005 – 365 с.

КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ И СИЛИКАТОВ КАЛЬЦИЯ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ ПЛАСТИЧЕСКИМ ЭКСТРУЗИОННЫМ ФОРМОВАНИЕМ

Каймонов М.Р.,^{1,a} Сафронова Т.В.,¹ Тихомирова И.Н.,² Филиппов Я.Ю.,¹ Шаталова Т.Б.¹

¹Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва, Россия,

²Российский химико-технологический университет имени Д.И.Менделеева, Москва, Россия

^a e-mail: M.R.Kaimonov@yandex.ru

Разработка и синтез композиционных биоматериалов для восстановления поврежденной костной ткани является перспективным направлением медицинского материаловедения. Данные материалы должны обладать достаточной прочностью, биосовместимостью, биорезорбируемостью/биорезистивностью, а также проницаемой макропористостью и микропорами для лучшей интеграции имплантата в костную ткань. Для достижения заданной архитектуры пор применяют различные аддитивные методы формования прекерамических заготовок, например, струйную 3D-печать, селективное лазерное спекание, стереолитографическую печать и экструзионную 3D-печать. Фосфаты кальция (ФК) являются главными компонентами неорганической костной ткани и зубов, поэтому биорезистивный гидроксиапатит (ГАП) $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ и биорезорбируемый трикальцийфосфат (ТКФ) $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$ традиционно применяют для создания имплантатов. Современные методики лечения дефектов костной ткани нуждаются в биоматериалах способных растворяться в организме человека по мере восстановления костной ткани. Для этой цели подходят материалы, фазовый состав которых наряду с ГАП и ТКФ включает двойные фосфаты кальция, такие как ренанит NaCaPO_4 , и Na-замещенный ТКФ $\text{Ca}_{10}\text{Na}(\text{PO}_4)_7$, которые повышают биоактивность и биорезорбируемость керамики. Данные фазы могут быть получены при высокой температуре (выше 600°C) взаимодействием фосфатов кальция и соединения щелочного металла.

Целью работы являлось создание керамических биоматериалов с неорганической полимерной матрицей и кальцийфосфатным наполнителем обжигом образцов, сформованных из высококонцентрированных суспензий гидроксиапатита и трикальцийфосфата в водном растворе силиката натрия.

В качестве связующего и прекурсора неорганической полимерной матрицы использовали водные растворы силиката натрия с силикатным модулем n ($\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$) = 2,4 и n ($\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$) = 2,87. Прекерамические полуфабрикаты в форме балочек были получены литьем в силиконовые формы, а простые 3-х мерные геометрические фигуры (конус, треугольная пирамида) были получены экструзионным послойным формованием с использованием шприца. Эксперимент показал, что высококонцентрированная суспензия, включающая водный раствор силиката натрия и синтетические ФК, может быть применена для создания заданной архитектуры имплантата с использованием экструзионной 3D-печати. Фазовый состав образцов после формования и сушки по данным РФА был представлен гидроксиапатитом $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ и трикальцийфосфатом $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$, что позволяет предположить отсутствие реакции между ФК и силикатом натрия на стадии формования, затвердевания и сушки.

Керамические композиционные материалы после обжига при 1100°C включали биосовместимые фазы: β -трикальций фосфат $\beta\text{-Ca}_3(\text{PO}_4)_2$, β -ренанит $\beta\text{-NaCaPO}_4$, Na-замещенный ТКФ $\text{Ca}_{10}\text{Na}(\text{PO}_4)_7$, силикат кальция CaSiO_3 и ортосиликат кальция Ca_2SiO_4 , диоксид кремния SiO_2 .

Таким образом, высококонцентрированные суспензии ФК в водном растворе силиката натрия могут быть рекомендованы для получения композиционных биоматериалов в 4-х компонентной оксидной системе $\text{Na}_2\text{O}\text{-CaO}\text{-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 18-29-11079, № 18-53-00034.

К ПРОБЛЕМЕ ВЛИЯНИЯ СТАБИЛЬНОСТИ ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Калашиников К.Н.^{1,а}, Осипович К.С.^{1,б}, Калашиникова Т.А.^{1,в}

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

^аkkn@ispms.tsc.ru

^бosipovich_k@mail.ru

^вgelombang@ispms.tsc.ru

Электронно-лучевое проволочное аддитивное производство – это один из самых перспективных методов в современной металлургии [1]. Его основными преимуществами являются высокая скорость производства изделий, возможность изготовления крупногабаритных деталей произвольной формы, а также минимизация материальных затрат по сравнению с традиционными методами производства [2]. Однако, несмотря на имеющиеся преимущества, существует ряд проблем, которые могут быть вызваны технологическими особенностями процесса и часто приводят к формированию различных дефектов. Например, наличие макро-неровностей и неоднородность диаметра проволоки, а также малый радиус витков на катушке, могут привести к неконтролируемым колебаниям проволоки в процессе подачи. В связи с этим, существует необходимость оценки влияния подобных нарушений стабильности процесса аддитивного производства на структуру и свойства получаемых изделий. В настоящей работе рассмотрено влияние колебаний проволоки в процессе печати вертикальных стенок из титанового сплава ВТ6. Эксперимент показал, что в зависимости от амплитуды колебаний проволоки формируется два типа неоднородности изделий. Металлографический анализ показал, что в первом случае, когда амплитуда колебаний достаточно высока для того, чтобы выходить за пределы развертки электронного пучка, происходит утонение стенки и частичное формирование равноосной зеренной структуры преимущественно с одной стороны стенки. Второй случай характеризуется малой амплитудой колебаний и приводит к нарушению столбчатого роста зерен по всему объему образца, однако в данном случае зерна являются не равноосными. При этом, когда проволока подается стабильно (колебания либо отсутствуют, либо пренебрежимо малы), происходит формирование столбчатой структуры. Рентгеноструктурный анализ показал, что подобные нарушения структуры не оказывают влияния на фазовый состав образцов. Как в первом, так и во втором случае структура материала преимущественно представлена мартенситными пластинами α -фазы, а также небольшим количеством β -фазы вблизи подложки. Результаты анализа микротвердости также демонстрируют слабую зависимость механических свойств от типа сформированной макроструктуры. Среднее значение микротвердости у материалов с равноосной и столбчатой структурой примерно одинаково и находится на уровне 3,5 ГПа. Таким образом, формирование макродефектов при нарушении стабильности подачи проволоки не приводит к ухудшению механических свойств материала и изменению его структурно-фазового состояния.

Список литературы

1. Tarasov, S. Y., Filippov, A. V., Shamarin, N. N., Fortuna, S. V., Maier, G. G., & Kolubaev, E. A. (2019). Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 803, 364–370.
2. Tofail, S. A. M., Koumoulos, E. P., Bandyopadhyay, A., Bose, S., O'Donoghue, L., & Charitidis, C. (2018). Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities. *Materials Today*, 21(1), 22–37.

ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СИНТЕЗ КАРБИДА КРЕМНИЯ И ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОНАПОЛЕННОГО МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА НА ЕГО ОСНОВЕ

Кокорина А.И., Пак А.Я.

Национальный исследовательский Томский Политехнический Университет, Томск, Россия

aik48@tpu.ru

Одной из основных проблем развития электронных приборов является вопрос обеспечения эффективного отвода тепловой энергии от компонентов устройства. Высоконаполненный металломатричный композит (ММК) на основе алюминия и карбида кремния Al/SiC является подходящим материалом для изготовления радиаторов электронных устройств различного назначения: он относительно легко обрабатывается, обладает достаточной механической прочностью, сравнительно высокой теплопроводностью при низком коэффициенте теплового линейного расширения [1]. Наибольшее распространение получили ММК на основе алюминиевой матрицы, упрочненной SiC, вследствие их высокой прочности при относительно низкой стоимости. SiC обладает низкой плотностью (3.2 г/см^3), низким коэффициентом теплового расширения ($4.7 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$), высоким модулем Юнга (450 ГПа) и теплопроводностью в $80\text{-}200 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ [2-3].

В данной работе кубическая модификация карбида кремния SiC была получена безвакуумным электродуговым методом в самоорганизующейся атмосфере CO и CO₂ [4]. Синтез производится в плазме дугового разряда постоянного тока, инициированного в открытой воздушной среде, при этом активно генерируются газы CO и CO₂, которые экранируют реакционную зону от кислорода воздуха, предотвращая окисление продуктов синтеза. Основу лабораторной установки для реализации обозначенного метода составляет силовой источник постоянного тока с рабочим током до 200 А, к клеммам которого медным кабелем подключаются графитовые электроды. Анод выполнен в виде сплошного графитового цилиндра, катод – в форме графитового тигля, на дно которого помещается смесь углерода в виде порошка графита или углеродного волокна и микроразмерного порошка кремния. Между данной смесью на дне катода и анодом поджигается дуговой разряд, который поддерживается заданное время. В ходе горения дугового разряда в системе выделяется достаточное количество энергии для реализации синтеза карбида кремния, который в соответствии с известной диаграммой состояний «кремний – углерод» [5], в рассматриваемой системе формируется кубическая фаза карбида кремния. По данным рентгеновской дифрактометрии, содержание искомой кубической фазы карбида кремния SiC в продукте может составлять до 45% (масс), при этом основную массу продукта составляет графит и графитоподобные углеродные фазы. Экспериментально определены параметры, при которых единственной примесью в полученном продукте является графит, от которого можно очистить продукт отжигом в атмосферной печи при температуре 900 °С и добиться 99% (масс) содержания SiC. В результате обогащения и накопления продукта удалось получить несколько грамм зеленого карбида кремния с чистотой не ниже 99% (масс), который использовался для получения в дальнейшем высоконаполненного металломатричного композита ММК Al/SiC с различным содержанием карбида кремния и различными подходами к формованию объемного образца ММК. В данной работе ММК Al/SiC был синтезирован с применением трех подходов: искровое плазменное спекание (SPS), горячее прессование, метод литья [1,6-8] Все три метода наиболее популярны сегодня согласно проведенному обзору научной литературы [9].

Все полученные порошковые и объемные образцы анализировались методами рентгеновской дифрактометрии (Shimadzu XRD 7000s, CuK α – излучение, длина волны 1,54060 Å, графитовый монохроматор излучения), растровой электронной микроскопии с энергодисперсионным анализом (JEOL JSM 7500F).

В ходе анализа серии образцов, полученных методом SPS, было установлено, что типичный образец содержит кубическую фазу Al и кубическую фазу SiC с крайне малым содержанием различных примесей (доли процента). В результате анализа картины растровой электронной микроскопии было установлено, что средний размер частиц SiC составляет ~15 мкм. Частицы вкраплены в алюминиевую матрицу и неравномерно распределены в ее объеме. Частицы карбида кремния имеют типичную для данной фазы морфологию, описанную в различных работах, например в [10].

Согласно результатам измерения теплофизических характеристик образцов, теплопроводность образцов снижается с ростом доли карбида кремния. Это связано с неоднородностью структуры, наличием пор. На теплопроводность ММК Al/SiC влияет множество факторов: плотность материала, доля SiC, форма размеры SiC, наличие других примесей и другие факторы, поэтому выделить один конкретный фактор, определяющий свойства полученных образцов, а именно, теплопроводность, не представляется возможным. Тем не менее, с точки зрения практического использования полученных образцов, можно сказать, что полученные величины теплопроводности (порядка 100-200 Вт/(м·К)) вполне приемлемы, сравнимы с результатами, полученными различными исследовательскими коллективами в России и других странах.

В результате работы для апробации получаемых материалов в рабочих условиях изготовлен реальный теплоотводящий элемент для микросхемы драйвера шагового двигателя типа А4988, эксплуатируемого при нормальных условиях. Конечно, металломатричные композиты на основе алюминия и карбида кремния проявят свои положительные характеристики в лучшем виде в устройствах, эксплуатируемых в широком диапазоне температур, тем не менее, его испытания и при нормальных условиях представляются важным шагом дальнейшей работы.

Список литературы

1. Свойства и применение высоконаполненного металломатричного композиционного материала Al/SiC / Е.Н. Каблов [и др.] // Физика твердого тела.-2011.-№3 (1).-С.56-59.
2. Андриевский Р.А. Наноразмерный карбид кремния: синтез, структура и свойства // Успехи химии.-2009.-№ 78.-С. 889—900.
3. Recent progress in synthesis, properties and potential applications of SiC nanomaterials/ Wu R [et al.] // Progr. Mater.Sci.-2015.-№72.-С.1—110.
4. Пак А.Я. Влияние энергии на фазовый состав продукта безвакуумного электродугового синтеза кубического карбида кремния/Пак А.Я., Мамонтов Г.Я., Болотникова О.А// Вестник РУДН. Серия: Инженерные исследования.-2018.-Т. 19.№ 2.-С. 165—176
5. Kimoto T. Bulk and epitaxial growth of silicon carbide // Progress in Crystal Growth and
6. Characterization of Materials.-2016.-. Т.62. № 2.-С. 329—351.
7. Processing of Al/SiC composites in continuous solid-liquid co-existent state by SPS and their thermal properties / Kiyoshi Mizuuchi [et al.] // Composites: Part B.-2012.-№43.-С.2012-2019.
8. B. Ogel. Microstructural characterization and tensile properties of hot pressed Al-SiC composites prepared from pure Al and Cu powders/ B. Ogel, R. Gurbuz // Materials Science and Engineering.-2001.-№A301-C.213-220.
9. Gu Wan-li. Bulk Al/SiC nanocomposite prepared by ball milling and hot pressing method // Transaction of Nonferrous Metals Society of China.-2006.-№16.-С. 398-401.
10. Визуально-когнитивный анализ многомерных данных для характеристики металломатричных композитов Al/SiC/ Пак А.Я. [и др.] // Журнал «Светотехника».-2018.- №6.-С. 58-65.
11. Effects of the initial α -SiC content on the microstructure, mechanical properties, and permeability of macroporous silicon carbide ceramics/ Eom J.-H. [et al.] // Journal of the European Ceramic Society.-2012.-Т. 32. № 6.- P. 1283—1290.

О ВЛИЯНИИ ЭНЕРГИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОРОШКОВОГО ПРОДУКТА БЕЗВАКУУМНОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ «МОЛИБДЕН-УГЛЕРОД»

Кононенко П.Н.^{1,a}, Пак А.Я¹.

¹Томский политехнический университет, Томск, Россия

^a pnk6@tpu.ru

Порошковые материалы на основе карбидов молибдена применяются в ряде областей науки и техники. Области применения определяются комплексом их свойств: антикоррозионная стойкость, тепло-электропроводность. В последние годы карбиды молибдена активно применяются в качестве компонентов катализаторов для реакций, связанных с генерацией и окислением водорода [1-3]. Одним из известных подходов является электродуговой метод [4], суть которого заключается в достижении высоких температур порядка нескольких тысяч градусов в системе Мо-С в соответствии с известной диаграммой состояний [5] за счет нагрева исходных материалов энергией электрического разряда. В последние 3-5 лет развиваются безвакуумные электродуговые методы получения углеродных наноструктур, основанные на генерации газообразного оксида углерода и диоксида углерода, экранирующих реакцию зону от кислорода воздуха; такой подход был успешно реализован и в целях получения карбида молибдена [7]. В настоящей работе изложены результаты, связанные с развитием безвакуумного электродугового метода получения карбида молибдена [7]. Серия экспериментов проводилась на лабораторном электродуговом стенде. Графитовые электроды подключались к источнику постоянного тока, катод выполнен в виде тигля, на дно которого помещался либо наноразмерный, либо микроразмерный молибденовый порошок (кубическая фаза) и графит в массовом соотношении Мо/С=3/1; анод выполнен в виде стержня, между электродами инициировался дуговой разряд. Для проводимой серии экспериментов ток разрядного контура устанавливался равным ~165 А, время горения разряда варьировалось от ~4 до ~18 с, таким образом, регулировалась энергия, необходимая для синтеза материала. Во время эксперимента на стенках катода образовывался порошок темно-серого цвета, который затем анализировался методом рентгеновской дифрактометрии (Shimadzu XRD 7000s, CuK α – излучение). В результате проведенной серии экспериментов установлена возможность влияния на фазовый состав продукта количеством подведенной энергии.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (МК-633.2019.8).

Список литературы

1. Yufei Maa, Guoqing Guana, Xiaogang Haoc et al. Molybdenum carbide as alternative catalyst for hydrogen production – A review // Renewable and Sustainable Energy Reviews. – 2017. – Vol. 75. – P. 1101–1129.
2. Yunjie Huang, Chenshuai Wang, Huaibing Song et al. Carbon-coated molybdenum carbide nanosheets derived from molybdenum disulfide for hydrogen evolution reaction // International journal of hydrogen energy. 2018. V. 43. P. 12610-12617.
3. D. Dinesh Kumar, N. Kumar, K. Panda, A.M. Kamalan Kirubaharan, P. Kuppusami, Tribochemistry of contact interfaces of nanocrystalline molybdenum carbide films // Applied Surface Science. – 2018.
4. Saito Y., Matsumoto T., Nishikubo K. // Journal of Crystal Growth. 1997. V. 172. P. 163-170.
5. Guardia-Valenzuela J., Bertarelli A., Carra F., Mariani N., Bizzaro S., Arenal R. // Carbon. 2018. V. 135. P. 72–84.
6. Su Y., Wei H., Li T., Geng H., Zhang Y. // Mater. Res. Bull. 2014. V. 50. P. 23–25.
7. Пак, А.Я. Возможность синтеза наноразмерного карбида молибдена в атмосферной электроразрядной плазме / А. Я. Пак // Письма в журнал технической физики. 2019. №17. С.16.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ЛЕКАРСТВЕННЫХ ПРЕПАРАТОВ В ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ НАНОПОРАХ КРЕМНИЯ

Корчуганов А.В.^а, Зольников К.П., Цуканов А.А., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

^аavkor@ispms.ru

Уменьшение размера пор оказывает существенное влияние на характер поведения молекул газа и жидкости в их объеме. Это связано как с особенностями морфологии нанопор, так и с увеличением вероятности столкновений молекул со стенками. В частности, уменьшение диаметра цилиндрических нанопор, которые формируются в цеолитах и оксиде кремния, обуславливает переход к одномерному поведению газа в них. Во многих случаях распределение молекул по сечению нанопоры существенно неоднородно вследствие эффекта адсорбции. При этом, его влияние усиливается по мере уменьшения размера нанопоры, так как возрастает доля молекул, которые находятся в области стенок и непосредственно взаимодействуют с ними. Изучение особенностей поведения молекул газа и жидкости в наноразмерных порах является актуальной задачей для многих медицинских приложений, среди которых можно выделить создание носителей лекарств для адресной доставки к пораженным органам.

В данной работе на основе молекулярно-динамического моделирования проведено изучение распределения молекул лекарственных препаратов и особенностей их выхода из наноразмерных пор. Моделировалось поведение молекул бензилпенициллина или доксорубина в кремниевых нанопорах цилиндрической формы с диаметром от 10 до 50 нм. Взаимодействия описывались табулированными потенциалами, построенными на основе вычисления свободной энергии взаимодействия полноатомных молекул друг с другом и со стенками кремния как функций расстояния. Кинетическая температура лекарственных препаратов составляла 310 К, а их средняя плотность варьировалась от 0.035 до 0.35 молекул/нм³.

Временные зависимости доли молекул бензилпенициллина, вышедших из цилиндрических пор кремния разной длины с диаметром 50 нм представлены на рисунке 1. Плотность бензилпенициллина составляла 0.035 молекул/нм³. Результаты моделирования показывают, что изменение размера нанопор позволяет управлять длительностью выхода лекарственных препаратов из них.

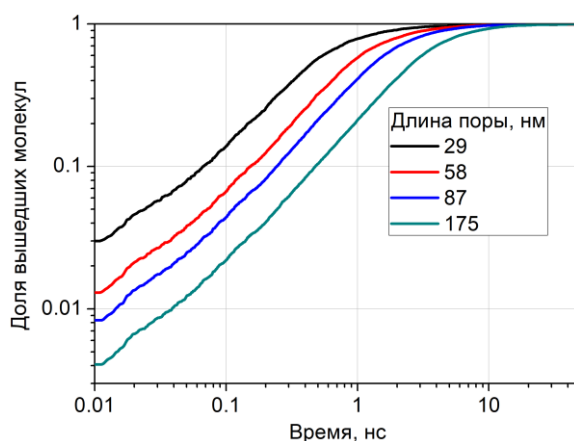


Рисунок 1. Доля молекул, вышедших из открытых нанопор кремния, в зависимости от времени

Работа выполнена при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (соглашение № 14.607.21.0202, уникальный идентификатор проекта RFMEFI60718X0202).

МОДЕЛЬ СИНТЕЗА МЕТАЛО-МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА С ДИФФУЗИОННОЙ РЕАКЦИОННОЙ ЯЧЕЙКОЙ

Крюкова О.Н., Князева А.Г., Чумаков Ю.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

okruk@ispms.ru,
anna-knyazeva@mail.ru,
chya@ispms.ru

В настоящее время существует несколько подходов для моделирования синтеза металломатричных композитов с учетом гетерогенной структуры. Среди них подход, опирающийся на осредненное описание теплообмена в системе, когда эффективные свойства учитывают свойства составляющих реакционной смеси, а кинетические функции отражают сложный механизм реакции на микроуровне и торможение реакций слоем образовавшихся продуктов; подход с введением так называемых реакционных ячеек, когда структура продукта заменяется некоторым идеализированным объектом, в котором последовательность реакций задается в соответствии с равновесными диаграммами состояния. Выбор того или иного способа описания зависит от изучаемой системы и целей исследования.

При моделировании процессов безгазового горения и теплового взрыва с учетом гетерогенности структуры вводится понятие «реакционной ячейки», в которой в явном виде анализируются диффузионные процессы и выделения новых фаз, основанные на диаграмме состояния.

В настоящей работе предложена модель реакционного спекания (сопровождающегося формированием многофазного композиционного материала) в условиях регулируемого нагрева, учитывающая особенности образования новых фаз в объеме реакционной ячейки. На основе простейшего варианта модели отработан алгоритм взаимодействия двух уровней – макроскопического (для образца в целом) и мезоскопического (на уровне отдельных частиц, окруженных расплавом). Математическая модель процесса спекания включает уравнения баланса тепла, учитывающего внешний нагрев радиацией, суммарное тепло от химических реакций, протекающих в каждой реакционной ячейке; диффузию и химические реакции в ячейках с учетом различия коэффициента диффузии подвижного компонента в фазах. Соотношение между объемами частицы и матрицы в начальный момент времени дает начальный состав прессовки. Число ячеек рассчитывается из соотношения их геометрических размеров и размера прессовки. Процесс характеризуют зависимость температуры образца от времени, распределения концентраций чистых элементов и новой фазы в реакционной ячейке и динамика изменения состава во времени. Средние концентрации рассчитывались интегрированием по реакционным ячейкам. На основе модели спекания композиционного материала в условиях регулируемого нагрева, учитывающей особенности образования новых фаз в объеме реакционной ячейки, изучены закономерности накопления фаз в ячейке и в образце в целом при варьировании размера частиц.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020, проект № 23.2.3.

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИМПЛАНТАТОВ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ УПРАВЛЯЕМОЙ ОСТЕОИНТЕГРАЦИИ

Кузнецов В.П.^{1,2,a}, Горгоц В.Г.^{1,b}, Скоробогатов А.С.¹, Бурдужан М.Е.²

¹РНЦ ВТО, Курган, Россия

²УрФУ, Екатеринбург, Россия

^awpkuzn@mail.ru

^bgorgoc@gmail.com

Метод остеointegrации в травматологии и ортопедии был предложен Н.Н. Branemark и впервые апробирован в 1990 г. в Швеции [1]. Сущность метода заключается во внедрении в мозговой канал кости металлического имплантата, на выступающий из кожи конец которого крепится абатмент и внешний протез. Создание внутрикостных имплантатов требует новых конструкторских решений, которые могут быть реализованы с применением современных технологий аддитивного производства [2].

Аддитивные технологии производства имплантатов имеют следующие преимущества:

- позволяют создавать имплантаты со сложной геометрией, обеспечивающей плотное прилегание и сохранение остеогенного содержимого интрамедуллярного канала кости;
- обеспечивают оптимальную для формирования остеобластов и остеоцитов шероховатость поверхности, параметры которой рекомендованы в работе [3];
- создают возможность формировать внутри имплантата каналы произвольной формы для доставки лекарств на интерфейс «кость — имплантат»;
- позволяют формировать резьбу с любым профилем, в том числе с переменным диаметром и шагом;
- обеспечивают создание присоединительных поверхностей для быстросменных абатментов и реализации компрессионного метода нагружения костного матрикса;
- позволяют формировать переходные поверхности с заданной геометрией и шероховатостью для создания условий, препятствующих проникновению инфекции в зоне контакта с мягкими тканями и кожей пациента.

Конструкция новых имплантатов, построенная на возможностях аддитивной технологии изготовления методом лазерного сплавления, обобщена в патентах РФ [4, 5] и приведена на рисунке 1. Конструктивное исполнение имплантатов методом лазерного сплавления из порошков титанового сплава Ti6Al4V медицинского назначения позволило реализовать сложную геометрию наружной поверхности, обеспечивающей более надежную предварительную фиксацию в интрамедуллярном канале и создающей дополнительные возможности для ускоренного роста костного регенерата. Впервые во внутрикостном имплантате удалось реализовать концепцию вкручиваемой погружной части с комбинированной геометрией резьбовой поверхности, состоящей из заходной режущекалибрующей и упорной прямоугольной резьбы при сплошной структуре сплавленного материала. Принципиально новым в конструкции имплантата является опорный поясok для реализации компрессионного нагружения на ампутированную кость.

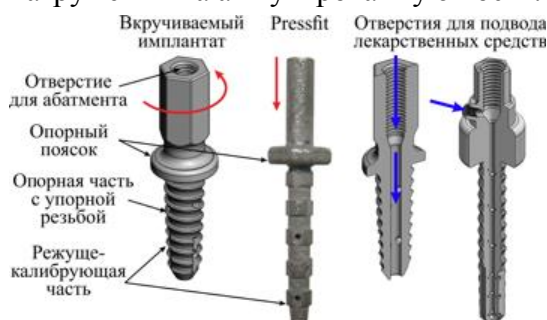


Рисунок 1. Типовые конструкции имплантатов для остеointegrации

Имплантаты изготавливались из особо чистого порошка Ti6Al4V со средним размером частиц 23,5 мкм производства фирмы Advanced Powders & Coatings Inc. (Канада) на установке EOSINT 280 (Германия). Определены оптимальные схемы и режимы лазерного сплавления имплантатов (рисунок 2). Установлено, что для имплантатов с длиной менее 40 мм и наружным диаметром 3,0...5,5 мм целесообразно применять горизонтальную схему лазерного сплавления (рисунок 2, а). При изготовлении имплантатов для интрамедуллярных каналов ампутированных костей длиной более 40 мм эффективна вертикальная схема аддитивной технологии сплавления одного (рисунок 2, б) или одновременно нескольких имплантатов (рисунок 2, в). Выполнен комплекс исследований топографии и физико-механических свойств образцов имплантатов Ti6Al4V. Измерение параметров шероховатости поверхности образцов проводилось на приборе WYKO NT1100 методом VSI. Установлена достаточно высокая стабильность параметров топографии по всей поверхности образцов $Ra=5,59$ мкм и $Rz=41,19$ мкм, что, безусловно, обеспечит благоприятные адгезионные характеристики поверхностей имплантатов. Известно, что наилучшая остеоинтеграция при дентальном имплантировании достигается при обеспечении шероховатости Ra погружной поверхности в пределах 2,07...8,68 мкм [3].

Проведенные исследования механических свойств образцов материала имплантатов показали, что он обладает достаточной прочностью на растяжение, сжатие и изгиб и имеет при сплошной структуре модуль Юнга $E=98$ ГПа. Модуль упругости определялся методом динамического механического анализа (DMA) на приборе DMA 242C после подготовки образцов методом трехточечного изгиба.

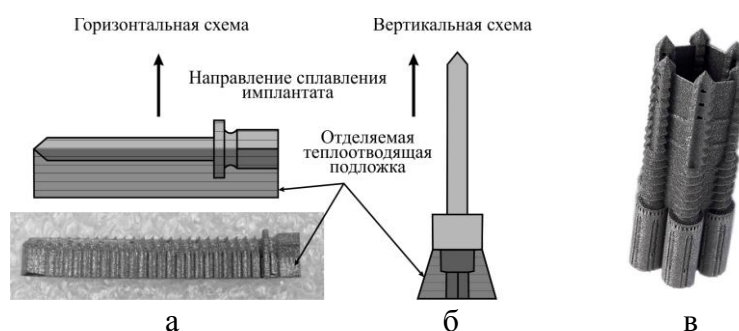


Рисунок 2. Схемы селективного лазерного сплавления имплантатов

Предел прочности σ_b определялся путем испытания образцов на разрыв по ГОСТ 1497 на машине Instron 3382. Установлено, что для образца из сплавленного материала предел прочности равен 833,5 МПа и имеет практически многократный запас по отношению к прочности на разрыв бедренной и большой берцовой костей. Следует отметить, что материал испытанных образцов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления, обладает к моменту разрушения значительным остаточным удлинением 11...12 % при разрыве, что позволяет считать его пластичным материалом.

Список литературы

- 1 Branemark P.-I., Grondahl K. Osseointegration and Autogenous Onlay Bone Grafts: Reconstruction of Edentulous Atrophic Maxilla. Quintessence Books. 2001. 160 pp.
- 2 Gubin A.V., Kuznetsov V.P., Borzunov D.Y. et.al. Biomed Eng(2016)50:285. Doi:10.1007/s10527-016-9539-6.
- 3 Isaakson B.M., Jeyapalina S. Osseointegration: a review of the fundamentals for assuring cementless skeletal fixation. Orthopedic Research and reviews. 2014.6. pp.55-56.
- 4 Патент РФ №152558. Имплантат культы трубчатой кости / Кузнецов В.П., Губин А.В., Корюков А.А., Горгоц В.Г. Опубл. 19.06.2015. Бюл. №16.
- 5 Патент РФ №170103. Имплантат культы трубчатой кости / Кузнецов В.П., Губин А.В., Еманов А.А., Анিকেев А.В., Горгоц В.Г., Резник А.В., Борзунов Д.Ю., Овчинников Е.Н. Опубл. 13.04.2017. Бюл. №11.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТЕНКИ НАПЕЧАТАННОЙ НА 3D-ПРИНТЕРЕ

Кузнецов М.А.^{1,a}, Крампит М.А.^{1,b}, Данилов В.И.^{2,c}, Шляхова Г.В.^{2,d}

¹Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета, Юрга, Россия

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

^akuznechik_85@mail.ru, ^bsavage_jawa@mail.ru, ^cdvi@ispms.tsc.ru, ^dshgv@ispms.tsc.ru

В современной промышленности все более актуальным становится изготовление металлических изделий сложной формы при помощи аддитивных технологий. Реализация процесса изготовления возможна за счет применения электродуговой наплавки [1, 2]. Наплавка концентрированным источником энергии при высокой производительности процесса, позволяет реализовать принцип аддитивного производства, а именно послойного формирования объемных конструкций [3, 4]. Получение металлических изделий наплавкой происходит за счет плавления порошка или проволоки [5].

Для проведения экспериментальных исследований было произведено электродуговое послойное выращивание плавящимся электродом с использованием разработанного 3D-принтера. В качестве электрода использовалась сварочная проволока марки св08Г2С диаметром 1,2 мм. Послойное выращивание осуществлялось на подложке из стали Ст6сп.

Электродуговое послойное выращивание происходило по следующей технологии. Создавалась компьютерная 3D модель изготавливаемого изделия посредством CAD систем, которая в дальнейшем разбивалась на слои. Формирование объекта производилось на 3D-принтере при следующих режимах: сила тока 120-140А, напряжение 22-24В, скорость выращивания 300 мм/мин. В качестве источника питания применялся инверторный выпрямитель. Слои формировались на подвижном столе, обеспечивающем точное перемещение по заданной траектории по координатам X, Y и движущейся горелки, обеспечивающей точное позиционирование по координате Z в результате плавления проволоки и подплавления поверхности подложки или предшествующего слоя. За один проход наплавлялся слой толщиной от 3 до 6 мм в зависимости от режимов наплавки. Изображение металлической стенки, полученной данным методом, представлено на рисунке 1.



Рисунок 1. Неподдерживаемая вертикальная стенка

Изделие было сформировано путем наплавки четырех последовательных слоев. Из него был приготовлен темплет толщиной 2,5 мм. Так как основной целью настоящей работы являлись структурные исследования металла наплавленной конструкции, из темплета были вырезаны образцы для изготовления металлографических шлифов. Шлифы были выполнены в направлении движения дуги и в перпендикулярном направлении. На шлифах помимо структурных исследований производились измерения микротвердости. Использовались оптический микроскоп Neophot-21 с записью изображений при помощи цифровой камеры Genius Vileacam и микротвердомер ПМТ-3М.

Анализ результатов металлографии показал, что каждый из наплавленных слоев имеет структуру с разными размерами и морфологией зерен. Слой 4, наплавленный последним и непосредственно примыкающий к свободной поверхности, имеет структуру литого металла, состоящую из разориентированных сильно ветвящихся дендритов. Влияние направления наплавки не сказывается. Толщина этого слоя не превышает 4 мм. Все наплавленные слои 3, 2, 1 имеют полиэдрическую перекристаллизованную мелкозернистую феррито-перлитную структуру. В слое 3 толщиной ≈ 3 мм размер ферритного зерна соответствует номеру 9 и составляет $18,4 \pm 6,2$ мкм в продольном шлифе и $16,4 \pm 8,7$ мкм в поперечном. Видно, что это различие незначимо. Содержание перлита соответствует химическому составу сварочной проволоки Св08Г2С. В нижележащем слое 2, где перекристаллизация произошла дважды, размер ферритного зерна соответствует номеру 10 и фактически одинаков и в продольном и в поперечном шлифах ($13,4 \pm 6,9$ мкм и $12,7 \pm 6,6$ мкм, соответственно). По фазовому составу структура тоже соответствует стали Св08Г2С. Еще мельче зерно в слое 1, где, по-видимому, произошло частичное перемешивание с подложкой ($9,6 \pm 3,6$ мкм в продольном шлифе, $7,3 \pm 3,7$ мкм в поперечном, номер 11). Здесь содержание перлита выше, чем в стали Св08Г2С, но меньше, чем должно быть в стали Ст6сп. Таким образом, наплавленный металл имеет градиентное строение с экспоненциально возрастающим размером зерна по мере удаления от подложки. Измерения микротвердости ожидаемо показали, что чем меньше размер зерна, тем больше твердость слоя. Так микротвердость слоя 1 составляет 1770 МПа, а слоя 4 – 1370 МПа.

Выводы. Установлено, что при электродуговом послойном выращивании стенки изделий имеют градиентное строение. Дендритную структуру имеет только последний наплавленный слой. Нижележащие слои подвергаются вторичной термообработке за счет тепловыделения верхнего слоя. В результате этого по мере перехода от 4 к 1 слою средний размер ферритного зерна уменьшается в два раза, а микротвердость, наоборот, увеличивается в полтора раза.

Исследование выполнено в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.1.2 и при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00036.

Список литературы

1. В.В. Жуков, Г.М. Григоренко, В.А. Шаповалов Аддитивное производство металлических изделий (обзор) // Автоматическая сварка.– 2016. – № 5-6. – С. 148-153.
2. В.Н. Коржик, В.Ю. Хаскин, В.И. Ткачук, С.И. Пелешенко, В.В. Коротенко, А.А. Бабич Трехмерная печать металлических объемных изделий сложной формы на основе сварочных плазменно-дуговых технологий // Автоматическая сварка.– 2016. – № 5-6. – С. 127-134.
3. D.H. Ding, Z.X. Pan, D. Cuiuri, H.J. Li Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – Oct. 2015. – P.465-481.
4. K.M. Taminger, R.A. Hafley Electron beam freeform fabrication for cost effective near-net shape manufacturing // 139 specialists meeting on cost effective manufacture via net shape processing. Amsterdam (The Netherlands): NATO. – 2006. – P.16.1-16.10.
5. K.F. Garff, M. Short, M. Norfolk Very high power ultrasonic additive manufacturing (vhquam) for advanced materials // Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, USA. – 2010. – P.82-89.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Al-Fe ПОЛУЧЕННОГО ШТАМПОВКОЙ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА

Кузнецов Р.В.^{1,a}, Ольховик Е.О.²

¹ПАО «Звезда», Санкт-Петербург, Россия

²ФГБОУ ВО «ГУМРФ имени адмирала С.О. Макарова», Санкт-Петербург, Россия

^akuznetsovrv@zvezda.spb.ru

Постоянное расширение области применения биметаллических изделий становится возможным благодаря появлению новых технологий «сращивания» разнородных материалов. Соединение алюминия и железа известны в технике [1-3], в т.ч. металлургические или полученные в результате специальных способов сварки, но обладают рядом технологических сложностей при производстве, ряд отдельных физических явлений практически не изучен, например, воздействие механического давления в процессе затвердевания алюминия для увеличения свойств адгезии. Предыдущие собственные исследования, направленные на разработку экспериментальной установки [4] и основ технологии [5] штамповки жидкого алюминия в присутствии втулки из порошкового материала с заданной пористостью, показали работоспособность данной технологии [6], был достигнут качественный результат в виде высоких адгезионных свойств на границе алюминий-порошковый материал. Однако, сам технологический процесс формирования адгезионной прочности, его физико-химические составляющие не были подробно изучены.

В качестве материала исследований использовались экспериментальные заготовки для биметаллического подшипникового узла, полученного методом штамповки жидкого алюминиевого сплава АК9ч (ГОСТ 1583-93, основа корпуса) и порошковой втулки подшипника из АНС100(Fe - основной металл, 0,2% - углерод и окислы) с объемной пористостью в 15%, полученной под давлением в 300 МПа и спекании при $1150 \pm 10^\circ\text{C}$. Основной техникой замысел получения высокой адгезии биметаллического соединения – это взаимное механическое проникновение алюминиевого сплава в спеченный порошковый материал под воздействием давления прессования без какого-либо физико-химического взаимодействия двух материалов. Металлографический анализ проводили с помощью моторизованного оптического микроскопа (ОМ) Carl Zeiss Axiovert 200 MAT, оснащённого анализатором изображений Thixomet Pro. Исследования образцов на границе алюминиевого сплава и спеченной порошковой втулки показали, что ее макростроение образует равновесное ферритное зерно с сеткой от 50 до 100 мкм, по границам которой расположены отдельные поры с размером до 200 мкм, плотно заполненные сплавом АК9ч – рис.1. Глубина проникновения алюминия в порошковый материал составляла до 1,5 мм, частицы эвтектического кремния мелкодисперсные, сфероидизированные, их размер непосредственно в зоне контакта субмикронный. Структура силумина в окрестности зоны контакта изменена. Дендриты в окрестности зоны контакта разориентированные, по мере удаления от зоны контакта дендритная структура становится столбчатой, частицы кремния остаются сфероидизированными, но их размер повышается, отдельные частицы имеют размер 10-12 мкм. Железосодержащих интерметаллидов в зоне контакта практически нет. Зон, окислившись при контакте двух материалов выявлено, не было, граница имеет четкую структуру.

Таким образом, было подтверждено, что основной вклад в адгезионную прочность соединения АК9ч–АНС100 вносит проникновение жидкого алюминия в поры ферритной сетки порошкового материала. Данный режим соответствовал давлению штамповки жидкого металла в 50 МПа при температуре металла $750 \pm 20^\circ\text{C}$ и разогреве штамповой оснастки в 500°C . Достижимая адгезионная прочность (при срезе) достигала значения в $45 \div 55$ МПа, что обеспечивает необходимую герметичность подшипника.

Разработанная технология штамповки жидкого металла в присутствии порошковой втулки позволяет изготавливать подшипниковый узел непосредственно на этапе

заготовительного (металлургического, литейного) производства корпусов судового машиностроения, где традиционно используются бронзовые втулки, с большей трудоемкостью, связанной с механической обработкой и сборкой-прессованием.

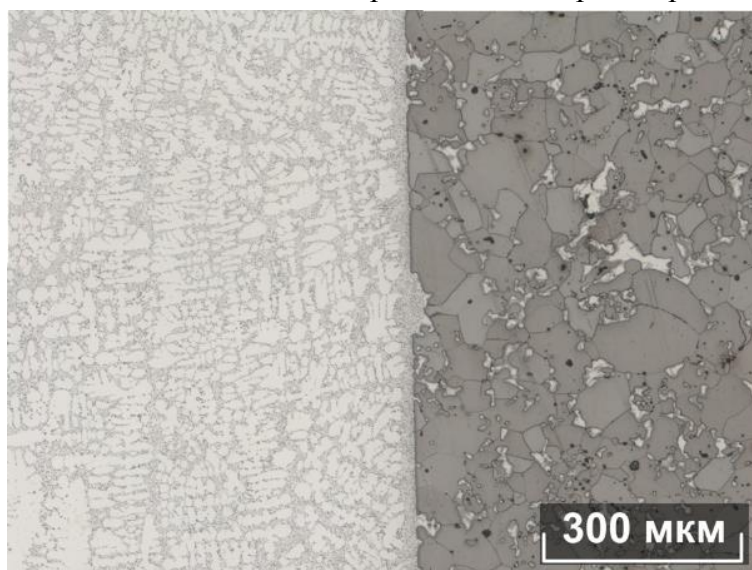


Рисунок 1. Металлографический анализ границы биметаллического соединения АК9ч–АНС100

Дополнительно, было выявлено, что за счет подбора температурного и силового режима в применяемой технологии, в области высоких температур сплава АК9ч и предварительно нагретой порошковой втулки на их границе возможно образование интерметаллидов типа $AlFe$ или $AlFeSi$, которые в малых количествах существенно повышают адгезионную прочность биметаллического соединения. Структурные дефекты, присущие сплаву АК9ч – усадочная и газовая пористость, ликвация кремния на внешней поверхности изделий и т.п., которые наиболее часто приводят к образованию трещин, не являются характерными для технологии штамповки жидкого металла, механические свойства алюминиевой основы имеют более высокий уровень, что в комплексе позволяет сделать вывод о производственном преимуществе данной технологии.

Список литературы

1. Zhang X. M. et al. Microstructure and Bonding Strength of Aluminum Bronze on ASTM 1045 Steel by CMT welding //IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2018. – Т. 436. – №. 1. – С. 012019.
2. Хромов В. Н., Корнев В. Н., Родичев А. Ю. Технология и оснастка для изготовления биметаллического подшипника скольжения //Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2010. – №. 1-279. – С. 45.
3. Жигулев И.О. Штамповка биметаллических изделий из сплавов на основе алюминия и железа в процессе кристаллизации алюминиевых сплавов: автореф.... канд. техн. наук. – 2005.
4. Кузнецов Р. В., Кузнецов П. А. Штамповка биметаллических подшипников из жидкого алюминия и спеченных порошковых вкладышей// Металлообработка. – № 3 (111). – 2019. – с. 27-32.
5. Исследование технологических возможностей горячей объемной штамповки точной заготовки из литейных медных сплавов. / Кузнецов Р.В. [и др.] // Тезисы научно-практической конференция с международным участием “Неделя науки СПбГПУ”. Санкт-Петербург, 2015. – С.205-208.
6. Патент РФ № 2018143515, 08.12.2018. Кузнецов Р.В., Радкевич М.М., Кузнецов П.А. Способ получения биметаллических изделий штамповкой жидкого металла// Патент России № 2696164. 2019. Бюл. № 22.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОДА-ИНСТРУМЕНТА МЕТОДОМ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ

Кузовкин А.В.^{1,а}, Суворов А.П.^{1,б}

¹ФГБОУ ВО Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, РФ

^аakuzovkin@mail.ru, ^бalex_diz@inbox.ru

Современные изделия машиностроительного комплекса характеризуются наличием большого количества деталей (до нескольких тысяч в готовом изделии), часть из которых в силу различных причин (конструктивные особенности, прочностные и массогабаритные характеристики, показатели эргономики и эстетики) имеют сложную форму рабочих поверхностей.

Получение таких поверхностей традиционными методами формообразования зачастую вызывает определенные технологические трудности (сложная траектория движения инструмента, необходимость создания специального инструмента и т.п.) или неоправданно высокие материально-экономические затраты (приобретение специализированного оборудования с ЧПУ; разработка конструкции, технологии и изготовление специального режущего, формирующего или иного инструмента и т.д.).

Подобные проблемы возникают не только в связи со сложностью геометрии обрабатываемых поверхностей, но и как правило с высокими конструктивными требованиями по точности и качеству поверхностного слоя детали.

Одним из способов решения данной проблемы является применение электрических бесконтактных методов обработки (электрохимическая (ЭХО) и электроэрозионная (ЭЭО) обработки) фасонным электродом-инструментом (ЭИ). В этом случае сложная геометрия готовой детали обеспечивается за счет применения обратнoэкидистантной рабочей поверхности ЭИ, которой в свою очередь придается простейшие поступательное или вращательное движение. Таким образом, снимается вопрос об использовании дорогостоящих исполнительных приводов, обрабатывающих сложную геометрию при традиционной механообработке.

Однако, в этом случае возникает проблема создания собственно рабочей поверхности ЭИ, которая должна иметь сложную геометрию профиля, повторяющую профиль обрабатываемой детали с учетом изменения ее размеров на величину межэлектродного зазора (МЭЗ). Часто технологические и экономические затраты на изготовление такого ЭИ сопоставимы, а иногда и превышают, стоимость изготовления детали с применением традиционных процессов резания. В связи с этим возникает проблемное противоречие, которое заключается в следующем. Существуют и достаточно хорошо изученные методы электрообработки (ЭХО и ЭЭО), есть оборудование и апробированные технологические режимы процессов бесконтактного формообразования, однако технологическая сложность изготовления фасонного ЭИ и их высокая стоимость существенно ограничивают область технологического применения этих процессов в производстве, особенно на этапе опытно-конструкторской проработки пилотных образцов техники [1].

Решение данной проблемы представляется возможным на основе комплексного подхода:

- необходимо разработать методологию проектирования ЭИ за счет применения современных систем автоматизированного проектирования (САПР) когда рабочая поверхность инструмента формируется как поверхность обратнoэкидистантная профилю обрабатываемой детали с учетом величины МЭЗ, рабочего поступательного/поступательно-вращательного движения ЭИ, толщины токопроводящего покрытия исходя из электрических параметров процесса обработки и других факторов, влияющих на процесс обработки [2];

- предложить, апробировать и дать технологические рекомендации по процессу изготовления ЭИ из нетокопроводящих материалов методами быстрого прототипирования с

последующим нанесением токопроводящего слоя, толщина которого гарантировано обеспечивает протекание электрических процессов в МЭЗ и приемлемую стойкость ЭИ [3].

Это открывает возможность применения комбинированных ЭИ для электрических методов обработки, характеризующихся широким разнообразием формы рабочей поверхности, адаптированной к геометрии обрабатываемой детали, не ограниченной степенью кривизны, низкой себестоимостью, и практической возможностью создания индивидуального инструмента для единичного и опытного производства.

Для выработки расчетной модели и ее дальнейшей реализации средствами доработки САПР была предложена общая компоновка ЭИ (рисунок 1), на котором введены следующие обозначения: 1 – основа, предающая форму, выполнена из пластика методом аддитивных технологий; 2 – токопроводящий слой, толщиной $h_{пок}$; 3 – место крепления ЭИ к электродержателю станка (это место уникально и проектируется под конкретный тип оборудования); 4 – токоподвод, геометрия и размеры которого зависят от электрически параметров обработки).

Экспериментально предложенная технология прошла апробацию на ЭИ для удаления заусенцев и скругления острых кромок на выходе из каналов рабочего колеса турбонасосного агрегата (рисунок 2).

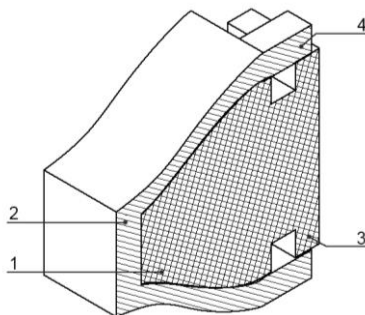


Рисунок 1. Общая компоновка комбинированного ЭИ (представлена в разрезе)

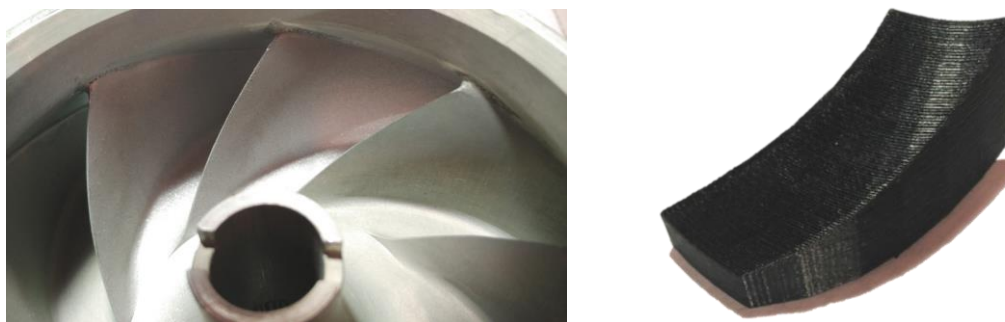


Рисунок 2. Рабочее колесо турбонасосного агрегата (а), послужившее прототипом для создания формы экспериментального ЭИ и токопроводящая основа комбинированного ЭИ с рабочими поверхностями с кривизной $G3$ и $G2$

Список литературы

1. Суворов А.П. Использование аддитивных технологий в производстве фасонных поверхностей / А.П. Суворов, А.В. Кузовкин // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева. 2017. № 2 (41). С. 9-15.
2. Suvorov A. Parametrization and manufacturing of a combined electrode tool using additive technologies and modern computer-aided design systems //Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2019. – Т. 1278. – №. 1. – С. 012031.
3. Смоленцев В. П., Осеков А. Н., Поташников М. Г. Расчет режимов и проектирование технологической оснастки для электрохимической обработки крупногабаритных деталей [Статья] // Вестник воронежского государственного технического университета. - Воронеж : Воронежский государственный технический университет, 2011 г. - 4 : Т. 7. - стр. 51-54.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕРМОУСАДКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОМБИНИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОДА-ИНСТРУМЕНТА

Кузовкин А.В.^{1,а}, Суворов А.П.^{1,б}

¹ФГБОУ ВО Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, РФ
^аakuzovkin@mail.ru, ^бalex_diz@inbox.ru

Авторами рассматривалась проблема изготовления комбинированного электрода-инструмента (ЭИ) для реализации электрических методов обработки в условиях единичного и опытного производства. Установлена экономическая целесообразность применения такого инструмента при необходимости обработки сложнопрофильных поверхностей со степенью кривизны G2 и G3 [1]. Суть метода заключается в том, что по цифровой модели обрабатываемой поверхности строится цифровая модель рабочего профиля ЭИ. В дальнейшем модель корректируется на величину межэлектродного зазора и толщину токопроводящего покрытия. Собственно форма ЭИ формируется в процессе 3D печати из полимерных материалов, а токопроводящие свойства обеспечиваются нанесением токопроводящего покрытия на заключительных этапах обработки.

При моделировании цифровой модели для 3D печати использовались выражения, полученные из известных зависимостей теоретической базы электрических методов [2]. Однако известно [3], что полимерные материалы в процессе печати претерпевают термоусадку, которая заставляет корректировать выражения для геометрии цифровой модели путем введения поправочных коэффициентов k_n :

- выражение для электрохимической обработки:

$$L_{\text{мод}} = k_n (L_{\text{дет } i} - S_i - F_o \frac{\chi(U - \Delta U)}{S_i J_{\text{пр}} (L_{\text{дет } i} - S_i)}), \quad (1)$$

- выражение для электроэрозионной обработки:

$$L_{\text{мод}} = k_n (L_{\text{дет } i} - S_i - k_{\text{и}} \frac{w_{\text{и}} f}{0,75 U_{\text{э}} \cdot 1,25 J_{\text{пр}} (L_{\text{дет } i} - S_i)}). \quad (2)$$

где k_n – коэффициент изменения размера готовой 3D модели в следствии термоусадки. Он зависит от применяемого материала для 3D-печати и наполненности модели в процессе изготовления.

Значения коэффициента термоусадки k_n были получены опытным путем в ходе практических исследований суть которых заключалась в следующем.

На технологический процесс изготовления нетокопроводящей основы исследуемого инструмента оказывают влияние следующие факторы: температура печати; диаметр экструдера; вертикальная величина подачи сопла экструдера; температура рабочего стола; процент заполнения модели материалом. Для исследования этих факторов были спланированы эксперименты, по изготовлению опытных образцов специальной формы (рисунок 1, а), у которых производилось измерение характерных геометрических размеров (рисунок 1, б). Обработанные данные по различным материалам представлены в таблице 1.



Рисунок 1. а - опытные образцы для определения коэффициента термоусадки моделей ЭИ (толщина нити 0,4 мм и толщина нити 0,8 мм), б – геометрические характеристики, которые контролировались для определения коэффициента термоусадки k_n

Таблица 1. Результаты термоусадки пластика и поправочные коэффициенты k_L для расчета геометрии моделей.

Тип пластика	Процент заполненности, %	Процент термоусадки, %	Поправочный коэффициент k_L
1	2	3	4
ABC	55	2,4	1,024
	60	3,5	1,035
	65	4,5	1,045
	70	5,1	1,051
	75	6,5	1,065
	80	7,0	1,070
	85	7,2	1,072
	90÷100	7,5	1,075
1	2	3	4
PLA	55	0,7	1,007
	60	1,2	1,012
	65	1,5	1,015
	70	1,9	1,019
	75	2,1	1,021
	80	2,3	1,023
	85	2,4	1,024
	90÷100	2,5	1,025

Анализ полученных данных, показал их сходимость на уровне 94-96 % при доверительном интервале $\pm 0,2$ мм. Что является приемлемым для использования результатов эксперимента на практике. Проведение эксперимента позволили предположить для промышленной апробации форму ЭИ для удаления заусенцев и скругления острых кромок на выходе из каналов рабочего колеса турбонасосного агрегата (рисунок 2).



Рисунок 2. Комбинированный ЭИ с покрытием 1, используемый в экспериментальных исследованиях

Список литературы

1. Суворов А.П. Методика изготовления сложнопрофильного электрода-инструмента по технологии быстрого прототипирования / А.П. Суворов, А.В. Кретинин, А.В. Кузовкин // Вестник Воронежского государственного технического университета. - 2015. Т. 11. № 2. С. 11-14.
2. Смоленцева В.П. Комбинированные методы обработки [Книга]. - Воронеж : ВГТУ, 1996. - стр. 168.
3. Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении [Книга]. - Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013 - 221 с.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА МИКРОТВЕРДОСТЬ СТРУКТУРИРОВАННЫХ AlNd СПЛАВОВ

Лукьянова В.О.^{1,a}, Гоц И.Ю.¹

¹ Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А.,
Саратов, Россия

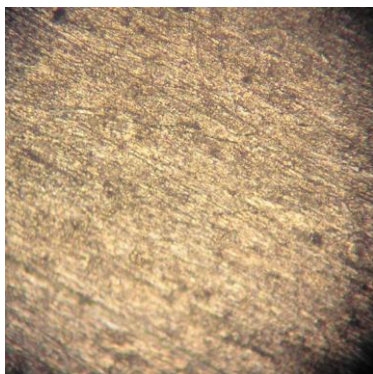
^a lukyanova.viky@yandex.ru

Электрохимическое накопление водорода в гидридах металлов обычно осуществляется посредством двух разных этапов: поверхностная адсорбция и диффузия в твердом состоянии в объеме. Хотя диффузия в твердом состоянии является медленной, межфазное сопротивление может препятствовать поверхностной адсорбции и, следовательно, замедлять процесс накопления водорода. Таким образом, удельная емкость может уменьшаться или увеличиваться в зависимости от размера частиц [1]. Изучение влияния температуры может выявить конкуренцию между твердотельной диффузией и межфазными барьерами, поскольку температура оказывает большее влияние на твердотельную диффузию, чем на поверхностную адсорбцию. Следует всегда учитывать, что межфазное сопротивление между частицами металлгидрида определяет емкость металлгидрида. Следовательно, размер частиц и морфология каждого металлгидрида должны быть оптимизированы для достижения наибольшего поглощения водорода, то есть наилучших характеристик применения [2].

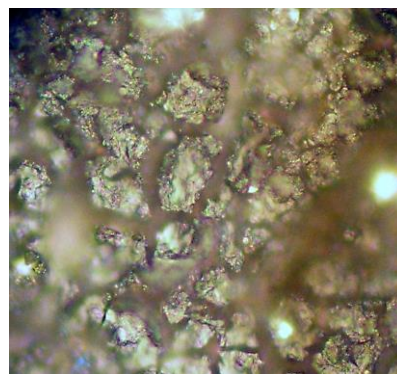
Целью настоящей работы являлось изучение влияния размера зерна на морфологию и физико-механические свойства Al-Nd сплавов.

В качестве объектов исследования применялся алюминиевый электрод. Перед каждым опытом поверхность электродов из алюминиевой фольги очищали от механических загрязнений и полировали тонкодисперсным влажным стеклянным порошком до зеркального блеска, промывали водой и сушили в вакуумном сушильном шкафу. Формирование сплавов Nd-Me в металлической матрице электродов из Al по методу катодного внедрения осуществляли в апротонном органическом растворе соли неодима. Использовали 0,5 М раствор салицилата неодима в диметилформамиде. Растворы готовили методом точной навески солей на весах ВЛТ-200 и растворением в ДМФ при комнатной температуре. Электроды подвергали модифицированию по методу катодного внедрения при потенциале катодной поляризации – 2,9 В относительно неводного хлорсеребряного электрода (н.х.с.э) в течение 1 часа при температуре 20°C. Полученные электроды подвергали циклированию в потенциодинамическом режиме.

Микротвердость сплавов измеряли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76) методом статистического выдавливания четырехгранной алмазной пирамиды с углом в вершине 136° под нагрузкой индентора 100 г. Затем образцы помещали под микроскоп (EPIGNOST) и анализировали морфологию при различных увеличениях долевого и поперечного срезов. Микрофотографии были сняты с помощью цифрового фотоаппарата (рис.1).



a



б

Рисунок 1. Микроструктура при увеличении x500 крат: *a* – исходного Al-Nd, *б* – сплава Al-Nd

Согласно данным микроструктурного анализа, проведенного на сплаве Al-Nd, наблюдается столбчатая зернистая структура, однако на размер зерен также сказывается влияние f-подуровня, с увеличением числа электронов на f-подуровне, увеличивается дисперсность металлической фазы AlNd₄.

Как видно из зависимости H-t (рис. 2) на кривых имеются точки максимума и точки минимума. Твердость интерметаллидов и сплавов, в которых размер зерна зависит от условий протекания процесса, подчиняется закону Холла-Петча и носит сложный характер: сначала увеличение размера зерна приводит к росту микротвердости, а затем к его уменьшению.

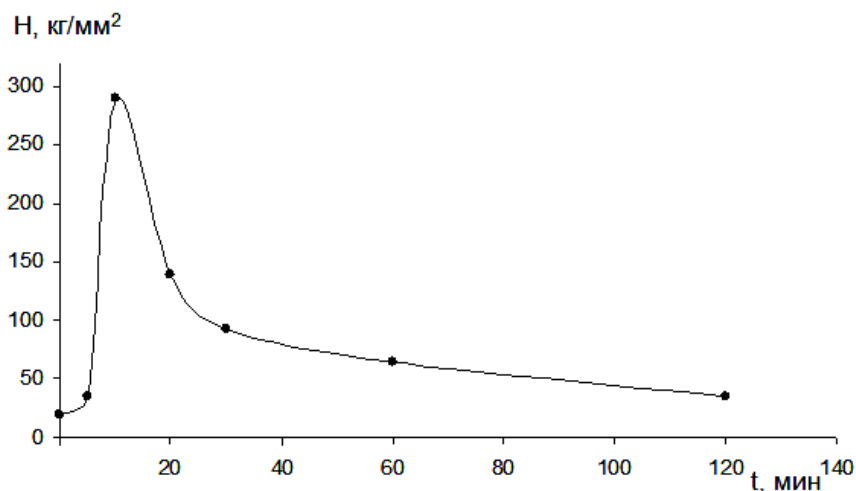


Рисунок 2. Зависимость микротвердости от времени катодного внедрения (на примере сплава Al-Nd)

С увеличением времени пассивации электрода сначала образуются более мелкодисперсные трехмерные зародыши, которые являются штампами для последующих слоев более крупнодисперсных зародышей. Размеры и масса этих зародышей увеличиваются с течением времени прямо пропорционально относительно друг друга, а относительно количества зародышей – обратно пропорционально. В области малых значений L твердость материалов повышается в результате того, что объемная доля тройных стыков становится больше объемных долей границ зерен.

Удаление системы от равновесия обусловлено несколькими факторами, среди которых для наноматериалов особенно характерно обилие поверхностей раздела, что обуславливает появление свободной поверхностной энергии.

Список литературы

1. Eftekhari A., Fang B. Electrochemical hydrogen storage: opportunities for fuel storage, batteries, fuel cells, and supercapacitors //International Journal of Hydrogen Energy, no. 42(40), 2017,pp. 25143-25165.
2. Rongeat C., Roué L. Effect of particle size on the electrode performance of MgNi hydrogen storage alloy //Journal of power sources, no. 132 (1-2), 2004, pp. 302-308.

КВАНТОВО-МЕХАНИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СОЛИТОНОПОДОБНЫХ ОБЪЕКТОВ В КРИСТАЛЛЕ Pt₃Al

Луценко И.С.^{1,a}, Захаров П.В.², Чередниченко А.И.², Сафронова С.А.², Кудряшова О.Б.³

¹ Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия

² Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет им. В.М. Шукшина, Бийск, Россия

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

^alucenko.iwan@yandex.ru

Солитоном называют структурно устойчивую уединённую волну, распространяющуюся в нелинейной среде [1]. Такие объекты нелинейного мира находят широкое применение в различных системах, начиная с оптических волноводов и заканчивая молекулами ДНК. На сегодняшний момент существует огромное количество различных видов солитонов, а также подходов к их классификации [2, 3]. Особый интерес вызывают среды с трансляционной симметрией, в частности, кристаллические структуры, используемые в электронике, космической отрасли и высокотехнологичном производстве. До недавнего времени возможность существования волн солитонного типа в таких системах не была доказано строго математически. Однако в работах [4, 5], было показано, что в дискретных системах могут существовать различные солитоны.

Для поиска возможности возбуждения таких объектов в различных средах применяют чаще всего компьютерное моделирование, в силу его дешевизны и возможности широко варьировать условия экспериментов. Также использование данных методов обусловлено тем, что такие объекты на микроуровне имеют относительно короткое время жизни, порядка нескольких сотен периодов колебаний решетки. Квантово механический подход крайне требователен к вычислительным мощностям. На данный момент существует ряд работ [6], где на базе квантово механического метода происходит моделирование дискретных бризеров. В частности такие объекты рассматриваются в графене и графене, однако применяемые модели не велики по размерам и представляют собой модель 2D структуры. Нами для исследований выбрана 3D модель сплава состава A₃B с ГЦК структурой, на примере Pt₃Al.

Платиновые сплавы применяются во многих областях науки и техники, отличаются жаростойкостью и устойчивостью к коррозии, являются перспективными для микроэлектроники. В ряде работ нами показана посредством метода молекулярной динамики возможность существования дискретных бризеров в данном кристалле [7,8].

Квантово-механическая модель строилась посредством пакета Quantum Espresso [9]. В виду сложностей расчетов модель содержала 30 атомов. В основе программы лежит теория функционала плотности Кона—Шема для обменной энергии и энергии корреляции. В основе данной концепции лежит трёхмерная функция распределения электронной плотности $n(\mathbf{r})$, на которую накладываются естественные ограничения:

$$n(\mathbf{r}) \geq 0, \int n(\mathbf{r})d^3r = N_e \quad (1)$$

Уравнение Кона-Шема имеет вид:

$$-\frac{\hbar^2}{2m_e} \nabla^2 \varphi_j(\mathbf{r}, \mathbf{s}) + v_{KS}(\mathbf{r})\varphi_j(\mathbf{r}, \mathbf{s}) = \varepsilon_j \varphi_j(\mathbf{r}, \mathbf{s}), \quad j = 1..N_e \quad (2)$$

где φ - одночастичные волновые функции, \mathbf{r} отвечает координате, а \mathbf{s} – импульсу электрона.

Программа решает задачу для самосогласованного потенциала. Блоховские функции электронов в кристалле ищутся в виде разложения по системе базисных функций, в качестве которых используются плоские волны. Приближение псевдопотенциала позволяет значительно уменьшить количество базисных плоских волн в разложении электронных волновых функций.

На рисунке 1 видно, что явно выраженной щели в фононном спектре нет, однако при этом присутствуют области вдоль отдельных направлений, где возможно существование

локализованных колебаний, в частности, вдоль направлений [100], [010], [001]. Расхождения с молекулярно-динамической моделью [7] связаны с невозможностью учета в ней распределения электронной плотности.

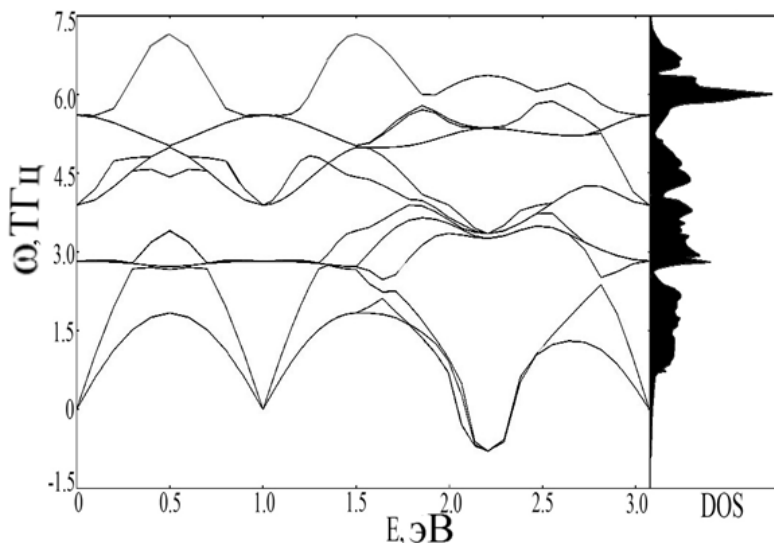


Рисунок 1. Дисперсионные кривые и плотность фоннных состояний кристалла Pt_3Al

Рассчитанные свойства кристалла Pt_3Al посредством *ab initio* метода и метода молекулярной динамики показали некоторое расхождение, обусловленное тем, что в молекулярно-динамической модели не учитывается распределение электронной плотности при больших отклонениях атомов из положения равновесия. Это проявилось в отсутствии широкой запрещенной зоны в фоннном спектре кристалла. Однако выявленные особенности спектра вполне хорошо согласуются с результатами других исследователей и позволяют говорить о возможности существования щелевых дискретных бризеров только вдоль определенных направлений кристаллов, в частности, вдоль направления типа $\langle 100 \rangle$. Приведенные результаты не противоречат имеющимся данным и могут быть полезны при создании материалов с уникальными свойствами, в дизайне наноматериалов и разработке новых технологий на их основе.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Алтайского края в рамках научного проекта № 18-42-220002 p_a.

Список литературы

1. Yaparov, V.V., Taranenko, V.B. Topological solitons in optical oscillators Journal of Optics (United Kingdom) V. 18. № 7. 074017 (2016)
2. Lederer F. et al. Discrete solitons in optics // Physics Reports. V.463. № 1-3. P.1-126 (2008)
3. Seko, T. Author, Maeta, S. Classification of almost Yamabe solitons in Euclidean spaces // Journal of Geometry and Physics. V. 136. P. 97-103 (2019)
4. Dolgov AS Sov. Phys. Solid State 28 907 (1986)
5. Sievers A J, Takeno S Phys. Rev. Lett. 61 970 (1988)
6. Chechin G Met al. Phys. Rev. B 90 045432 (2014)
7. Zakharov P. V. et al. Excitation of gap discrete breathers in an A_3B crystal with a flux of particles // Physics of the Solid State. V. 59, № 2. P. 223-228 (2017)
8. X. W. Zhou, R. A. Johnson, H N.G. Wadley, Misfit-energy-increasing dislocations in vapor-deposited CoFe/NiFe multilayers// Physical Review B. Vol. 69 p.144113 (2004)
9. Quantum Espresso, режим доступа: <https://www.quantum-espresso.org/>

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ НАНООБЪЕКТОВ

Манаков Н. А.^{1, a}, Ерёмин А. М.^{2, b}, Шилинг Г. С.^{2, c}, Захаров П. В.^{2, d}

¹ Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

² Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет им. В.М. Шукшина, Бийск, Россия

^a manakov2004@mail.ru, ^b eam77@yandex.ru

^c shilinggs@mail.ru, ^d zakharovpvl@rambler.ru

В работе проводится краткий обзор результатов теоретического анализа возможного влияния поверхностного слоя и поверхностной магнитной анизотропии на свойства ферромагнитных нанобъектов в виде сферических и цилиндрических частиц, а также тонких пластинок. Методом исследования было численное микромагнитное моделирование в рамках трехмерной модели распределения намагниченности [1].

Показан характер зависимости критических параметров (абсолютной однодоменности, критического поля разрушения однодоменного состояния) квазиоднодоменных частиц от толщины низко- и высокоанизотропного поверхностного слоя. Установлено, что учет поверхностного слоя меняет функциональный вид зависимости критерия абсолютной однодоменности для квазиоднодоменных частиц. При определенных условиях это может приводить к существенному изменению их радиуса абсолютной однодоменности и резкому увеличению или уменьшению их коэрцитивной силы.

В работе освещен вопрос о том, как изменяется величина критического поля разрушения однодоменного состояния в зависимости от материала поверхностного слоя. Показана зависимость распределения намагниченности в прямоугольных нанопластинках от типа поверхностной магнитной анизотропии. Установлено, что влияние поверхностной анизотропии типа «легкая плоскость» не существенно в случаях чрезвычайно низкой или чрезвычайно высокой внутриобъемной анизотропии образца. Оно играет значительную роль при некоторых промежуточных значениях внутриобъемной анизотропии. Указана значимость поверхностной анизотропии типа «легкая ось» для материалов с любыми значениями внутриобъемной анизотропии [2-4].

Также в работе проведен анализ возможности магнитной записи на блоховских доменных границах. Описан механизм такой записи, указаны возможные пути уменьшения отрицательного влияния поверхности на процесс магнитной записи. Теоретические выводы подтверждаются результатами численного эксперимента. Вопросы, освещенные в работе, могут быть полезны широкому кругу исследователей и разработчиков в области микроэлектроники.

Список литературы

1. Браун У.Ф. Микромагнетизм / Пер. с англ. А.Г. Гуревич. – М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1979. – 160 с.
2. Ерёмин А.М., Манаков Н.А. Моделирование гистерезиса одноосного высокоанизотропного магнетика с некогерентным игольчатым выделением с учётом магнитостатических взаимодействий // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2006. – Т. 3, № 4. – С. 22–27.
3. Толстобров Ю.В., Манаков Н.А., Шилинг Г.С. Влияние поверхностной анизотропии типа " легкая плоскость" на магнитную запись на доменных границах // Письма в журнал технической физики. – 2011. – Т. 37, вып. 5. – С. 38–42.
4. Tolstobrov Yu.V., Manakov N.A., Shiling G.S., Korotkih D.Yu. Stability of Magnetic Recording on Domain Walls // Technical Physics Letters. – 2012. – Vol. 38, no. 12. – P. 1070–1072.

ПОВЫШЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ МНОГОСЛОЙНОЙ КОМПОЗИЦИИ «КЕРАМИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ ZrO_2 - СВЯЗУЮЩИЙ СЛОЙ NiAl - ПОДЛОЖКА Ti-6Al-4V» В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Мартынов С.А.^{1,а}

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

^а martynov@ispms.tsc.ru

При изготовлении заготовок деталей газотурбинных двигателей актуальным является исследование влияния кривизны границы раздела на эволюцию микроструктуры поверхностных слоев напечатанной титановой подложки в процессе термоциклирования, закономерности деформации и разрушения связующего слоя, растрескивание и скалывание теплозащитного керамического покрытия. Нанесение промежуточного связующего слоя между внешним керамическим покрытием и металлической подложкой является неотъемлемой частью процесса создания термобарьерных покрытий на рабочей поверхности лопаток газотурбинных двигателей. Связующий слой должен обеспечивать хорошую адгезию, то есть прочную физическую и химическую связь между керамическим покрытием и подложкой, а также обладать высокой жаростойкостью, то есть защищать металлическую подложку от окисления и коррозии при высоких температурах. Целью данной работы является поиск возможности увеличения термостабильности и трещиностойкости керамических покрытий ZrO_2 , нанесенных на подложки из титанового сплава ВТ6, путем подбора оптимального процентного содержания компонентов связующего слоя NiAl.

В результате проведенных исследований разработана технология нанесения промежуточных слоев NiAl с различным содержанием Al. Керамические покрытия ZrO_2 и связующий слой NiAl наносили путем электронно-лучевого испарения соответствующих порошков на установке 6E400. Содержание алюминия в связующем слое составляло 15, 20, 25, 30, 35 и 40 %. Методом электронно-лучевого испарения были получены промежуточные слои NiAl различной на 3D-напечатанных подложках титанового сплава Ti-6Al-4V, шероховатость поверхности которых изменяется в широких пределах путем ее электронно-пучковой обработки. Перед испарением покрытия и связующего слоя подложки из сплава ВТ6 нагревали путем сканирования их поверхности расфокусированным электронным лучом. Термостойкость покрытий, нанесенных на исходную подложку из ВТ6 и на промежуточные слои NiAl, исследовали путем испытаний на термоциклирование, а также путем длительного термического отжига. Термоциклирование образцов с покрытием проводили путем их нагрева в муфельной печи до 900 °С, выдержки при данной температуре в течение 1 мин и охлаждения на воздухе, либо посредством погружения в воду комнатной температуры. Длительный отжиг осуществляли при температуре 900 °С, с выдержкой 30/60 мин и охлаждением на воздухе. Методами растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучено влияние температуры подложки на структуру и фазовый состав промежуточного слоя NiAl и керамического покрытия ZrO_2 . Показано, что нанесение промежуточных слоев NiAl подавляет растрескивание и скалывание керамических покрытий ZrO_2 в процессе термического нагружения. На основе полученных результатов выбраны оптимальные содержание Al и Ni в связующем слое NiAl и его толщина, обеспечивающие максимальное количество циклов до разрушения керамических покрытий ZrO_2 в процессе их термоциклирования. Исследовано влияние шероховатости подложки из 3D-напечатанного титанового сплава Ti-6Al-4V на характер растрескивания и коробления покрытий ZrO_2 , нанесенных на промежуточный слой NiAl при термоциклировании. Полученные результаты позволят сделать практические рекомендации по созданию теплозащитных покрытий, характеризующихся максимальной термической стойкостью.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00569.

АДДИТИВНЫЙ ТОНКОПЛЕНОЧНЫЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫЙ СИНТЕЗ ПОВЕРХНОСТНЫХ Ti-Ni-Nb И Ti-Ni-Ta СПЛАВОВ НА TiNi ПОДЛОЖКАХ

Мейснер Л.Л.^{1,2,a}, Ротштейн В.П.^{3,b}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

³Томский государственный педагогический университет, Томск, Россия

^a llm@ispms.tsc.ru

^b vrotshtein@yahoo.com

Актуальной практической потребностью современной промышленности является создание легко интегрируемых и миниатюризуемых материалов, способных совершать механическую работу, обратимо деформироваться с максимально долгим сохранением эксплуатационных характеристик. Лучшим выбором для этих целей являются TiNi сплавы с эффектами памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ) в виде низкоразмерных изделий (проволока, листовая прокат и пр. субмикронной толщины). Соотношение приповерхностного объема, подвергаемого наибольшей деформации и опасности разрушения, и внутреннего объема, обеспечивающего эксплуатационные характеристики материала, в этих случаях становятся соизмеримыми. В этой связи важной задачей является создание тонкого (толщиной до нескольких микрометров) функционального поверхностного слоя, обеспечивающего высокие усталостные характеристики в интервале значительных циклических деформаций (~10 %). Современным решением поставленной задачи является использование тонкопленочных аморфных/нанокompозитных покрытий, которые, как правило, магнетронным методом осаждают на поверхности металлических подложек (сплав Ti-6Al-4V и др.). Считается, что развитие полос локализованного сдвига в подложке и зарождение усталостных трещин на ее поверхности тормозятся за счет однородного пластического течения тонкой аморфной пленки. Ключевым фактором, определяющим усталостное поведение подобных систем, является адгезия пленки к подложке: чем выше адгезия, тем выше их усталостная долговечность.

Проблема адгезии функциональных тонкопленочных покрытий, ограничивающая их потенциальные применения, может быть решена путем формирования на металлических подложках тонких (≤ 1 мкм) поверхностных сплавов (ПС) с нанокompозитной структурой.

В докладе обсуждаются результаты: (1) термодинамического моделирования для выбора составов сплавов на основе Ti-Ni-Nb и Ti-Ni-Ta с заданным типом атомного структурного состояния (аморфное, аморфно-нанокристаллическое (нанокompозитное), нанокристаллическое) (2) режимов синтеза поверхностных сплавов на TiNi подложках; (3) экспериментального исследования микроструктуры поверхностных Ti-Ni-Nb и Ti-Ni-Ta сплавов. Показано, что эти поверхностные сплавы, толщиной 1-2 мкм, сформированные путем 10-30 кратного повторения отдельного цикла синтеза – осаждения пленок (Ti-Nb)/(Ti-Ta) толщиной 50-100 нм на TiNi подложку и с последующим 5-10-кратным электронно-пучковым плавлением и перемешиванием с TiNi подложкой, имеют, многослойную аморфно-нанокompозитную структуру с градиентно изменяющимся химическим составом. Переходная зона между поверхностными сплавами и подложкой толщиной ~1 мкм, характеризуется монотонным по глубине замещением ниобия или тантала никелем и диффузионным переходом к подложке из никелида титана, обеспечивая высокую адгезию поверхностного сплава с подложкой.

Разработка способа электронно-пучкового синтеза и исследования структуры поверхностных сплавов выполнены при финансовой поддержке проектом РФФИ №18-19-00198 (26.04.2018). Исследования физико-механических свойств TiNi образцов выполнены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, проект III.23.2.1.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D ПЕЧАТИ

*Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Майер Г.Г.,
Москвина В.А., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

melnickow-jenya@yandex.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии, одноосного статического растяжения и микроиндентирования исследовали механические свойства стальной заготовки, полученной методом 3D печати. Заготовка была сформирована послойной наплавкой проволоки ($d=1$ мм) из аустенитной нержавеющей стали марки 08X18H9 на лабораторной установке проволочной электронно-лучевой 3D печати. Для сопоставления механических свойств стальных образцов, полученных при аддитивной 3D печати, с литым материалом использовали крупнокристаллические образцы стали 08X18H9Т с размером зерна 20 мкм. Перед испытаниями литые образцы подвергали закалке от температуры 1100°C в воду для получения аустенитной структуры. Одноосное статическое растяжение образцов проводили при комнатной температуре с начальной скоростью деформации $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

При одноосном растяжении диаграммы растяжения для образцов, полученных методом 3D печати, имеют вид, характерный для деформационных кривых крупнокристаллических литых образцов, но механические свойства в них ниже. В зависимости от ориентации образцов по отношению к направлению осаждения проволоки значения механических свойств варьируются в достаточно широком диапазоне: пределы текучести ($\sigma_{0.2}$) изменяются от 250 до 310 МПа, а удлинение до разрушения (δ) составляет от 48 до 65 %. Образцы, ось растяжения которых совпадает с направлением роста заготовки, имеют более низкие значения пределов текучести и прочности и большую пластичность в сравнении с образцами, вырезанными в направлении осаждения проволоки. Образцы, вырезанные из верхней части заготовки, имеют меньшие значения прочностных характеристик и пластичности по сравнению с образцами, вырезанными из нижней части заготовки (у подложки). То есть, стальные заготовки, полученные методом электронно-лучевой проволочной 3D печати, обладают существенной анизотропией механических свойств.

Измерения микротвердости в направлении роста заготовки показали, что ее значения уменьшаются при удалении от подложки. Такое распределения микротвердости подтверждает данные испытаний на растяжение об анизотропии прочностных свойств. Таким образом, экспериментально установлено, что после аддитивного роста образцы, вырезанные из разных частей заготовки и по-разному ориентированные по отношению к направлению аддитивного роста, обладают разными механическими свойствами при одноосном растяжении.

Методами электронно-микроскопического анализа показано, что различия механических свойств аддитивно выращенной и литой стали вызваны формированием двухфазной (аустенит+ δ -феррит) микроструктуры в заготовке, полученной при 3D печати. На основе исследования микроструктуры, элементного и фазового состава образцов, вырезанных из разных частей заготовки, полученной методом 3D печати, установлено, что анизотропия механических свойств вызвана макроскопической и микроскопической неоднородностью микроструктуры и состава заготовки.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук, направление III.23.2.7. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ЛИТОЙ И АДДИТИВНО-ИЗГОТОВЛЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Москвина В.А.^а, Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

^а valya_moskvina@mail.ru

В работе с применением методов световой и сканирующей электронной микроскопии исследовали механизмы разрушения образцов аустенитной нержавеющей стали, полученных методом аддитивного электронно-лучевого проволочного выращивания. В качестве материала наплавки использовали проволоку диаметром 1 мм из нержавеющей AISI 304 стали (Fe-19,1Cr-9,1Ni-0,95Si-0,2Mo-0,2Co-0,2Cu-0,15Nb-0,1V-0,12C, мас.%). Материалом подложки служил лист углеродистой стали. Заготовку формировали в условиях вакуума последовательным послойным наплавлением 30 слоев. В качестве материала для сопоставления была использована промышленная (литая) нержавеющая сталь Fe-17,4Cr-8,8Ni-1,1Mn-0,4Si-0,1Mo-0,2Cu-0,5Ti-0,1V-0,07C (мас.%) (сталь AISI 321). Из литой и аддитивно-изготовленной заготовок вырезали образцы для испытаний на растяжение в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 12×3×1,5 мм. Образцы из аддитивно-выращенной стенки были вырезаны в продольном и поперечном направлениях относительно слоев наплавки и движения электронного пучка. Одноосное растяжение образцов проводили при комнатной температуре с начальной скоростью деформации $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Аддитивный рост заготовки из стали AISI 304 способствовал формированию неоднородной гетерофазной микроструктуры, состоящей из аустенита и δ -феррита. Стенка, изготовленная аддитивным методом, обладала столбчатой крупнозернистой структурой (аустенит, поперечный диаметр зерна находится в диапазоне от 100 мкм до 1 мм) с развитой дендритной микроструктурой (δ -феррит). Помимо микроскопических неоднородностей, образцы обладали макроскопически слоистой структурой, которая формировалась за счет последовательного наплавления слоев в стенке и выявлялась методами световой микроскопии. После закалки в образцах литой AISI 321 стали была сформирована однородная крупнозернистая аустенитная структура со средним размером зерна 20 мкм.

Независимо от способа получения (аддитивная наплавка или литье) характер разрушения во всех образцах – вязкий транскристаллитный с образованием выраженной шейки на образцах после растяжения до разрушения. Основные различия между сталями, изготовленными разными методами, были связаны с формированием деформационного рельефа на боковых поверхностях образцов. Для литых образцов характерно однородное удлинение и внутри зерен видны следы множественного скольжения (двойникования). Образцы аддитивно-изготовленной AISI 304 стали обладают сложным деформационным рельефом на боковых поверхностях разрушенных образцов. На поверхностях образцов, вырезанных поперек слоев наплавки (столбчатые зерна совпадают с осью растяжения), наблюдается система макроскопических полос, ориентированных вдоль оси растяжения. Внутри таких полос расположены микрополосы сдвига, перпендикулярные оси растяжения. Деформация образцов, ось растяжения которых располагалась вдоль слоев наплавки, происходит существенно неоднородно, что обусловлено необходимостью совместности деформации нескольких крупных зерен в рабочей части образца при растяжении. Микроскопическая локализация деформации в таких образцах развита сильнее, чем в образцах, ось которых перпендикулярна слоям наплавки. Такие особенности связаны с формированием анизотропной крупнозернистой аустенитной структуры и дендритов δ -феррита, образующихся в условиях аддитивного электронно-лучевого проволочного выращивания нержавеющей стали.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 гг., направление III.23.2.7.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕТАЛЛА МЕДЬ/СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Осипович К.С.^{1,а}, Калашников К.Н.^{1,б}, Иванов А.Н.^{1,в}

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

^аosipovich_k@ispms.tsc.ru

^бsso.spektr.asu@gmail.com

^вivan@ispms.tsc.ru

Медно-стальной полиметалл является типичным многофункциональным материалом, который широко применяется в литейной промышленности и энергетике: для передачи электрического тока, в теплопередающих компонентах и криогенном секторе [1]. Для изготовления полиметаллических материалов используют наиболее распространенные металлы и сплавы, такие как сталь, чугун, медь, алюминий и магниевые сплавы [2]. С самого начала для изготовления полиметаллических материалов использовали плазменное напыление [3], прессование [4] и сварку [5], а также сварку трением с перемешиванием [6] и лазерную сварку [7]. Однако качество полиметаллов при использовании подобных методов напрямую зависит от качества сварного шва полиметаллической пластины. Разнородные материалы должны быть полностью и непрерывно соединены между собой, но если возникают нескрепленные области, то полиметаллическое изделие утрачивает требуемые значения механических свойств. Современные методы аддитивного производства идеально подходят для изготовления полиметаллических материалов с помощью порошковых или проволоочных технологий. Метод электронно-лучевой 3D-печати имеет ряд технологических особенностей, которые открывают перспективу создания полиметаллических материалов: выращивание в вакууме и большая мощность электронного луча, обуславливающие стабильность и однородность структуры полученных образцов. Исходя из вышесказанного, целью данной работы является изучение механических свойств медно-стального полиметаллического материала методом электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии.

Образцы были получены на лабораторной экспериментальной установке для аддитивного электронно-лучевого производства металлических изделий. Для 3D-печати образцов была выбрана медная проволока марки М1 диаметром 1 мм, которую наплавляли на прямоугольную подложку толщиной 3 мм из нержавеющей стали марки 12Х18Н9Т. Из выращенных образцов в форме вертикальных стенок с помощью электроэрозионного станка DK7750 вырезались образцы для изучения микроструктуры и механических свойств. Металлографические исследования структуры образцов проводили с помощью конфокального микроскопа OLYMPUS LEXT OLS4100. Механические испытания проводили методом одноосного статического растяжения при комнатной температуре с начальной скоростью деформации $1.4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на универсальной испытательной машине УТС 110М-100 1-У.

Анализ макроструктуры монометаллических образцов Fe и Cu и полиметаллического образца Fe-Cu демонстрирует полное осаждение слоев и отсутствие дефектов по типу пор и трещин. Следовательно, полученные образцы с помощью электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии являются бездефектными, что должно оказывать благоприятное влияние на значение механических свойств.

На рисунке 1 (а) приведен график изменения значения микротвердости полиметаллического образца с градиентной зоной. Анализ распределения микротвердости при переходе через градиентную зону полиметаллического образца, который свидетельствует о значении микротвердости в материале равном 1.95 ГПа, что находится в области значений между аустенитной сталью марки 12Х18Н9Т и медью марки М1. Причем для градиентной зоны характерен разброс значений микротвердости. Разброс значений

обусловлен тем, что во время измерения микротвердости пирамидка Виккерса попадает частично на «мягкие» включения меди в стальной матрице в градиентной зоне.

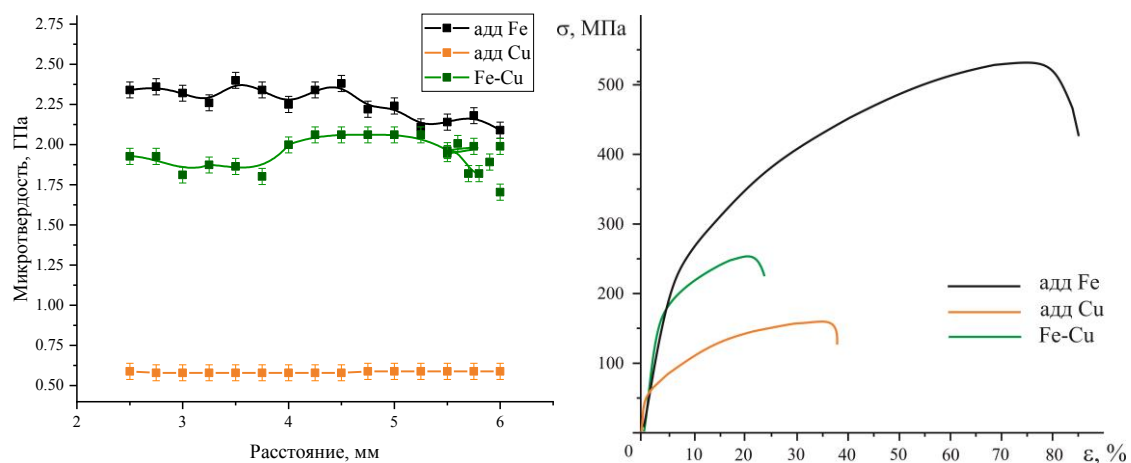


Рисунок 1. Механические свойства образцов полиметаллов системы "медь-сталь"

На рисунке 1 (б) приведена типичная кривая "напряжение-деформация", полученная в ходе испытаний на растяжение. Результаты испытаний указывают на то, что в градиентной зоне полиметаллического образца деформация проходит по медной фазе, с небольшим упрочняющим эффектом от внедрения частиц аустенитной стали. При этом зона градиента не разупрочняется. Средние значения условного предела текучести материала градиентной зоны составляют 151.5 МПа, средний предел прочности 254.0 МПа. Относительное удлинение составляет в среднем 26 %.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

Список литературы

1. Kar J, Roy SK, Roy GG (2016) Effect of beam oscillation on electron beam welding of copper with AISI-304 stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology* 233:174-185.
2. Tayal RK, Singh V, Kumar S, Garg R (2012) Compound casting- a literature review, *Proceedings of the National Conference on Trends and Advances in Mechanical Engineering* 501–510.
3. Liu T, Wang QD, Liu P, Sun JW, Yin XL, Wang QG (2015) Microstructure and mechanical properties of overcast aluminum joints, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25:1064-1072.
4. Chen X, Sun W, Li X, Wang X, Yan H, Li K (2018) Experimental and numerical studies on W–Cu functionally graded materials produced by explosive compaction–welding sintering, *Fusion Engineering and Design* 137:349-357.
5. Kar J, Roy SK, Roy GG (2016) Effect of beam oscillation on electron beam welding of copper with AISI-304 stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 233:174-185.
6. Hofmann DC, Vecchio KS (2005) Submerged friction stir processing (SFSP): an improved method for creating ultra-fine-grained bulk materials, *Materials Science and Engineering: A*, 402:234-241.
7. Yao C, Xu B, Zhang X, Huang J, Fu J, Wu Y (2009) Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint, *Optics and Lasers in Engineering*, 47:807-814.

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ СОЗДАНИИ МАКЕТА БИОНИЧЕСКОГО ПРОТЕЗА КИСТИ

Павленко Б.Н.^{1,a}, Моренец А.И.^{1,b}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

^a boris.11.08.1996@gmail.com

^b morenetz.artem@gmail.com

Человеческий организм несовершенен, потеря конечности или какого-либо органа, к сожалению, не является редкостью и составляет огромную социальную проблему [1-3]. В некоторых случаях с ней приходится мириться, но иногда современные средства протезирования способны сделать из человека «с ограниченными возможностями» человека с «дополненными возможностями» [4].

В настоящее время на рынке представлено значительное количество отечественных и зарубежных бионических протезов, заметно отличающихся по стоимости и функциональным возможностям [5,6].

Создание современного бионического протеза кисти, который включает в себя материалы такие как металл, пластик, резиноподобные материалы достаточно дорогой процесс. Для этой цели было решено использовать аддитивные технологии.

При создании макета бионического протеза кисти, для проверки конструкции и доведения ее до работоспособности, были использованы такие аддитивные технологии, как 3D моделирование и 3D печать. Они позволяют создавать в достаточно короткие сроки готовые функциональные устройства [7].

Макет бионического протеза кисти представляет собой электронно-механическое устройство, приводимое в движение нервными импульсами. Его конструкция состоит из следующих компонентов:

- Корпус. Напечатанный на 3D принтере и максимально приближенный к анатомическим размерам кисти, он обеспечивает жесткость протезу и защищает электронную составляющую протеза от повреждения.
- Механическая часть. Бионический протез имеет встроенные сервоприводы, шаговые двигатели, а также шарниры и тяги, напечатанные на 3D принтере, которые обеспечивают подвижность устройства.
- Система управления. Для управления протезом в нем предусмотрены датчики электромиографических сигналов и микроконтроллер, управляющий приводами.
- Пальцы. Вся конструкция пальцев состоит из трёх элементов – фаланг на каждый палец. Между собой фаланги соединяются подшипниками, которые обеспечивают подвижность соединения.
- Держатели моторов. Для приведения пальцев в движение используются шаговые двигатели. Которые будут располагаться внутри корпуса кисти. Для них смоделированы и изготовлены держатели моторов.

После моделирования всех деталей макета бионического протеза была произведена 3D печать этих моделей. Печать производилась ABS пластиком так как он прочный, дешевый, а также прост в печати. На рисунке 1 представлен собранный макет бионического протеза кисти с датчиками и устройством управления.

С помощью аддитивных технологий удалось изготовить в кратчайшие сроки функциональный макет бионического протеза кисти. Аддитивные технологии в создании макета позволили не применять дорогостоящие материалы, сократили время производства деталей протеза, позволили довести макет до работоспособного состояния, что в дальнейшем позволит на базе этого макета сделать более надежный и функциональный протез из более дорогих материалов.

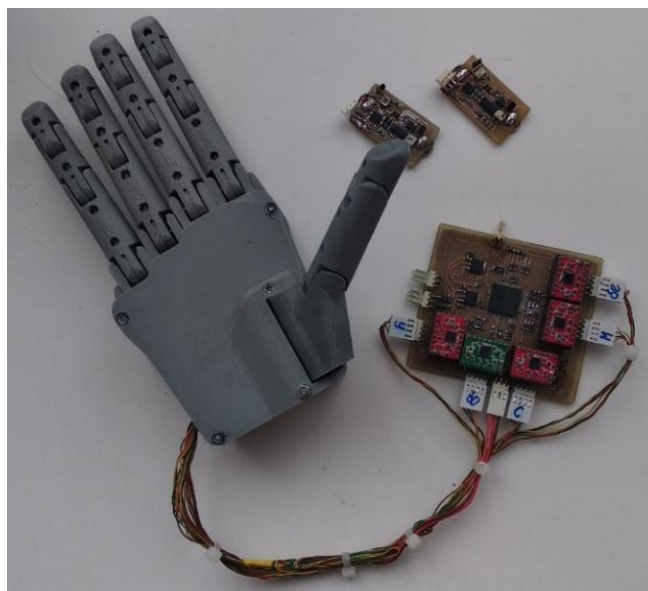


Рисунок 1. Макет бионического протеза кисти

Список литературы

1. Реплантиция пальца кисти после механизма отчленения «отрыв» / М.В. Тимербулатов, Р.К. Ибрагимов, Т.Р. Галимов, С.С. Казбулатов, З.З.Кутуев // Мед. вестник Башкортостана. 2014. Т. 9, № 1. С. 29-30.
2. Гришин И.Г., Кодин А.В. Комплексное лечение сочетанных травм сухожилий сгибателей пальцев кисти // Актуальные вопросы хирургии, травматологии и ортопедии : тез. докл. Владимир, 1999. С. 120-123.
3. Гришин И.Г. Ширяева Г.Н., Богдашевский Д.Р. Одновременное восстановление нескольких структур кисти с применением микрохирургической техники // IV Всесоюзный симпозиум "Проблемы микрохирургии": тез. докл. М., 1991. С. 75-76.
4. СарБК Ваше здоровье. [Электронный ресурс] — Режим доступа: [https:// health.sarbc.ru](https://health.sarbc.ru), свободный. — Загл. с экрана. — Яз. русск.
5. Протез кисти «Bebeonic» [Электронный ресурс] — Режим доступа: <https://www.ottobock.ru/prosthetics/upper-limb-prosthetics/solution-overview/bebionic-hand/>, свободный. — Загл. с экрана. — Яз. русск.
6. Touch bionics [Электронный ресурс] — Режим доступа: <https://www.touchbionics.com/products/active-prostheses/i-limb-quantum>, свободный. — Загл. с экрана. — Яз.англ.
7. Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б. Технологии аддитивного производства. Трехмерная печать, быстрое прототипирование и прямое цифровое производство // М.: Техносфера, 2016. – 656 стр.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V

Панин А.В.^а, Казаченок М.С., Первалова О.Б., Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

^а pav@ispms.ru

Среди многообразия аддитивных технологий получения трехмерных металлических изделий, особое место занимает метод, основанный на плавлении подаваемого проволочного материала под действием электронного излучения (англ. Wire-based Electron Beam Additive manufacturing). Достоинством данного метода является практически 100% эффективность использования расходного материала, а также чрезвычайно высокая скорость послойного выращивания, которая достигает $2500 \text{ см}^3 / \text{час}$. В тоже время, необходимость плавления титановой проволоки, диаметр которой достигает 1 мм, обуславливает длительное существование ванны расплава и интенсивный нагрев прилегающих областей. Как следствие, полученные титановые изделия характеризуются крупнозернистой структурой в отличие от значительно более мелкозернистой структуры изделий, полученных в процессе плавления металлического порошка лазерным или электронным лучами.

Эффективным способом уменьшения размера наследственного β -зерна 3D-напечатанных титановых изделий является увеличение скорости теплоотвода за счет водяного охлаждения подложки. Очевидно, что изменение скорости охлаждения титанового сплава оказывает существенное влияние на микроструктуру и фазовый состав формирующихся изделий. Последнее подтверждается различной микроструктурой (либо $\alpha + \beta + \text{остаточная } \alpha'$, либо α' , либо $\alpha + \alpha'$, либо $\alpha'' + \alpha + \beta$) и, соответственно, различными механическими свойствами изделий из сплава Ti-6Al-4V полученных методами электронно-лучевой плавки и вневакуумных лазерных технологий, характеризующихся различной скоростью охлаждения.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния охлаждения подложки на размер β -зерна, фазовый состав и параметры кристаллической решетки α -Ti в 3D-напечатанном образце сплава Ti-6Al-4V. 3D-печать образцов титанового сплава Ti-6Al-4V осуществлялась методом электронно-лучевого плавления сварочной титановой проволоки диаметром 1.6 мм на установке 6E400 (ООО «НПК ТЭТа», Томск).

Установлено, что использование водяного охлаждения подложки в процессе 3D печати образцов сплава Ti-6Al-4V приводит к формированию наследственных β -зерен анизотропной формы, поперечный и продольный размеры которых меньше, чем в образцах, полученных без охлаждения, и составляют 500 мкм и 2.5 мм.

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показано, что вторыми фазами в 3D-напечатанных образцах Ti-6Al-4V являются β -Ti и α'' -Ti, объемная доля которых зависит от скорости охлаждения. В образцах без охлаждения водой в процессе печати суммарная объемная доля вторых фаз достигает 14 об.%, при этом объемная доля остаточной β -фазы не превышает 2%. В случае охлаждения объемная доля β -фазы увеличивается до 5%, в то время как объемная доля фазы α'' -Ti мала и не выявляется методом РСА. Использование водяного охлаждения подложки приводит к увеличению упругой макродеформации 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V. Между величиной упругой макродеформации и объемной долей вторых фаз наблюдается обратно-пропорциональная зависимость.

Работа выполнена в рамках Программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» Министерства науки и высшего образования РФ; Соглашение № 05.583.21.0089, идентификатор проекта RFMEFI58318X0089.

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЙ АНТИФРИКЦИОННЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ ЭКСТРУДИРУЕМОЙ МАТРИЦЫ “UHMWPE-HDPE-g-VTMS-PP” ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Панин С.В.^{1,2,a}, Буслович Д.Г.^{1,2}, Корниенко Л.А.¹, Донцов Ю.В.²

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

²ФГАОУ ВО Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

^a svp@ispms.tsc.ru

В настоящее время в научной литературе активно проводятся исследования по использованию методов 3D-печати, а именно FDM (Fused Deposition Modelling) для изготовления изделий из полиолефиновых матриц (включая СВМПЭ) с использованием различных наполнителей/пластификаторов [1-5]. В качестве пластифицирующих наполнителей, помимо традиционно применяемых в промышленности процессинговых добавок, могут быть использованы совместимые с СВМПЭ коммерчески доступные полимеры. В частности, привитый полиэтилен высокой плотности (HDPE-g-VTMS и HDPE-g-SMA) [3]. С использованием таких полимерных пластификаторов, придающих смеси приемлемый уровень текучести расплава, можно формировать экструдируемые полимер-полимерные композиции на основе матрицы СВМПЭ с заданными характеристиками прочности и износостойкости для последующего производства изделий методом 3D-печати.

В [6] на основе экспериментально полученных результатов предложен алгоритм определения управляющих параметров (рецептура) при минимальном количестве экспериментальных данных, придающих требуемые (ограничительные) значения эффективным характеристикам полимер-полимерных композиций. Далее, на основе определенной рецептуры изготовлены и исследованы структура, трибологические и механические характеристики полимер-полимерных композитов на основе сверхвысокомолекулярной матрицы СВМПЭ, напечатанных методом FDM (экструзионная послойная печать).

Показано, что экструдируемые полимер-полимерные композиты на основе сверхвысокомолекулярной матрицы, полученные методом 3D-печати, по совокупности трибомеханических свойств превосходят аналогичные характеристики композитов, полученных компрессионным спеканием, что связано с формированием более однородной надмолекулярной структуры, прежде всего за счет двухшнекового компаундирования.

В настоящей работе на основе экструдируемой многокомпонентной полимер-полимерной матрицы на основе СВМПЭ изготовлены композиты, содержащие в качестве наполнителя стекловолокно размером 200 мкм. Исследованы триботехнические характеристики экструдируемых, высокопрочных и антифрикционных композитов, полученных 3D-печатью, с целью их использования в узлах трения машин и механизмов, работающих в различных условиях эксплуатации.

В работе использовали порошок СВМПЭ марки GUR-2122 (Ticona, Германия) молекулярной массой 4,5 млн (в виде агломератов размером до 130 мкм с размером отдельных частиц 5-10 мкм); в качестве пластифицирующих добавок – привитый полиэтилен высокой плотности HDPE-g-SMA (молотый гранулят) и порошок полипропилена марки PP21030 (ПТР=3,0 г/10 мин). В качестве наполнителя использованы стекловолокна длиной 200 мкм в количестве 5 вес.%. Смешение порошков для изготовления образцов методом компрессионного спекания (горячего прессования) проводили в планетарной шаровой мельнице MP/0,5*4 (ООО «Техноцентр», Рыбинск) с предварительным диспергированием компонентов в ультразвуковой ванне ПСБ-Галс 1335-05 (ЦУО ПСБ-Галс, Москва). С целью эффективного совмещения мелких (размером в десятки мкм) частиц СВМПЭ с крупными (сотни мкм) частицами полимерных наполнителей, дополнительно проводили их экструзионное жидкофазное смешение (компаундирование) в двухшнековом экструдере

«Rondol» (10 mm Twin Screw Extruders, Microlab). Температура на выходе экструзионной головки составляла $T = 210$ °С. Гранулы со средним размером 3-5 мм получали путем последующей механической рубки экструдата. Объемные заготовки полимерных композитов изготавливали: а) компрессионным спеканием трехкомпонентных порошковых смесей при давлении $P = 10$ МПа и температуре $T = 200$ °С в лабораторной установке на базе гидравлического прессы «МС-500» (ООО «НПК ТехМаш»), оборудованного размыкаемой кольцевой печью; скорость охлаждения заготовок без снятия давления составляла 5 °С/мин; б) компрессионным спеканием гранулята (исходного и молотого) трехкомпонентных смесей при тех же условиях; в) методом FDM (Fused Deposition Modeling) из гранул на лабораторном принтере ArmPrint – 2 (НИ ТПУ, Томск) с диаметром сопла микроэкструдера 0,4 мм; температура стола, верхней и нижней областей подачи филамента (гранул) составляла $T = 90, 160$ и 200 °С соответственно; скорость послойного нанесения и толщина наносимого слоя материала составляла 20 мм/с и 0,3 мм соответственно. Из полученных плиток размером 65×70×10 мм с помощью фрезерного станка с числовым программным управлением изготавливали образцы требуемой формы и размеров. Механические характеристики образцов определяли при разрывных испытаниях на электромеханической испытательной машине «Instron 5582» (Instron, Великобритания) при растяжении образцов в форме двойной лопатки. Объемный износ образцов в режиме сухого трения скольжения определяли по схеме «шар-по-дису» («Ш-п-Д») на трибометре CSEM CH2000 (CSEM, Швейцария) при нагрузке $P = 5$ Н и скорости скольжения $V = 0,3$ м/с. Радиус контртела в виде шарика из стали ШХ15 составлял 6 мм.

Показано, что наилучшими прочностными характеристиками (модуль упругости, предел текучести и предел прочности) обладает композит, полученный методом FDM-печати. Триботехнические характеристики (коэффициент трения, объемный износ) композитов, полученных тремя способами, близки друг другу, что обусловлено армирующим наполнителем (стекловолокном), принимающим на себя сжимающие и сдвигающие нагрузки при трибонагружении и защищающие матрицу от изнашивания. Исследованный многокомпонентный композит на основе СВМПЭ рекомендован в качестве фидстока для получения антифрикционных изделий методом FDM-печати.

Благодарности. Работа выполнена в рамках плана фундаментальных научных исследований государственных академий наук 2013-2020 гг., а также поддержана грантом президента РФ по государственной поддержке ведущих научных школ Российской Федерации НШ-5875.2018.8. Авторы выражают благодарность РФФИ за поддержку данных исследований, выполненных в рамках проектов № 19-38-90106 и 18-58-00037.

Список литературы

1. S. Kurtz, “High Pressure Crystallized UHMWPEs,” in UHMWPE Biomaterials Handbook: 3rd Edition, edited by Steven M. Kurtz (William Andrew Publishing, Norwich, NY, 2016), pp. 434-448.
2. R. A. Borges, D. Choudhury, M. Zou, Tribology International 122, 1–7 (2018).
3. S.V. Panin, D.G. Buslovich, L.A. Kornienko, Yu.V. Dontsov, V.O. Alexenko, B.B. Ovechkin, AIP Conf. Proc. 2051, 020229 (2018).
4. M. S. Ramli, M. S. Wahab, M. Ahmad and A. S. Bala, Int. J. Adv. Manuf. Technol 11 (8), 5473-5480 (2016).
5. M. H. B. M. Ansari, M. H. I. B. Ibrahim, IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 165, 012014 (2017).
6. S.V. Panin, D.G. Buslovich, L.A. Kornienko, V.O. Alexenko, Yu.V. Dontsov and B. B. Ovechkin, AIP Conf. Proc. 2141, 040011 (2019).

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ ВТ-6 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Панин С.В.^{1,2,a}, Еремин А.В.¹, Бурков М.В.^{1,2}, Любутин П.С.¹, Бяков А.В.¹, Почивалов Ю.И.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

^asvp@ispms.tsc.ru

Аддитивные технологии являются перспективным способом создания изделий для различных промышленных применений, от строительства до аэрокосмической отрасли. К преимуществам можно отнести повышенную производительность метода, простоту изготовления сложных форм и низкий расход материала. Так, например, в аэрокосмической отрасли традиционные компоненты заменяются на детали, изготовленные с использованием технологий 3D-печати, при этом одним из популярных материалов является сплав ВТ-6. Механические свойства напечатанных изделий могут быть повышены при помощи методов постпечатной-обработки.

В настоящее время для этих целей используются термическая обработка и горячее изостатическое прессование. Новые методы постпечатной обработки должны обеспечивать идентичную эффективность при меньшей технологичности либо энергопотреблении. В частности, они могут быть основаны на ультразвуковой поверхностной ударной обработке (УПУО) или обработке с использованием высокоэнергетических потоков (таких как лазерное либо или электронно-лучевое воздействие).

Работа посвящена исследованию деформационного поведения образцов сплава ВТ6, изготовленных методом селективного лазерного сплавления, и подвергнутых последующей постпечатной комбинированной механо-электрофизической обработке, при испытаниях на статическое и циклическое растяжение. В процессе испытаний анализировали развитие процессов деформации и разрушения образцов в исходном состоянии и после УПУО, совмещенной с высокочастотным электрофизическим воздействием «УПУО+ВЭФВ» с применением метода корреляции цифровых изображений и акустической эмиссии.

Образцы из и порошка сплава ВТ-6 были изготовлены методом послойного лазерного сплавления и имели габаритные размеры: длина: 70 мм (вдоль оси z принтера) и поперечное сечением: 10×10 мм. Заготовки послойно распиливались на электроэрозионном станке для получения полос толщиной ~ 2 мм, которые затем проходили пост-печатную обработку с использованием ультразвуковой поверхностной ударной обработки (УПУО), совмещенной с электрофизическим воздействием (пропусканием высокочастотного электрического тока). Полученные образцы подвергали испытаниям на статическое и циклическое растяжение, в процессе которых проводилась запись сигналов акустической эмиссии и регистрация фотографий поверхности образцов, с нанесенной спекл-картиной (для целей расчета полей деформаций методом DIC). Статические испытания проводили на электромеханической испытательной машине Instron 5582 со скоростью нагружения 0,3 мм/мин; циклические испытания проводили на сервогидравлической испытательной машине BISS Nano 15kN с асимметрией цикла 0,1, максимальной нагрузкой в цикле 600 МПа и частотой циклического растяжения 20 Гц.

Полученные данные анализировали по принципу выявления характерных стадий на временных зависимостях изменения информативных параметров, связанных с развитием деформации. Были построены и исследованы комбинированные графики, включающие зависимости « σ - ϵ », «скорость счета акустической эмиссии – ϵ » и «средняя деформации – ϵ », рассчитанные с помощью DIC. Обсуждается влияние постпечатной обработки на изменение структуры и деформационного поведения исследуемых материалов.

Благодарности. Работа выполнена в рамках Программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» Министерства науки и высшего образования РФ; Соглашение № 05.583.21.0089, идентификатор проекта RFMEFI58318X0089.

НЕОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Панченко М.Ю.^а, Москвина В.А., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Реунова К.А.,
Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

^а panchenko.marina4@gmail.com

Были исследованы особенности микроструктуры нержавеющей аустенитной стали марки 08X18H9, изготовленной методом аддитивного электронно-лучевого проволочного выращивания (АЭЛПВ). Заготовка была получена при последовательном послойном наплавлении 30 параллельных слоев, линейные размеры полученной заготовки составляли: $100 \times 30 \times 5$ мм³. Изучение морфологии поверхности образцов проводилось с помощью металлографического микроскопа Altami MET 1С. Для изучения микроструктуры, размера зерна и фазового состава исследуемой стали использовался сканирующий электронный микроскоп Quanta 200 3D. Определение объемной доли феррита проводилось с помощью многофункционального вихретокового прибора МВП-2М (Кропус, Россия).

Структура полученной заготовки из нержавеющей стали 08X18H9 неоднородна по высоте. Наблюдается макроскопически неоднородная слоистая структура, обусловленная методом получения заготовки - в процессе наплавки каждый последующий слой наплавляется последовательно на предыдущий без расплавления нижележащих слоев. Это приводит к направленной кристаллизации аустенитных зерен и формированию столбчатой крупнокристаллической структуры. Фазовый состав стальной заготовки, полученной методом АЭЛПВ, отличается от состава литых аустенитных сталей – формируется крупнокристаллическая аустенитная матрица с дендритами δ -феррита.

Крупные столбчатые зерна ориентированы вдоль направления роста, они часто распространяются на всю высоту заготовки. Средний размер зерна изменяется при удалении от подложки: в нижней части заготовки он составляет $D \approx 70$ мкм, в верхней части $D \approx 130$ мкм. Изменения размера зерна обусловлены особенностями диссипации тепла и скорости охлаждения в процессе наплавки. При этом многократный нагрев и охлаждение в процессе роста заготовки обуславливают разную термическую историю для разных ее частей. Полученная стальная заготовка имеет дендритную структуру. Направление столбчатых дендритов совпадает с направлением роста, что соответствует самому большому температурному градиенту. Образование δ -феррита обусловлено особенностями охлаждения в процессе АЭЛПВ и соотношением легирующих компонент C_{Feq}/Ni_{Feq} в стали. Толщина ветви дендритов δ -феррита изменяется в пределах 0,5–1,5 мкм. Объемная доля феррита в заготовке составляет 20–25%. Минимальные значения содержания δ -феррита наблюдаются вблизи подложки, при увеличении расстояния от подложки доля δ -феррита постепенно увеличивается, но изменения фазового состава по высоте заготовки не превышают 5%.

Выдержка заготовки при температуре 1050°C в течение 1 ч (аустенитизация) с последующей закалкой в воду приводит к изменению структуры δ -феррита. Наблюдается распад столбчатой дендритной структуры на отдельные дисперсные включения δ -феррита сферической формы, но полного растворения феррита не происходит. Объемная доля δ -феррита после отжига уменьшается в 2 раза по сравнению с состоянием после аддитивного роста. Аустенитные зерна после аустенитизации имеют более равноосную форму, но различия в размере, морфологии и ориентаций зерен после аддитивного роста и последующей закалки оказываются незначительными.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук, направление III.23.2.7.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ГЕТЕРОФАЗНОГО ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО ИСКРОВОМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ СТРУЖКИ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

Поздняков С.В., Скороход К.А., Никулина А.А.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

s.t.a.s.13.3@mail.ru

Аннотация. Работа посвящена исследованию структуры гетерофазного железоуглеродистого сплава, полученного методом искрового плазменного спекания стружки разнородных сталей 12Х18Н10Т и У8. Структурные исследования проведены с использованием метода световой микроскопии. В результате исследования образца было установлено наличие качественной аустенитно – перлитной структуры.

Метод искрового плазменного спекания можно отнести к новейшим технологиям получения композитов [1 - 3]. Характерной чертой данного метода, является быстрое и равномерное спекания материала по всему объему за счет подачи электрического тока и приложенного давления. Искровое плазменное спекание позволяет получать гетерофазные материалы, в том числе из железоуглеродистых сплавов [4 - 5].

Целью работы являлось исследование структурных особенностей гетерофазного сплава, полученного методом искрового плазменного спекания стружки сталей 12Х18Н10Т и У8. Использовалась стружка, полученная после токарной обработки без применения СОЖ.

Полученную стружку перемешивали в планетарной мельнице в течение 20 минут со скоростью вращения барабана 100 об/мин. Полученную смесь спекали по технологии искрового плазменного спекания при температуре 1100 °С в течение 20 минут. Для исключения контакта порошка с формой, между ними располагали графитовую бумагу. Структурные исследования проводили с использованием светового микроскопа Carl Zeiss Axio Observer A1m в ЦКП ССМ НГТУ.

Общий вид материала, полученного искровым плазменным спеканием, представлен на рис. 1. Светлая часть соответствует аустенитной матрице, а темная часть перлитной. Более детально структуры представлены на рис 2а и 2б. Из рисунка 2.а видно, что по границам аустенитных зерен располагается достаточно много карбидной фазы, а также, наблюдаются неметаллические включения в виде карбидов, 2б демонстрирует нам перлитную структуру.

На рисунке 3 представлено изображение области взаимодействия разнородных микрообъемов с аустенито-мартенситной структурой. Такая структура обусловлена переходным химическим составом между исходными составами сталей У8 и 12Х18Н10Т, который формируется вследствие взаимной диффузии углерода и легирующих элементов в процессе спекания.

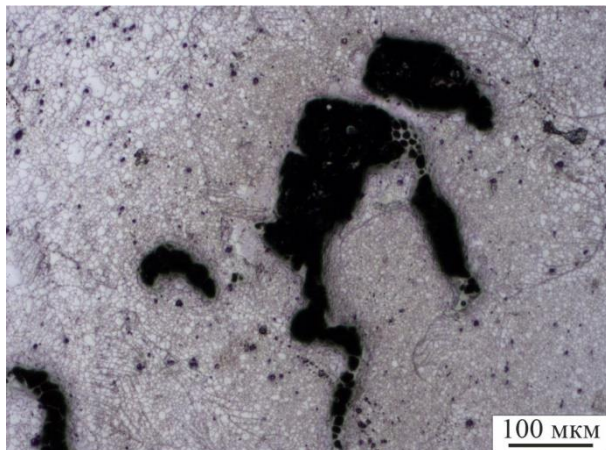


Рисунок 1. Общий вид материала, полученного электроискровым спеканием

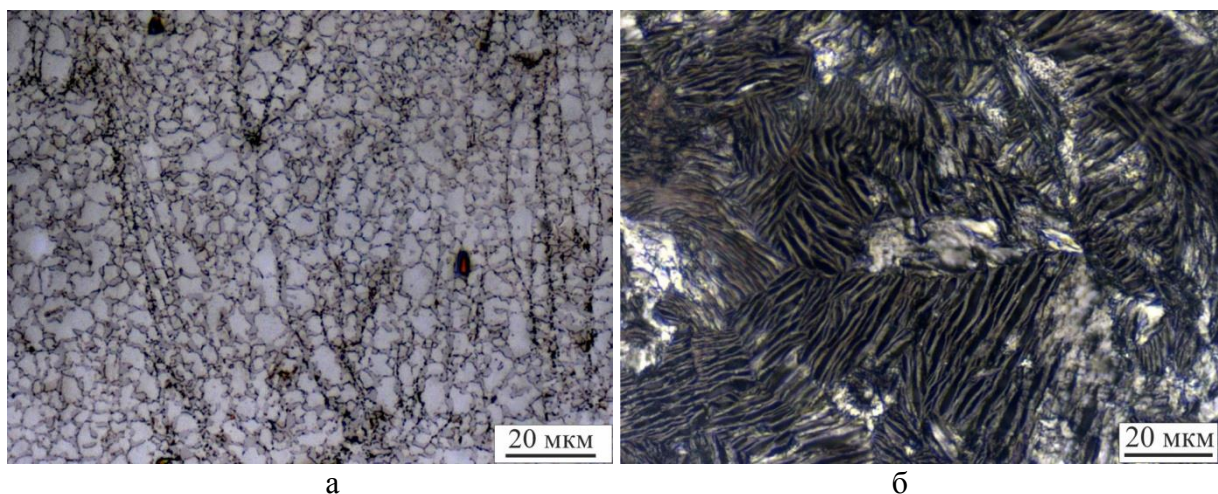


Рисунок 2. Аустенитная (а) и перлитная составляющая (б) спеченного материала.

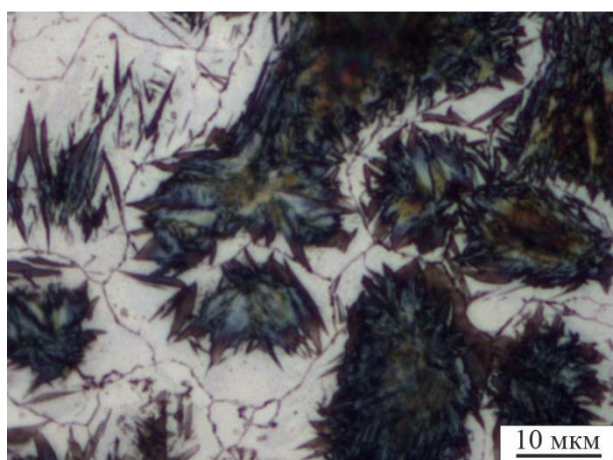


Рисунок 3. Граница, сформировавшаяся при взаимодействии сталей У8 и 12Х18Н10Т при электроискровом спекании.

Таким образом, с помощью метода искрового плазменного спекания был получен сплав из стальной стружки разнородных металлов. Металлографический анализ показал наличие отличной аустенитно – перлитной структуры в образце.

Список литературы

1. Райченко А. И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока //М.: Metallurgy. – 1987. – Т. 128.
2. Xiong Z. P. et al. Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting //Materials & Design. – 2015. – Т. 88. – С. 537-549.
3. Li C. et al. Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the overaging process of continuous annealing //Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Т. 627. – С. 281-289.
4. Zhang M. D. et al. Microstructure and mechanical properties of high strength and high toughness micro-laminated dual phase steels //Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Т. 618. – С. 168-175.
5. Goto S., Kami C., Kawamura S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness //Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Т. 648. – С. 436-442.

О ВЛИЯНИИ ДИСПЕРСНОСТИ И ФОРМЫ УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ НА ТЕМПЕРАТУРУ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА A_{c1} В МНОГОКАРБИДНЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССАХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Привалов А.Н.^{1а}, Кутепов С.Н.^{1б}, Гвоздев А.Е.^{1в}, Навоев А.П.²

¹ ФГБОУ ВО «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого»

² ФГБОУ ВПО «РГАТУ имени П. А. Соловьева» (Тулаевский филиал)

^а privalov.61@mail.ru, ^б: kutepov.sergei@mail.ru,

^в gwozdew.alexandr2013@yandex.ru, ^г Navoev@yandex.ru

Согласно ГОСТ Р 2.0.182-1.001 аддитивные технологии – это процесс синтеза на подложке, используемый для производства деталей из порошковых композиций с применением одного или более лазеров для выборочного спекания или расплавления частиц на поверхности, слой за слоем, в закрытой камере. При этом материал детали находится в различных условиях в сложных термомеханических состояниях [1]. Фазовые превращения, протекающие в порошковых металлических композициях, имеют свои особенности [2].

Имеющиеся в литературе сведения о влиянии исходной структуры на положение критических точек в сталях противоречивы. До недавнего времени было распространено мнение о практической независимости температуры полиморфного превращения от состояния матрицы. Однако совершенно очевидно, что повышение свободной энергии гетерофазной композиции за счет различных внутренних и внешних факторов должно не только сказаться на кинетике превращения, но также изменить условия формирования зародышей новой фазы, облегчая тем самым фазовый переход. Показательными в этом плане являются данные о смещении критической точки A_{c1} при нагреве стали с неравновесными структурами.

Целью данной работы явилась термодинамическая оценка влияния дисперсности карбидных частиц на положение A_{c1} . Такая постановка задачи приобретает особую актуальность в связи с тем обстоятельством, что современные методы получения гетерофазных композиций позволяют создавать материалы с чрезвычайно дисперсными частицами упрочняющих фаз.

Для описания поведения сплава с дисперсными частицами использовали основные положения термодинамики открытых малых систем (метод Т. Хилла), согласно которой дисперсная частица (кластер) является «малой» системой в том смысле, что вкладом ее поверхностной энергии нельзя пренебречь (как это делается при описании больших систем, используя подход Д. Гибса) [3, 4].

В многокарбидных высоколегированных сталях системы Fe-C-W-Mo-Cr-V в тепловых нестационарных полях установлен эффект снижения температуры фазового перехода A_{c1} при диаметре карбидных выделений 40...50 нм. В системах с очень дисперсными карбидами (3...5 нм) температура A_{c1} ниже равновесной на 40...50 °С. Расчеты, проведенные нами, показали, что при сферической форме карбидов диаметром 10 нм точка A_{c1} в стали Р6М5 смещается в область температур 770...800 °С, а при цилиндрической форме частиц того же диаметра высотой 4...6 нм до еще более низких температур [5].

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследование и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2014-2020 годы» (уникальный идентификатор проекта RFMEF157717X02771)

Список литературы

1. Князева А.Г. Элементы теории упругости, термоупругости и массопругости и их приложения к описанию процессов термообработки // Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 98 с.

2. Шоршоров М.Х. Ультрадисперсное структурное состояние металлических сплавов и соединений и его влияние на фазовые превращения и свойства. – М.: ИМЕТ РАН, 1997. – 146 с.
3. Сопряженные поля в упругих, пластических, сыпучих средах и металлических труднодеформируемых системах / Э.С. Макаров, В.Э. Ульченкова, А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 526 с.
4. Calculation of cluster structure of melts, its effect on formation of nanoamorphous solid phases and their structural relaxation in subsequent heating / M.Kh. Shorshorov, A.E. Gvozdev, A.V. Afanaskin, E.A. Gvozdev // Metal Science and Heat Treatment. – 2002. – Т. 44. – № 5-6. – С. 232-236.
5. Изобретательство, экология и ресурсосбережение / М.М. Калинин, А.М. Калинин, А.А. Калинин, А.Е. Гвоздев. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2018. – 494 с.

СТРУКТУРНЫЙ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ ОСАЖДЕННЫМ СЛОЕМ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ И ТИТАНОВОЙ ПОДЛОЖКОЙ ПРИ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Раишкова М.В.^{1,а}

¹ Новосибирский государственный технический университет

^а lipa_04@mail.ru

Титан и его сплавы характеризуются высокой прочностью при относительно низком удельном весе, а также высокой коррозионной стойкостью в воздухе во многих агрессивных средах. Поэтому областью применения титановых сплавов является химическая промышленность, авиастроение и атомная энергетика. Недостаток титана – это его высокая цена. Коммерческий чистый титан примерно в 10 раз дороже нержавеющей стали. Комбинация титановых сплавов и нержавеющей стали значительно снижает стоимость таких деталей [1-3]. Применение аддитивных технологий при производстве изделий из титана и нержавеющей стали также значительно понижает себестоимость изделий.

Результаты оценки соединений между титановыми сплавами и сталями имеют ряд публикаций [4, 5], проблема заключается в том, что различные интерметаллические фазы таких систем как Ti-Al, Ti-Fe формируются в ванне расплава при плавлении между двумя разнородными металлами. Кроме того, на границе раздела материалов из-за большой разницы в коэффициентах линейного расширения возникает деформация [6, 7]. Результаты предыдущих работ показывают, что соединение титанового сплава и нержавеющей стали неизбежно ведет к расслоению соединения. Требуется добавление промежуточного слоя, генерирующего связь между разнородными материалами [8, 9]. В то же время в рассматриваемом случае ясного отслоения осажденного материала выявлено не было.

В работе рассмотрено осаждение одного слоя порошка из аустенитной стали AISI316 на подложку из титанового сплава VT6 методом прямого лазерного выращивания. При выращивании варьировался один из основных рабочих параметров установки – скорость подачи исходного порошка. Параметры аддитивного процесса представлены в таблице 1.

Таблица 1. Рабочие параметры процесса прямого лазерного выращивания

#	Мощность лазера, Вт	Скорость сканирования мм/мин	Размер лазерного пятна, мм	Скорость подачи порошка, г/мин
Образец 1	400	1000	1.5	4
Образец 2	400	1000	1.5	8

Микроструктуру образцов анализировали с помощью световой микроскопии и растровая электронная микроскопия. Рентгеновский микроанализ был использован для получения профилей концентрации элементов в переходной зоне между двумя материалами.

Микроструктурный анализ без травления показал, что в обоих случаях образцы имеют микротрещины, расположенные в переходной зоне. При этом микротрещины второго образца имеют большую продолжительность вдоль линии соединения двух разнородных материалов.

Профили концентрации элементов (рис. 1) обоих образцов имеют сильный скачок через линию связи и соответствуют химическому составу материалов. Концентрации Fe в обоих случаях имеют небольшую диффузию в подложку. Cr имеет распределение аналогичное железу в первом образце. В подложке второго образца зафиксирована концентрация Cr соответствующая химическому составу исходного порошка AISI 316.

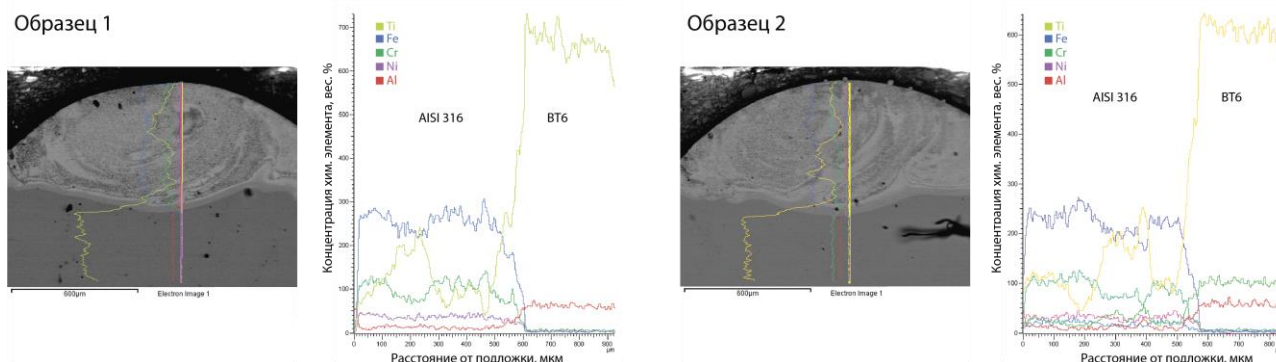


Рисунок 1. Элементный анализ переходной зоны между выращенными слоями AISI316 и подложкой BT6.

Такое распределение Cr может оказывать влияние на формирование дополнительных интерметаллидных включений на границе раздела материалов. Для выявления конкретных соединений в переходной зоне будет применен рентгенофазовый анализ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-31-27001.

Список литературы

1. De-feng Mo, Ting-feng Song, Yong-jian Fang, Xiao-song Jiang, Charles Q. Luo, Machael D. Simpson, Zhi-ping Luo. A Review on Diffusion Bonding between Titanium Alloys and Stainless Steels / Advances in Materials Science and Engineering, Article ID 8701890, 15 pages (2018)
2. Song J., Kostka A., Veehmayer M., Raabe D. Hierarchical microstructure of explosive joints: Example of titanium to steel cladding / Materials Science and Engineering: A, Vol. 528, Iss. 6, P. 2641-2647 (2011).
3. Kumar N., Ram G., Bhattacharya S., Dey H., Albert S. Spark plasma welding of austenitic stainless steel AISI 304L to commercially pure titanium / Transactions of the Indian Institute of Metals, Vol. 68, No. 2, P. 289–297 (2015).
4. Kaya M., Kılıç M., Kırık İ., Karakurt E. M., Gülenç B. Diffusion bonding between Ti- 6Al- 4V alloy and interstitial free steel / Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, Vol. 48, No. 7, P. 661–665 (2017).
5. Miriyev A., Stern A., Tuval E., Kalabukhov S., Hooper Z., Frage N. Titanium to steel joining by spark plasma sintering (SPS) technology / Journal of Materials Processing Technology, Vol. 213, No. 2, 161–166 (2013).
6. Ghosh M., Chatterjee S. Characterization of transition joints of commercially pure titanium to 304 stainless steel / Materials Characterization, Vol. 48, Iss. 5, P. 393-399 (2002).
7. Amir A.Shirzadi, Arijit Laik, Raghvendra Tewari, Jonathan Orsborn, Gautam K.Dey. Gallium-assisted diffusion bonding of stainless steel to titanium; microstructural evolution and bond strength / Materialia, Vol. 4, P. 115-126 (2018).
8. Li P., Li J., Xiong J., Zhang, F. & Raza, S. H. Diffusion bonding titanium to stainless steel using Nb/Cu/Ni multi-interlayer / Materials Characterization 68, P. 82–87 (2012).
9. Lee M.K., Lee J.G., Choi Y.H., Kim D.W., Rhee C.K., Lee Y.B., Hong S.J. Interlayer engineering for dissimilar bonding of titanium to stainless steel / Materials Letters, Vol. 64, Iss. 9, P. 1105-1108 (2010).

МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Рыгина М.Е.^{1,2,a}, Петрикова Е.А.², Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Тересов А.Д.², Прудников А.Н.³

¹ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»,
Томск, Россия

²ФГБУН «Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН)», Томск, Россия

³ФГАОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
Новокузнецк, Россия

^a L-7755me@mail.ru

meg1@tpu.ru

Заэвтектический силумин – сплав алюминия с кремнием при содержании кремния <11,6 вес.%) [1]. Силумин является перспективным материалом для изготовления пар трения – поршни, подшипники. В связи с несовершенством методов отливки, используемых на производстве (литье в кокиль, литье под давлением), силумины имеют ряд недостатков: поры, пустоты, первичные зерна кремния и т.д. Для устранения указанных недостатков в настоящей работе проводилось облучение поверхности силумина интенсивным импульсным электронным пучком в режиме плавления поверхностного слоя [2].

Материалом исследования являлся заэвтектический силумин с содержанием кремния 22-24 вес.%, полученный методом полунепрерывного литья. Обработку поверхности образцов проводили интенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛЮ» (ИСЭ СО РАН) [3]. Режим облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 50 Дж/см², частота следования импульсов 0,3 с⁻¹, длительность воздействия пучка электронов 150 мкс, число импульсов облучения 5.

Выявлено, в результате испытания на растяжение пропорциональных плоских образцов, повышение предела прочности силумина от 76,6 МПа (литое состояние) до 97,2 МПа (после облучения); увеличение деформации при растяжении облученных образцов более чем в 2 раза; микротвердость облученных образцов увеличилась в 2,5 раза. Показано, что основной причиной повышения прочностных и пластических свойств силумина является существенное уменьшение в модифицированном слое количества микропор, растворение первичных кристаллов кремния и интерметаллидов, формирование, в результате скоростного охлаждения расплавленного слоя, субмикро- нанокристаллической многофазной структуры.

Таким образом, можно предположить, что обработка силумина заэвтектического состава интенсивным импульсным электронным пучком позволяет, без изменения элементного состава сплава, увеличить срок эксплуатации изделий за счет формирования, в результате скоростного плавления с последующей быстрой кристаллизацией, структурно-однородного субмикро- нанокристаллического поверхностного слоя.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 19-52-04009).

Список литературы

1. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. - Москва: МИСиС, 2010. - 511 с.
2. Иванов Ю.Ф., Петрикова Е. А., Иванова О.В., Иконникова И. А., Ткаченко А.В. Численное моделирование температурного поля силумина, облученного интенсивным электронным пучком // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2015. – Т. 58. – №4. - С. 46-51.
3. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. - 2008. – Т. 51. – № 5. – С. 60-70.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ ОТКЛИК МАТРИЧНЫХ СТРУКТУР, ПОЛУЧЕННЫХ ПО АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗ УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИХ ПОЛИМЕРОВ

Симонова К.В.^{1,а}, Бадьин А.В.¹, Кулешов Г.Е.¹

¹НИИ ТГУ, г.Томск, Россия

^а ks_simka@mail.ru

В настоящее время композиционные материалы активно применяются во многих радиоэлектронных устройствах. Они используются для изготовления радиоэлектронных систем, работающих в микроволновой области электромагнитного излучения. Одной из важных задач является создание композиционных радиопоглощающих материалов и конструкций на основе матричных структур, позволяющих производить частотную селекцию электромагнитного отклика. Структура матрицы выступает значительным фактором, влияющая на свойства композиционных материалов. Наиболее выгодным наполнителем в матрице являются углеродосодержащие материалы. [1]

Одним из перспективных направлений создания частотно-селективных элементов КВЧ-диапазона является использование хорошо развитой аддитивной технологии [2] послойного наплавления. Аддитивная технология используется в радиоэлектронной промышленности в качестве способа изготовления корпусов радиоэлектронной аппаратуры, а также для создания на основе композитных материалов элементной базы (поглотители и поляризаторы). [3]

В данной работе по аддитивной технологии послойного наплавления были изготовлены матричные структуры с цилиндрической (образец №2) и кубической (образец №1) ячейками. В качестве материала использовались углеродосодержащие полимеры, на основе акрилонитрилбутадиенстирола (АБС). [4] Толщина образца №1 составила $d=2.81$ мм и образца №2 $d=2.97$ мм. Высота отверстий в матрице составляла 2 мм, их диаметр был равен 2мм.

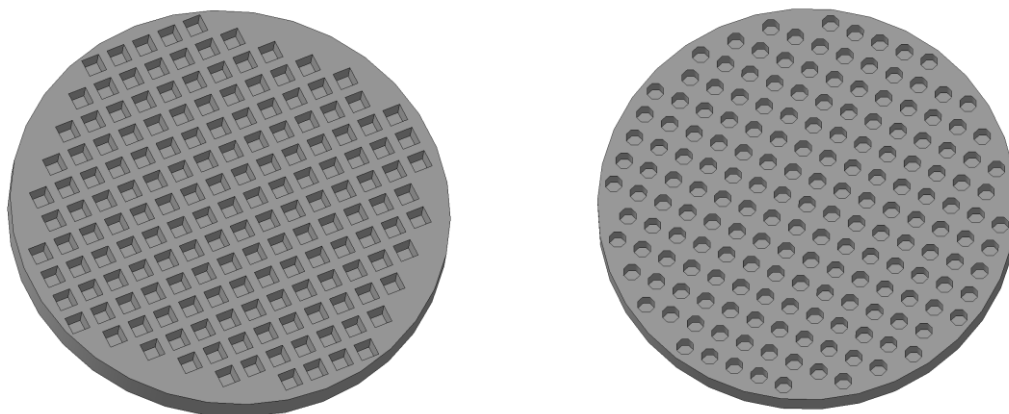


Рисунок 1. Композитные образцы матричных структур с цилиндрической (справа) и кубической (слева) ячейками

Изготовленные образцы помещались в измерительный тракт квазиоптического терагерцового спектрометра на основе интерферометра Маха-Цандера для измерения частотных зависимостей коэффициента прохождения и фазового сдвига (рисунок 2) в диапазоне частот 115-258 ГГц. Из полученных спектров коэффициента прохождения и фазового сдвига был рассчитан спектр комплексной диэлектрической проницаемости (рисунок 3).

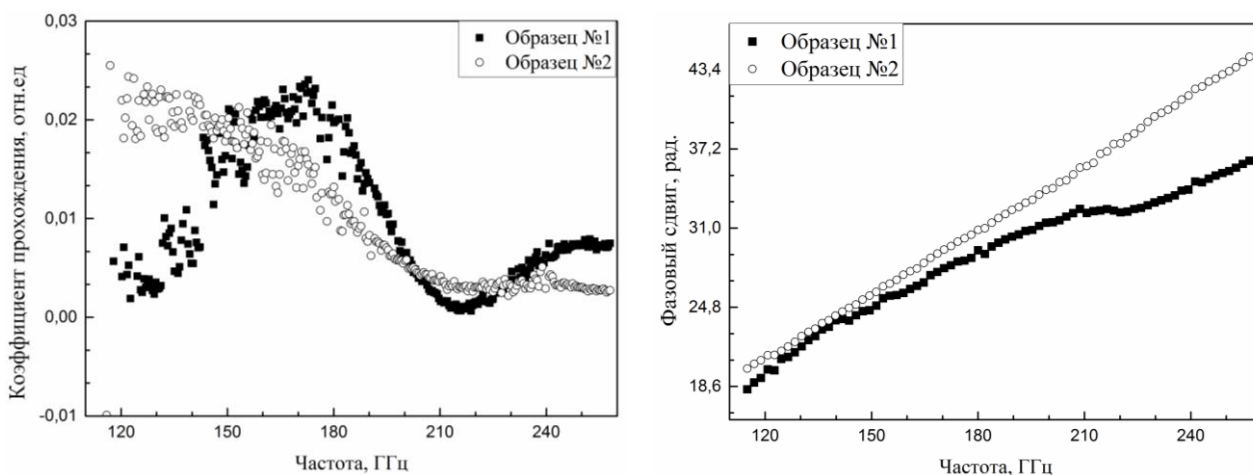


Рисунок 2. Частотная зависимость коэффициента прохождения и фазового сдвига для образцов №1-2

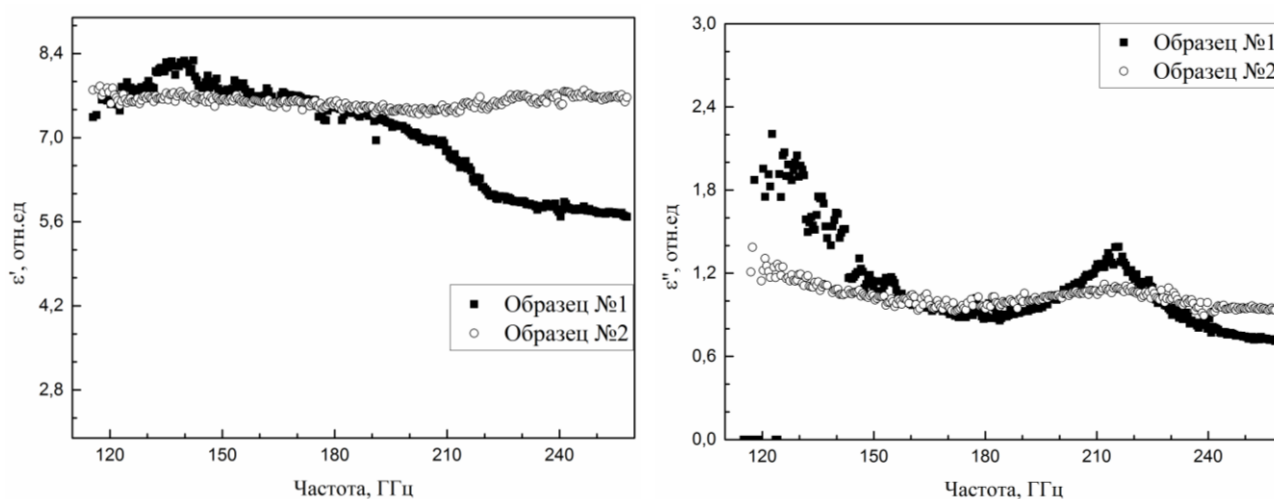


Рисунок 3. Частотная зависимость комплексной и мнимой диэлектрической проницаемости для образцов №1-2

Из экспериментальных данных следует, что в частотной зависимости коэффициента прохождения образца №1 наблюдается область резкого уменьшения сигнала детектора. Это вызвано возрастанием мнимой части комплексной диэлектрической проницаемости на частоте $f \sim 215$ ГГц. Для образца №2 не выявлено особенностей электрофизических свойств в диапазоне частот от 115 до 258 ГГц.

Список литературы

1. Domingo-Roca R., Jackson J.C., and Windmill J. F.C. 3D-printing polymer-based permanent magnets// Mater. Des., 2018. –vol. 153, pp. 120–128.
2. Prakash K. S., Nancharaih T., and Rao V. V. S. Additive Manufacturing Techniques in Manufacturing -An Overview// Mater. Today Proc., 2018. – vol. 5, no. 2, pp. 3873–3882.
3. Badin A. V. et al. Anisotropy of electrical properties of 3D-printing MWCNT composites at the THz frequency range // 2018 43rd International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves (IRMMW-THz). – IEEE, 2018. – С. 1-2.
4. Badin. A.V., Kuleshov. G.E., Bodazhkov. D.S., Simonova. K.V. Electromagnetic Response of 3D Printed Resonant Periodic Structures in the EHF Range// 20th International Conference of Young Specialists on Micro/Nanotechnologies and Electron Devices, EDM, 2019. – С. 143-148.

РЕЗОНАТОРНАЯ СВЧ ДИАГНОСТИКА КОМПОЗИТНОГО ФИЛАМЕНТА С МУНТ ДЛЯ 3D-ПЕЧАТИ

Тетерина Д.Д.^{1,a}, Бадьин А.В.¹, Геринг М.О.¹

¹ Томский государственный университет, г.Томск, Россия

^a teterinadar@gmail.com

В настоящее время активно развивается технология 3d-печати, позволяющая создавать объекты сложной формы и структуры из различных материалов. Аддитивные технологии находят применение в архитектуре, строительстве, промышленности, медицине и многих других областях. В качестве материала для печати используются различные виды термопластика, а также композиционные материалы на основе наноструктур.

Современные композиционные материалы с заданными электрофизическими свойствами используются в качестве поглощающих или отражающих покрытий от воздействия электромагнитного излучения [1]. Производство филаментов происходит путем экструзии композитного материала на основе полимеров и модификаций углерода, таких как многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ). В процессе изготовления филаментов можно выделить несколько основных этапов: выбор компонентов, смешивание материалов, гомогенизация и дальнейшее экструдирование. Однако при данном методе изготовления возникает сложность обеспечения однородности филаментной нити. В случае композитных материалов возможно наличие не только неоднородностей диаметра, но также и неоднородностей, связанных с неравномерным распределением наполнителя на различных участках нити. Неоднородности материала негативно сказываются на качестве напечатанного изделия. Поэтому при производстве существует необходимость контроля качества изготавливаемого филамента.

Если рассматривать филаментную нить с точки зрения взаимодействия с электромагнитной волной, нить можно представить в виде тонкого протяженного диэлектрического цилиндра. К контролю таких цилиндров предъявляются следующие требования: контроль должен быть быстрым, непрерывным, бесконтактным. С учетом небольшого диаметра цилиндра, можно добавить, что нужно использовать коротковолновое излучение. В СВЧ диапазоне применяются резонаторные методы. Резонаторные методы обладают высокой чувствительностью к изменению параметров с малыми размерами. В коротковолновой части СВЧ-диапазона обычно используются открытые резонаторы (ОР). В ОР отсутствует влияние отверстий, как в объемных резонаторах и волноводах. Кроме того, в ОР удобно размещать исследуемые образцы, просто осуществлять селекцию высших мод, а также они обладают разреженным спектром основных колебаний. ОР успешно применялся для контроля характеристик остеклованного микропровода [2].



Рисунок 1. Открытый резонатор с филаментом

Измерительный открытый резонатор представлял собой два сферических отражателя, в центре отражателей находились элементы связи в виде узких щелей, осуществляющих связь с внешними волноводными трактами и обеспечивающих поляризацию электрического поля в резонаторе ортогонально щелям. Для снижения влияния случайных смещений и вибраций при протяжке филамента на выходной сигнал, образец располагался под углом относительно оси резонатора в плоскости электрического вектора электрического поля [3-4].

При внесении в ОР композитного филамента на основе акрилонитрилбутадиестирола и МУНТ с концентрацией от 1% до 5% добротность резонатора значительно снижается, наблюдается корреляция изменения добротности ОР и концентрацией МУНТ в филаменте. Увеличение концентрации нанотрубок приводит к диэлектрическим потерям в материале, вследствие чего происходит уменьшение добротности ОР. В качестве регистрируемых характеристик, показывающих изменения диаметра или диэлектрической проницаемости образца используются сдвиг резонансной частоты и уширение резонансной кривой.

Таким образом, в работе показан бесконтактный СВЧ метод экспресс-диагностики неоднородностей, применяемых в аддитивной технологии композитных филаментов с МУНТ. Полученные результаты могут быть использованы в промышленности для СВЧ контроля качества выпускаемых полимерных и композитных филаментов для 3D-принтеров.

Список литературы

1. Кулешов Г. Е., Суляев В.И. Защитные экраны на основе порошков гексаферритов и углеродных наноструктур для снижения уровня СВЧ-излучения микроволновых устройств. – 2012.
2. Дорофеев И.О., Дунаевский Г.Е., Лебедев И.А., Полозов Г.Г. Открытый квазиоптический СВЧ-резонатор с литым остеклованным магнитным микропроводом // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012. – Т. 55. – №. 9-2. – С. 30-32.
3. Дорофеев И. О., Дунаевский Г. Е., Лебедев И.А. Влияние расположения тонкого проводника на спектральные характеристики открытого СВЧ-резонатора // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2013. – Т. 56. – № 8/2. – С. 300-302.
4. Badin A. V., Bessonov V. V., Dorozhkin K. V., Dorofeev I. O., Hiu L. B., Dunaevskii G. E. Terahertz resonator diagnostics of filamentary dielectric objects // proc. in 43th International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves (IRMMW-THz 2018) – 2018. – С. 1-2.

РАЗРАБОТКА, ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ КОРПУСОВ ПРИЕМО-ПЕРЕДАЮЩИХ МОДУЛЕЙ АКТИВНЫХ ФАЗИРОВАННЫХ РЕШЕТОК

Токмаков Д.И. ^{1,2, а}, Соляев Ю.О. ^{1,3}

¹ Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
Москва, Россия

² ПАО «Радиофизика», Москва, Россия

³ Институт прикладной механики Российской академии наук, Москва, Россия

^а dimatok87@gmail.com

Одной из особенностей аддитивных технологий является возможность изготовления полостей внутри детали различной конфигурации. Одним из применений данной особенности является изготовление каналов для охлаждающей жидкости в корпусах приемопередающих модулей (ППМ) активных фазированных решеток (АФАР).

В работе представлены результаты разработки, изготовления и исследования корпусов ППМ АФАР. Корпуса были изготовлены по технологии селективного лазерного плавления (SLM). В работе представлены 3 корпуса разных габаритных размеров.

Модели корпусов разрабатывались на базе существующих корпусов ППМ. Для повышения эффективности теплоотвода в основании корпусов были выполнены каналы жидкостного охлаждения. Из-за разной конструкции прототипов и их разной компоновки были применены разные схемы разводки каналов. Каналы имеют ромбовидную форму и в некоторых корпусах имеют штыри для повышения эффективности теплоотвода. Схема каналов корпуса X диапазона представлена на рис. 1

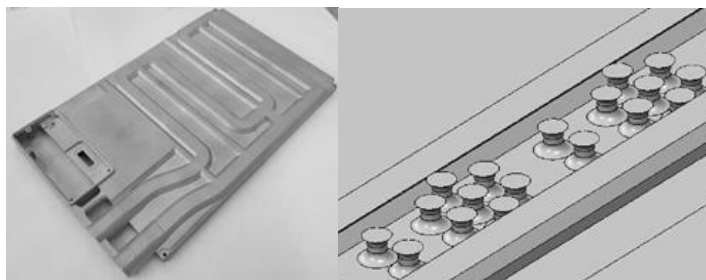


Рисунок 1. Корпус ППМ X-диапазона. Слева конфигурация каналов охлаждения, справа конфигурация каналов под теплонагруженными элементами

В рамках работы было выполнено предварительное моделирование процессов построения корпусов. Были оценены возможные поковки и остаточные напряжения в изделиях при их различном расположении на рабочей платформе.

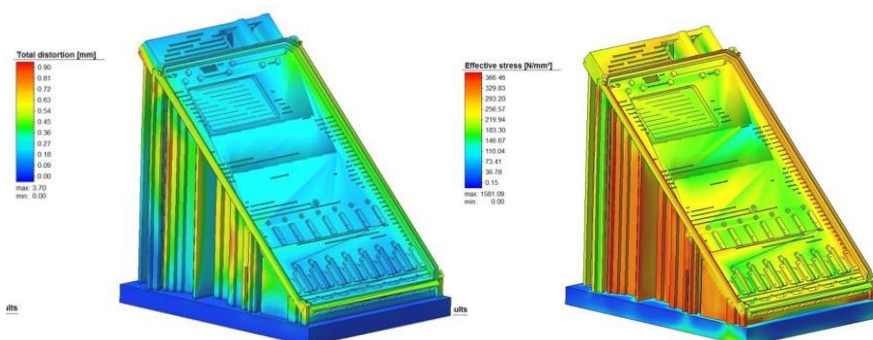


Рисунок 2. Корпус X. После построения. Слева – перемещения; справа – внутренние напряжения

Корпуса были изготовлены на металлических установках аддитивного производства по технологии SLM. Материал, который применялся для изготовления, алюминий AlSi10Mg.

Полученные корпуса были исследованы на 3Д сканере, на томографе и обмерены координатно-измерительной рукой.

В результате 3D сканирования были обнаружены поводки корпуса X в зоне, расположенной ближе к плите построения. Также существуют незначительные поводки в других частях корпуса не превышающие 0,3 мм. Относительное отклонение не превышает 1 %. Изготовленный корпус обладает хорошим качеством геометрии, а каналы практически полностью свободны от порошка.

Для определения эффективности работы изготовленных корпусов были разработаны тепловые макеты. Для испытания макетов был разработан испытательный стенд с теплообменной установкой (рис.3).

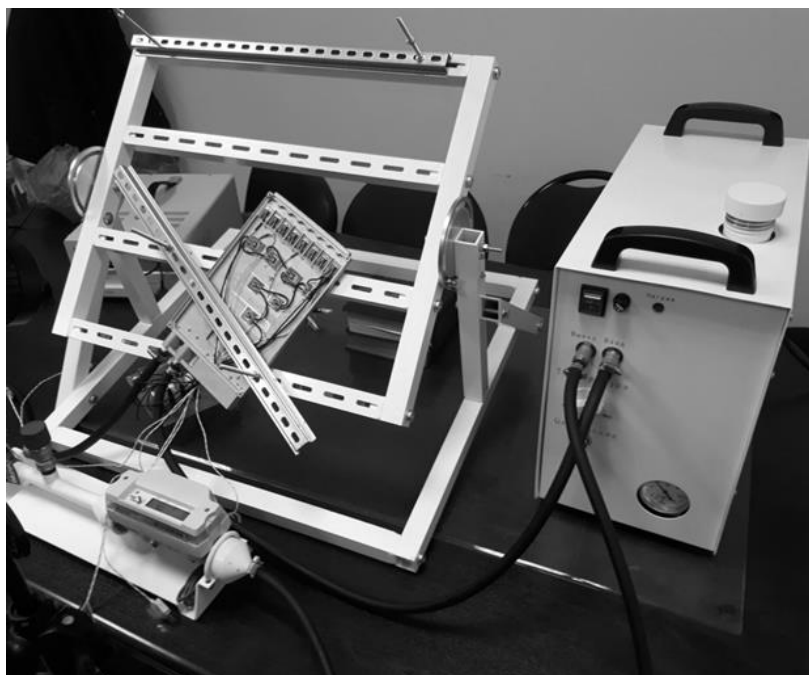


Рисунок 3. Тепловой макет корпуса X на испытательном стенде

Испытания проводились в помещении с температурой воздуха 22°C. При помощи теплообменной установки была установлена начальная температура охлаждающей жидкости 50°C, что соответствует расчетному значению. В качестве охлаждающей жидкости применялась дистиллированная вода. В процессе испытаний проводились замеры температуры имитаторов при разном расходе ОЖ.

Контроль за температурой велся при помощи термопар и тепловизора Testo 885. Показания снимались после установления расхода и стабилизации температуры элементов. В результате испытаний были получены значения температур тепловых имитаторов в зависимости от объемного расхода ОЖ.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (ФЦП «Исследования и разработки, соглашение №14.574.21.0166, RFMEFI57417X0166).

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗЦОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ ФИЛАМЕНТОВ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ С ДОБАВЛЕНИЕМ КАРБОНИЛЬНОГО ЖЕЛЕЗА В СВЧ И КВЧ ДИАПАЗОНАХ

Трофимов Е.А.¹, Кулешов Г.Е.^{1а}, Бадьин А.В.¹

¹Томский государственный университет, Томск, Россия

^аZverezhuck@mail.ru

С наступлением 21 века аддитивные технологии получили весьма широкое распространение. На смену классическим технологиям механообработки, штамповки, литья приходит 3D-печать. Данная методика также является перспективной для производства сложных структур из радиоматериалов [1]. Для дальнейшего развития радиоэлектронной техники последние должны обладать принципиально новыми характеристиками. В связи с этим становится актуальной проблема разработки новейших филаментов и исследования их электромагнитных свойств в широком диапазоне частот.

Первым этапом работы было изготовление композиционных филаментов для 3D печати. В качестве основы для печати из всего спектра термопластиков был выбран АБС, как обладатель наиболее подходящих свойств. Далее пластик был растворен в ацетоне. Растворенный АБС-пластик был смешан с карбонильным железом в разных процентных соотношениях (40, 50 и 60 вес.%). Затем при помощи установки горячего экструдирования из имевшегося сырья были произведены нити композиционного филамента. В последствии с использованием полученного материала на 3D принтере были распечатаны экспериментальные образцы в форме шайбочек и в форме тора прямоугольного сечения для исследования на разных установках.

Электромагнитные характеристики образцов композиционных филаментов исследовались в СВЧ и КВЧ диапазонах. На СВЧ измерения проводились волноводным методом на векторном анализаторе цепей P4M-18 в коаксиальной ячейке по схемам «на проход». Определялись *S*-параметры с фазой в диапазоне частот от 1 до 18 ГГц. На основе полученных данных, с использованием модифицированной методики Беккера – Джарвиса [2], рассчитывались спектры комплексной магнитной и диэлектрической проницаемости. На КВЧ измерения проводились схеме «на проход» на спектрометре СТД-21 в диапазоне частот от 115 до 260 ГГц. Были измерены частотные зависимости комплексного коэффициента прохождения, которые далее применялись при расчете комплексной диэлектрической проницаемости.

Далее представлены результаты исследования для образцов с содержанием карбонильного железа 50 вес.%. На рисунке 1 приведены частотные зависимости комплексной магнитной и диэлектрической проницаемостей. В районе 1-4 ГГц у композита с карбонильным железом наблюдается резкий спад действительной части магнитной проницаемости, а также максимум у мнимой части магнитной проницаемости, что соответствует явлению естественного ферромагнитного резонанса. Рассматривая частотные зависимости комплексной диэлектрической проницаемости, можно сделать вывод, что как действительная часть, так и мнимая практически не зависят от частоты. Действительная часть достигает значений порядка 5 отн.ед., а мнимая порядка 0,2 отн.ед.

На рисунке 2 приведен график зависимости комплексной диэлектрической проницаемости на частотах от 115 до 260 ГГц. В данном диапазоне частот магнитных свойств материал уже не проявляет ($\mu' = 1$, $\mu'' = 0$). Действительная часть комплексной диэлектрической проницаемости достигает значений порядка 4,2 отн.ед., а мнимая порядка 0,3 отн.ед., что согласуется с данными, полученными в СВЧ диапазоне.

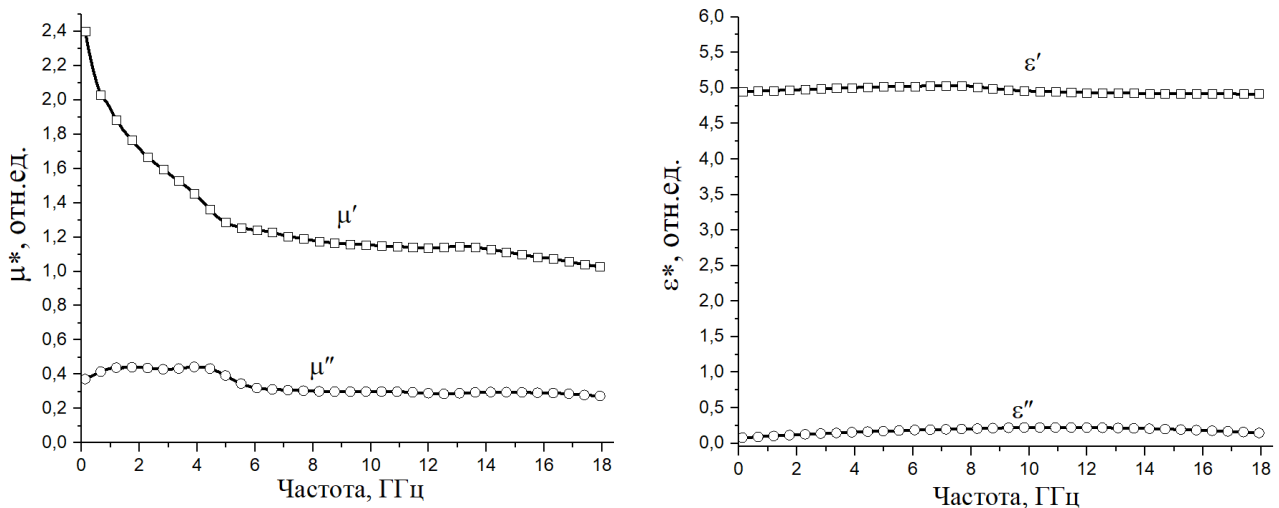


Рисунок 1. Частотная зависимость комплексной магнитной и диэлектрической проницаемости для образца с содержанием карбонильного железа 50 вес.%

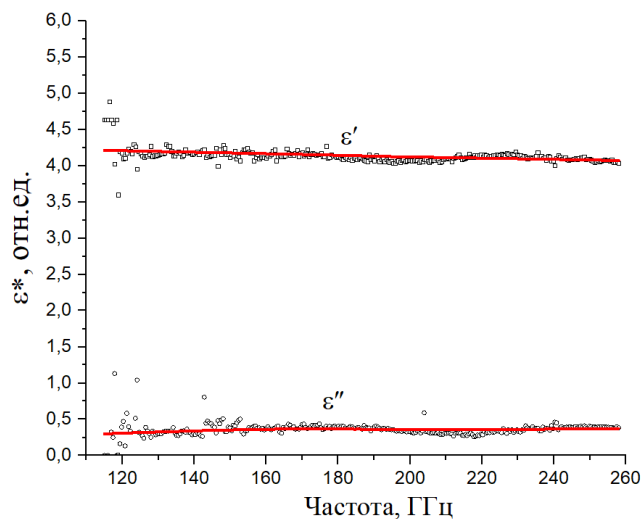


Рисунок 2. Частотная зависимость комплексной диэлектрической проницаемости для образца с содержанием карбонильного железа 50 вес.%

Таким образом, полученные композиционные филаменты можно использовать для создания методом 3D печати различных структур эффективно взаимодействующих с излучением СВЧ и КВЧ диапазонов.

Список литературы

1. Badin A.V., Kuleshov G.E., Dorozhkin K.V., Dunaevskii G.E., Suslyayev V.I., Zhuravlev V.A. Anisotropy of electrical properties of 3D-printing MWCNT composites at the THz frequency range // IRMMW-THz. 2018. 8509938.
2. Chalapat K., Sarvala K., Li J., Sorin G. Wideband Reference-Plane Invariant Method for Measuring Electromagnetic Parameters of Materials // IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques. 2009. Vol. 57, No. 9. P. 2257–2267.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛОТНОСТИ ВВЕДЕННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ОДНОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ

Троценко Р.В.^{1а}, Крылова Т.А.², Чумаков Ю.А.²

¹ТПУ, Томск, Россия

² ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

^а trocenko_roma@mail.ru

В настоящее время активно проводятся работы по модификации и упрочнению рабочих поверхностей сталей и сплавов концентрированными потоками энергии. Одним из эффективных способов получения защитных покрытий на поверхности конструкционных материалов является метод электронно-лучевой наплавки вне вакуума при использовании пучка релятивистских электронов, выведенного в атмосферу. При реализации вневакуумной электронно-лучевой наплавки главным параметром является поверхностная плотность введенной энергии (W), которая зависит от силы тока и ширины сканирования пучка, а также скорости поступательного перемещения образца под пучком.

Ранее в работе [1] было исследовано влияние W на структуру и свойства покрытий при наплавке порошка Cr_3C_2 на низкоуглеродистую сталь.

С целью повышения эксплуатационных свойств покрытий на основе Cr_3C_2 было решено использовать добавку TiC. Известно, что карбид титана обладает высокой твердостью и износостойкостью. Благодаря этому его часто используют в процессе литья стали в качестве модификатора или в роли упрочняющих частиц.

Таким образом, в данной работе исследовано влияние поверхностной плотности введенной энергии и TiC на структуру, фазовый состав и свойства покрытий полученных методом электронно-лучевой наплавки вне вакуума порошковой смеси ($Cr_3C_2 + TiC$) на Ст3.

Электронно-лучевая наплавка осуществлялась на промышленном ускорителе ЭЛВ-6. Постоянными параметрами являлись энергия электронов 1.4 МэВ (U), диаметр пучка 12 мм, расстояние от выпускного отверстия до поверхности 90 мм, ширина развертки 50 мм (l). Ток пучка составлял $I = 25$ и 40 мА, скорость поступательного перемещения образцов под пучком V менялась в пределах 0,5-2 см/с. При таких параметрах W имеет значения в интервале от 5,6 до 12,73 кДж/см².

После наплавки на поверхности образцов стали Ст3 образуются слои толщиной 1.3–7,5 мм. Твердость по Виккерсу меняется в пределах 4–9.5 ГПа, а коэффициент износостойкости составляет 5–27. Структура всех полученных покрытий является доэвтектической. Во всех покрытиях присутствуют нерастворившиеся частицы карбида титана. Часть из них имеет размер, близкий к значению размера исходного порошка TiC (~3 мкм) и кубическую огранку. Частицы меньшего размера могут располагаться как в теле зерен аустенита, так и на их границах. По данным рентгеноструктурного фазового анализа в структуре покрытий присутствует γ -железо (аустенит).

Показано, что от величины W зависит толщина наплавленного слоя, микротвердость, концентрация легирующих элементов. На износостойкость, микротвердость и коррозионную стойкость покрытий влияет количество и размер частиц карбида титана. Коррозионная стойкость покрытий полученных при наплавке порошковой смеси ($Cr_3C_2 + TiC$) выше коррозионной стойкости покрытий полученных наплавкой одним карбидом хрома и нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020, проект № 23.2.1

Список литературы

1. Полетика И.М., Иванов Ю.Ф., Голковский М.Г., Крылова Т.А., Перовская М.В. Структура и свойства коррозионно-стойких покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки в атмосфере воздуха // МиТОМ. 2009. №12. С. 33–39.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ 5, НАПЕЧАТАННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Утяганова В.Р.^а, Филиппов А.В.^б, Шамарин Н.Н.^в, Савченко Н.Л.^г

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

^а veronika_ru@ispms.tsc.ru; ^б avf@ispms.tsc.ru;
^в shamarin.nik@gmail.com; ^г savnick@ispms.tsc.ru

В последние годы аддитивные технологии представляют собой перспективный и быстро развивающийся класс производства новых материалов с уникальными свойствами. Аддитивные технологии открывают возможности для ускорения производственного процесса, позволяя экономить материалы и производить детали конструкции со сложной геометрией, которые невозможно получить с помощью традиционных технологий изготовления. Можно выделить два основных подхода к аддитивному производству: лазерные и электронно-лучевые. Главным преимуществом электронно-лучевой аддитивной технологией является проведение технологического процесса в вакууме, благодаря чему предотвращается попадание загрязняющих элементов в напечатанные изделия в процессе аддитивного производства.

Деформируемые алюминиевые сплавы имеют широкое применение и являются незаменимыми в авиационной и аэрокосмической промышленности благодаря их хорошей прочности, средней пластичности и коррозионной стойкости. Сплав АМг 5 является распространенным конструкционным материалом и применяется в машиностроении, судостроении, авиации и ракетно-космической технике. В связи с вышесказанным, целью данной работы является исследование микроструктуры и механических свойств сплава АМг5, полученного методом электронно-лучевой аддитивной технологией.

Для изготовления тонкостенных образцов из алюминиевого-магниевого сплава использовалась установка электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии. В качестве сырья использовалась проволока алюминиевого-магниевого сплава АМг5. Состав проволоки указан в Таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сплава АМг5 (% масс):

Al	Mg	Mn	Ti	Cr
баланс	4.50-5.50	0.10-0.20	0.06-0.20	0.05-0.20

После изготовления тонкостенных элементов проводились металлографические исследования методами оптической и растровой электронной микроскопии. Испытания на микровердость по Виккерсу были выполнены по всей высоте образцов в сечении перпендикулярном направлению роста изделия на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке 50 г. Испытания на растяжение проводились при комнатной температуре с использованием универсальной механической испытательной машины Testsystems 110 М-10.

Результаты оптических структурных исследований показывают, что полученные образцы имеют поры и трещины. Микроструктура напечатанных образцов характеризуется тонкими удлиненными зёрнами, которые по мере роста печати изделия переходят в равноосные. Микротвердость образцов перпендикулярно направлению выращивания снижается от максимального значения 0,74 ГПа до минимального 0,67 ГПа. Механические свойства сопоставимы со значениями литейных сплавов АМг5.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

Список литературы

1. K. Oyama, S. Diplas, M. M'hamdi, A.E. Gunnæs, A.S. Azar, Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys, Addit. Manuf. 26 (2019) 180–192. doi:10.1016/j.addma.2019.01.007.

РАЗРАБОТКА ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СЕЛЕКТИВНОГО СПЛАВЛЕНИЯ И НАПЛАВКИ ПРОВОЛОКИ

Федоров В.В.¹, Черепанов Р.О.¹, Юркина В.А.^{1,a}, Клименов В.А.¹

¹ Томский политехнический университет, г. Томск, Российская Федерация

^a yurkinavarvara@yandex.ru

В настоящее время, всё чаще, для решения задач получения металлических изделий сложной формы, гетерогенного композитного строения и сложного фазового состава, применяют широкую гамму аддитивных технологий (или технологии 3D-печати). Наряду с развитием аддитивных технологий, использующих полимерные связующие, развиваются технологии непосредственно сплавления металлических порошков. Оба метода хороши для получения не массивных изделий с хорошей точностью, без толстых несущих стенок и требуют сложной дальнейшей постобработки – двустадийное выжигание/спекание для изделий со связующим и термообработку (желательно с изостатическим прессованием) для деталей, полученных методом селективного сплавления порошка. В случае необходимости печати толстостенных деталей с меньшей точностью (несколько миллиметров) и большей производительностью, перспективным является метод размерной электронно-лучевой наплавки проволокой. В период с 2015 года по настоящее время в НИ ТПУ была создана и постоянно модернизируется модульная установка электронно-лучевого сплавления порошков и наплавки проволокой. В ее основе находится вакуумная камера с электронно-лучевой пушкой с плазменным эмиттером и модульные манипуляторы, обеспечивающие возможность послойного сплавления порошков (EBM) или размерную наплавку проволокой. Изменение характеристик электронного луча в широком диапазоне и возможность управления его перемещением и сканированием позволяют реализовывать обсуждаемые процессы на одной установке. Программное обеспечение обеспечивает возможность модульной замены и синхронизированным управлением всеми органами установки, согласно заданию, по цифровым G – кодам.

Печать была реализована при ускоряющем напряжении 30 кВ и токе луча от 15 до 20 мА (в зависимости от удаленности от подложки), таким образом, подводимая мощность изменялась от 450 до 600 Вт. Сфокусированный луч (диаметр 150 мкм) перемещался по круговой развертке диаметром 4 мм. Частота движения луча по развертке 1000 Гц. В область развертки осуществлялась подача проволоки, а формирование геометрии образца достигалось за счет перемещения стола по трем осям. При этом расстояние между треками составляла 4 мм, а высота слоя – 0,8 мм, движение в горизонтальной плоскости зигзагообразное.

Методами математического моделирования исследовались термические условия взаимодействия луча с порошком и проволокой и анализировались условия формирования материала при кристаллизации расплава, оценивались возможные скорости охлаждения расплава.

В ходе работы, на электронно-лучевом 3D-принтере был напечатаны образцы из титанового сплава Ti-6Al-4V в режиме селективного спекания порошка и послойного сплавления проволоки. Из получаемых образцов на электроэрозионных танках вырезались образцы размерами 5x5x10 мм, которые исследовались методами неразрушающего контроля, так и подвергались разрушению путём сжатия на машине Instron. Особенности структуро- и фазообразования в получаемых сплавах исследовались методами оптической микроскопии, рентгеноструктурным анализом и методами измерения твёрдости и микротвёрдости. Методами растровой электронной микроскопии исследовалась фрактография изломов образцов при сжатии. Оценивалось влияние особенностей структуры материала образцов на характер разрушения.

Одной из проблем аддитивных технологий является структурная неоднородность в межслоевых областях, что негативно влияет на механические свойства получаемых изделий.

Устранение межслоевых неоднородностей возможно при проведении дополнительной термообработки, зачастую с приложением давления. В данном случае высокооднородная структура была получена уже в процессе печати. Однако достигнуто это было за счет большой мощности луча, что привело к образованию пор. В дальнейшем будет подобран режим, одновременно гарантирующий как высокую межслоевую однородность, так и низкую пористость.

Сравнительный анализ структурообразования на различных масштабных уровнях исследуемого материала при различных условиях и получаемых при этом свойствах позволяет целенаправленно выбирать ту или иную технологию для получения изделий из титановых сплавов и прогнозировать получаемые характеристики и поведение материала при нагружении.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ-6 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ КАРБИДА БОРА

Филлипов А.А.^{1,а}, Гольшев А.А.^{1,2}

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

²Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

^а filippov@itam.nsc.ru

Одной из актуальных фундаментальных проблем, на сегодняшний день, является создание физической модели формирования методом аддитивных технологий металлокерамического гетерогенного материала, обладающий заданным набором физико-механических свойств. Во всем мире, получение детали обладающей высокими эксплуатационными свойствами является актуальной задачей [1,2]. Благодаря современным конструкционным материалам стал возможен новый качественный скачок во многих отраслях промышленности: в увеличении мощности двигателей, уменьшении массы машин и конструкций и повышении весовой эффективности транспортных средств и авиационно-космических аппаратов.

Целью настоящей работы является получение фундаментальных знаний по формированию металлокерамических гетерогенных материалов на основе Ti-6Al-4V + В₄С и получение основополагающих зависимостей упругих характеристик от концентрации керамической добавки. Металлокерамические смеси титана (ВТ-6,) с порошком карбида бора (F320, $d_{50} = 44$ мкм) были обработаны V-образном смесителе Venus FTLMV-02 в течении 30 мин. Содержание карбида бора составило 0, 2, 4, 6, 8, 10 % масс. Полученные смеси наплавлялась на подложку из нержавеющей стали методом селективного лазерного плавления с помощью СО₂-лазера «Сибирь-5» при постоянных параметрах наплавки. В результате были получены массивы наплавочных треков размером 46x7,5x3,5 мм³. Полученные массивы отрезались от подложки и механически обрабатывались (шлифовались) до размеров 45x7x3 мм³. Полученные образцы материалов были испытаны на 3-х точечный изгиб с помощью универсальной испытательной машины Z005. Длина пролета балки равна 40 мм, скорость нагружения определялась по перемещению 0,25 мм/мин, величина преднагрузки составила 200 Н. В результате были построены диаграммы зависимостей приложенной нагрузки к величине прогиба балки. Модуль упругости балки был рассчитан по формуле:

$$E = \frac{Pl^3}{4yb^3h^3},$$

где, P - прикладываемая нагрузка, l - длина пролета балки, y - величина прогиба, b и h - ширина и толщина балки.

В результате была построена зависимость модуля упругости от концентрации керамической добавки. Показано, что модуль Юнга гетерогенного материала возрастает с ростом содержания керамики в изучаемом диапазоне концентраций.

Благодарности. Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда «Исследование послойного лазерного формирования функционально-градиентных металлокерамических структур, включающих в себя В₄С, TiC и TiB₂, используя импульсно-периодическое лазерное излучение» № 18-79-00052.

Список литературы

1. M.F. Ashby, D.R.H. Jones, Engineering materials: An Introduction to Properties, Applications and Design (Elsevier, Butterworth-Heinemann, 2005).
2. Фомин В.М. и др. Создание металлокерамических структур на основе Ti, Ni и WC, В₄С с применением технологии лазерной наплавки и холодного газодинамического напыления. // Физическая мезомеханика, 22 (2019) 5-15.

К ПРОБЛЕМЕ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Фортуна С.В.^{1,а}, Гурьянов Д.А.¹

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

^аs_fortuna@ispms.tsc.ru

В последнее время идет активное исследование возможностей производства методами аддитивных технологий. К настоящему моменту установлены такие преимущества 3D-печати, как геометрическая сложность изделий, незначительное количество отходов материала, возможность получения изделий из разнородных материалов и пр. К наименее очевидным преимуществам следует отнести возможность управления структурой изделия (размер, морфология, направленность кристаллизации структурных элементов). Для контролируемого формирования заданной структуры необходимо учитывать такие параметры аддитивного процесса как, скорость печати, мощность источника энергии (лазер или электронная пушка), а также траекторию печати. Контроль структуры изделий является актуальной задачей в производстве деталей горячего тракта газотурбинных двигателей и установок.

В представляемой работе изделия из титанового сплава ВТ6 и жаропрочного никелевого сплава ЖС6У формировали методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. Формировали два типа изделий: в виде вертикальных стенок и пустотелых тел вращения. В течение процесса формирования изделий из семи технологических параметров изменялись от одного до трех. А именно, ток пучка изменялся при формировании изделий обоих типов. А в случае изделия в виде тел вращения дополнительно изменялись скорость печати и скорость подачи филамента. При формировании изделия из сплава на основе никеля траектория печати не менялась, а в случае титанового сплава происходило как однонаправленное, так разнонаправленное нанесение слоев.

Металлографические исследования показали, что траектория печати значительно влияет на направление роста структурных элементов (колоний дендритов для никелевого и зерен для титанового сплава). В случае неизменного направления 3-Дпечати, дендриты отклоняются от направления аддитивного выращивания в сторону направления печати. При разнонаправленном нанесении слоев зерна титанового сплава росли строго в направлении аддитивного выращивания. В обоих случаях процесс формирования структуры начинается одинаково. При нанесении нового слоя формируются равноосные элементы структуры в силу всестороннего рассеяния тепла, вызванного радиационным охлаждением и отводом тепла за счет теплопроводности материала подложки либо предыдущих слоев. Далее в процессе нанесения нового слоя, слой с равноосными структурами переплавляется, а ушедшее влияние радиационного охлаждения оставляет только одну компоненту отвода тепла, что и приводит к эпитаксиальному росту столбчатых структур (дендритов или зерен). Т.к. процессы кристаллизации в аддитивных технологиях являются локальными и скоротечными происходит изгиб фронта кристаллизации, он приобретает S-образную форму вдоль направления печати. Кристаллизация расплава происходит антипараллельно температурному градиенту, то есть нормально фронту кристаллизации. Все выше перечисленное приводит к тому, что при неизменной траектории печати происходит наклон роста структурных элементов. В случае разнонаправленной траектории печати, происходит послойное изменение наклона фронта кристаллизации, что не дает зернам отклоняться от нормали к подложке.

В проделанной работе показана принципиальная возможность формирования структуры с заданным направлением роста на примере титанового и никелевого сплавов в процессе аддитивного выращивания и показаны особенности локальной кристаллизации.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ Co-Cr-Mo СПЛАВОВ

Химич М.А.^{1,2,a}, Ибрагимов Е.А.^{3,4,b}, Сапрыкина Н.А.^{3,4,c}, Решетняк А.А.^{1,c},
Сапрыкин А.А.^{3,4,d}, Шаркеев Ю.П.^{1,3,e}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

⁴Юргинский технологический институт филиал НИ ТПУ, Юрга, Россия

^akhimich@ispms.tsc.ru, ^begor83@list.ru, ^cnat_anat_sapr@mail.ru,
^dreshet@ispms.tsc.ru, ^esapraa@tpu.ru, ^esharkeev@ispms.tsc.ru

На сегодня проблема изготовления деталей сложных геометрических форм из жаропрочных сплавов с высокой точностью, требуемыми механическими свойствами практически не решена и требует своего развития. В современном машиностроении жаропрочные мультикомпонентные кобальтовые сплавы применяется для изготовления лопаток, сопел, завихрителей, колец и прочих элементов турбин и двигателей внутреннего сгорания. Традиционные методы формообразования не обеспечивают в полной мере эксплуатационные и технологические характеристики перечисленных изделий машиностроительной отрасли. Микроструктура сплава, полученного из порошков Co, Cr и Mo в процессе лазерного плавления довольно сильно отличается от структуры сплава, полученного традиционными методами. Как известно, кобальт существует в двух кристаллических модификациях: α -фаза с гексагональной плотноупакованной решеткой, низкотемпературная фаза и β -фаза с кубической гранцентрированной решеткой, высокотемпературная фаза. Значение твердости сплава напрямую зависит от количества низкотемпературной фазы. В процессе локального плавления металлического порошка лучом лазера, быстрого затвердевания и охлаждения из-за высокой теплопроводности металлического сплава можно достичь увеличения количества мартенситной α -фазы в сплаве, которое способствует повышению твердости и износостойкости детали. При использовании метода селективного лазерного плавления для получения изделий из порошковых материалов указанных элементов имеется технологическая проблема, требующая решения. Кобальт, хром и молибден имеют температуры плавления, отличающиеся на 1100 °С и узкий диапазон режимов плавления (мощность лазера, скорость перемещения лазера, шаг сканирования и т.д.). Проблема формирования структурно-фазового состояния сплава системы кобальт-хром-молибден может быть решена путем поиска необходимых режимов и параметров синтеза под воздействием лазерного луча.

Методом селективного лазерного плавления на установке «ВАРИСКАФ-100МВС», разработанной в Юргинском технологическом институте⁴, была получена панель образцов сплава Co-Cr-Mo, позволившая оценить влияние технологических режимов плавления, таких как мощность лазерного луча, скорость сканирования, диаметр пятна лазера, на толщину формируемого слоя, его пористость и шероховатость. Методами рентгеноструктурного анализа выявлено влияние перечисленных режимов на изменения фазового состава и структурных параметров полученных образцов. Распределение компонентов сплава в объеме формируемых образцов изучалось методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии.

Полученные зависимости позволили определить технологический режим селективного лазерного плавления для управления структурными характеристиками и фазовым составом получаемых образцов сплава Co-Cr-Mo.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ, грант № 19-48-700022.

ПРИМЕНЕНИЕ ЭНЕРГОЁМКИХ И ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЯЮЩИХ СМЕСЕЙ НАНОПОРОШКА АЛЮМИНИЯ С ПЕНТАОКСИДОМ НИОБИЯ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Чудинова А.О.^{1,a}, Ильин А.П.^{1,b}

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

^a chudinova.1509@mail.ru, ^b genchem@mail.ru

Одной из проблем применения аддитивных технологий получения сплавов металлов и композиционных материалов являются значительные энергозатраты при послойном спекании матрицы с помощью теплового удара, лазерного и β -излучений. Предлагается энергоёмкий состав на основе нанопорошка алюминия и пентаоксида ниобия в качестве добавки к порошкам металлов и смесям [1-3]. Кроме того, продукты спекания и окисления содержат порошкообразные оксиды алюминия, нитрид ниобия и другие кристаллические порошки.

Целью работы являлось экспериментальное определение состава смеси нанопорошка алюминия с пентаоксидом ниобия, при окислении которого тепловой эффект максимален.

Нанопорошок алюминия при небольшом нагревании взаимодействует как газопоглотитель с примесями даже в особо чистом аргоне. Для определения наиболее энергоёмкого состава были приготовлены смеси нанопорошка алюминия с пентаоксидом ниобия (табл.1) [4].

Таблица 1. Состав исследуемых смесей НП Al с пентаоксидом ниобия

№ образца	Состав образца, мас. части		Соотношение НП Al:Nb ₂ O ₅ , мольное	Массовая доля НП Al в смеси, %
	Масса НП Al, г	Масса порошка Nb ₂ O ₅ , г		
1	1,60	2,40	2:1	40
2	2,06	1,94	3:1	51
3	2,64	1,36	4:1	66
4	2,80	1,20	5:1	70
5 - НП Al	0,00	4,00	-	100

Максимальным тепловым эффектом 6,1 кДж/моль характеризуется смесь № 3 Согласно данным таблицы 2 выбранная смесь имеет высокие значения и других параметров активности: температура начала окисления ($t_{но}$) составляет 330 °С, максимальная скорость окисления нанопорошка алюминия 0,19 мас. %/с, степень окисленности 46,5 %.

Таблица 2. Параметры активности смесей нанопорошка алюминия с пентаоксидом ниобия

№ образца,	$T_{н.о.}$, °С,	α , %	V_{max} , мас. %/с,	ΔH , кДж/г Al
1	310	26,06	0,03	2,9
2	400	31,64	0,08	3,4
3	330	46,50	0,19	6,1
4	410	40,69	0,18	5,2
5 – НП Al	400	47,3	0,19	8,8

Продукты сгорания в воздухе выбранной смеси (№ 3) анализировали с помощью рентгенофазового анализа (дифрактометр Дифрей-401) [5]. Фазовый состав продуктов представлен в таблице 3.

Продукты сгорания Nb₂N, γ -Al₂O₃, α -Al₂O₃ имеют высокую твердость, и их встраивание в структуру композиционных материалов её упрочняет.

Таблица 3. Состав продуктов сгорания смесей нанопорошка алюминия с пентаоксидом ниобия по данным рентгенофазового анализа

Состав образца (НП Al: Nb ₂ O ₅)	Интенсивность max рефлекса фазы, %				
	Nb ₂ N	α-Al ₂ O ₃	γ-Al ₂ O ₃	Nb ₂ O ₅	Al
(2:1)	30,00	11,54	-	27,90	-
(3:1)	47,00	11,47	21,60	65,70	-
(4:1)	36,70	37,90	30,50	-	26,72
(5:1)	32,90	43,39	38,79	-	23,00

Предлагаемая технология включает приготовление смесей нанопорошка алюминия (НПА) с пентаоксидами металлов, сжигание смесей в воздухе, дезагрегирование продуктов сгорания – шихты, содержащей нитриды Me₂N.

Таким образом, смесь нанопорошка алюминия и пентаоксида ниобия при окислении примесями в особо чистом аргоне является энергетической и дисперсно-упрочняющей добавкой при получении сплавов и композиционных материалов по аддитивной технологии.

Список литературы

1. Ильин А.П., Роот Л.О. Новый механизм высокотемпературного химического связывания азота воздуха // *Фундаментальные исследования*. – 2013. – № 6-6. – С. 1377–1381.
2. Чудинова А.О., Ильин А.П. и др. О механизме химического связывания азота воздуха в условиях теплового взрыва смесей нанопорошка алюминия с оксидом тантала / А. О. Чудинова [и др.] // *Известия Томского политехнического университета [Известия ТПУ]. Инжиниринг георесурсов*. – 2018. – Т. 329, № 12. – [С. 114-121].
3. Low-temperature direct synthesis of mesoporous vanadium nitrides for electrochemical capacitors / Hae-Min Lee, Gyoung Hwa Jeong, Sang-Wook Kim, Chang-Koo Kim // *Applied Surface Science*. – 2017. – № 400. – P. 194–199.
4. Уэндландт У. Термические методы анализа. – М.: Мир, 1978. – 218 с.
5. Ковба Л.М., Трунов В.К. Рентгенофазовый анализ. – М.: МГУ, 1976. – 232 с.

ФОРМИРОВАНИЕ ЯЧЕИСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ ЛАЗЕРНОМ СИНТЕЗЕ МЕТАЛЛОПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ

Чуканов А.Н.¹, Гвоздев А.Е.¹, Сергеев А.Н.¹, Кубанова А.Н.²,

¹ Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, Тула, Россия

² АО «ПОЛЕМА», Тула, Россия

alexchukanov@yandex.ru

Введение. Одним из наиболее распространенных серийных жаропрочных сплавов системы «никель–хром–железо», хорошо зарекомендовавшим себя в двигателестроении, является сплав Inconel 718. Он широко применяется в авиакосмической и атомной промышленности. Благодаря высокой стабильности его механических свойств при повышенных температурах (до 800°С), используется в газовых турбинах, реактивных двигателях, ядерных реакторах, сосудах высокого давления [1–3]. Вместе с тем при практическом применении возникает необходимость получения из него изделий малого веса [4,5]. Одной из перспективных технологий производства изделий из Inconel 718 пониженного удельного веса является технология послойного лазерного сплавления (ПЛС) с формированием в объёме изделий специфических ячеистых структур различного масштаба. Варьирование типа и масштабов таких структур позволяет не только управлять структурой материала изделия, но и влиять на его физико-механические свойства, изменяя их в широком диапазоне [6]. Для изучения возможности практического применения порошковых деталей с ячеистыми структурами, полученными по технологии ПЛС, представляется важным сравнение их свойства со свойствами порошковых изделий, полученных методами слитковых технологий (индукционного плавления) и горячей прокатки.

Цель настоящей работы: исследование структуры и физико-механических свойств образцов сплава Inconel 718, полученных с помощью технологий ПСЛ, в сравнении со свойствами изделий слитковых технологий (индукционного плавления, горячей прокатки).

Методики. Объектами исследований являлись образцы сплава Inconel 718, изготовленные в АО «Центр аддитивных технологий» (г. Воронеж) с использованием установки ПСЛ SLM 280 HL. Для изготовления разномасштабных ячеистых структур и сравнения их эффективных свойств изготовили модели образцов с ячеистыми структурами двух типов. Для этого использовали ПО *AutoFab* для производства изделий ПЛС на *SLM 280hl* в сотрудничестве с *Marcam Engineering*. *AutoFab* представляет собой интерфейс между процессами проектирования и изготовления. Оно позволило оптимизировать *CAD* данные для построения, учитывая основные параметры стратегии печати и свойства материала, использованного для 3D-печати. Путём слайсинга была подготовлена управляющая программа работы 3D-принтера *SLM 280hl*. Процесс слайсинга заключался в обработке 3D-моделей, их разрезании на двухмерные слои, построении структурированных данных математических точек координат, на основании которых происходит построение вектора движения лазерного луча.

Характеристики механических свойств оценивали при испытаниях образцов на растяжение (пропорциональные плоские и цилиндрические, ГОСТ 1497-84, типы II и III, соответственно), на сжатие (осадку), при измерениях динамического модуля сдвига (*G*) и температурных зависимостей внутреннего трения в условиях крутильных и изгибных колебаний, а также при испытаниях на ударную вязкость и вязкость разрушения.

Для механических испытаний использовали универсальную машину Instron 5882 в режиме растяжения с постоянной скоростью движения захватов на воздухе при комнатной температуре, а также в режиме сжатия при комнатной температуре на машине Р5-ПК. Структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Meiji MT8100, растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390, инвертированном микроскопе Altami MET-1С. Распределение частиц по размерам определялось методом лазерной дифракции с помощью лазерного анализатора «Analysette22» NanoTec по ГОСТ Р 8.777-2011.

Результаты. Размер частиц использованного порошка *Inconel 718* не превышал 35 мкм. 60 % частиц имели сферическую форму и диаметр от 20 до 40 мкм. Анализировали структуру и физико-механические свойства образцов, полученных по технологии ПЛС из порошкового жаропрочного сплава 08ХН53БМТЮ (*Inconel 718*) с различными типами ячеистых структур различного масштаба в их объёме (рис.1).



Рисунок 1. Вид плоских образцов для растяжения с различным типом ячеистых структур

Образцы с различной ориентацией относительно платформы построения (вертикальные и горизонтальные) имели различные свойства при однотипных ячеистых структурах в их объёме. Вертикальные образцы в мелкой ячеистой структуре разрушались. Считали, что в их случае был достигнут предел разрешающей способности принтера. Требуется провести дополнительное исследование (настройку слайсинга) для нахождения оптимальных настроек с целью формирования мелких ячеистых структур, выходящих за рамки разрешающей способности на данном сплаве.

Заключение. Результаты сравнительных исследований образцов жаропрочного сплава *Inconel 718* с ячеистыми структурами различного типа и масштаба показали, что использование технологии ПЛС позволяет создавать готовое изделие с механическими свойствами, сопоставимыми со свойствами изделий из порошковых материалов, полученных методами слитковых технологий.

Благодарности. Работа выполнена в рамках Федеральной программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» на тему «Разработка прототипа ИПО на основе высокопроизводительных вычислений для оценки механических характеристик изделий, производимых с использованием аддитивных технологий (методом селективного лазерного спекания) на основе стратегии изготовления» (уникальный идентификатор проекта RFMEFI57717X0271).

Список литературы

1. ASM Metals HandBook V. 2. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM International. 2002. 3470 p.
2. Розенберг В.М. Основы жаропрочности металлических материалов. М.: Металлургия, 1973. 324 с.
3. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Осинцев О.Е. и др. Машиностроение: Энциклопедия. М.: Машиностроение, 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / Под общ. ред. И.Н. Фридляндера. 880 с.
4. Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D. Superplasticity in metals and ceramics. Cambridge Univ. Press, 1997. 251 p.
5. Xue H., Lijun W., Hui X. et al. // Journal of Materials Processing Technology. 2003. V. 137. I. 1–3. P. 17–20.
6. Obsta P., Launhardt M., Drummera D., Osswaldb P.V., Osswaldc T.A. Failure criterion for PA12 SLS additive manufactured parts // Additive Manufacturing - 2018.- v. 21.- pp. 619-627.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЯЧЕИСТЫХ СТРУКТУР 3D-ИДЕЛИЙ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СРЕДСТВАМИ МКЭ

Чуканов А.Н.¹, Гвоздев А.Е.¹, Сергеев А.Н.¹, Кукушкин А.В.¹,
Моденов М.Ю.¹, Кубанова А.Н.²,

¹ Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, Тула, Россия

² АО «ПОЛЕМА», Тула, Россия

alexchukanov@yandex.ru

Введение. Основное направление использования инженерно-программного обеспечения (ИПО) МКЭ - расчет и прогнозирование напряженно-деформированного состояния (НДС) изделий и конструкций. Прогноз и визуализация НДС изделий аддитивных производств с помощью ИПО связаны с свойствами исходных и конечных материалов, параметрами стратегии 3d печати.

Цель работы – разработка методики моделирования оценки достоверности прогнозирования НДС в рамках ИПО на базе МКЭ в изделиях, полученных методом послойного лазерного синтеза. Материалами были порошковые сплавы 07X18H12M2 (AISI 316L) и 08XН53БМТЮ (Inconel 718).

Методы исследования. В ходе анализа послойного лазерного синтеза разработали и экспериментально протестированы математические модели: процесса распространения тепла, НДС, многопараметрической оптимизации структуры, периодических пористых и ячеистых структур с переменными теплофизическими и механическими свойствами, оценки остаточной прочности и предельных нагрузок, формирования микроструктуры материала. При разработке методики моделирования планировали: а) исходя из геометрии порошка и параметров печати, фиксировать в эксперименте и использовать в расчётах данные о микроструктуре изделия; б) расчётным путём определить эффективные свойства материала, используемые в моделировании процесса изготовления. Эту последовательность считали наиболее продуктивной, но она оказалась сложной в реализации. Интерпретация её итогов не была однозначной. В ходе микроструктурного анализа изделий явной периодической микроструктуры не наблюдали. От идеи моделирования на основе ячеек реальной микроструктуры отказались. Вместо них использовали формальные ячейки периодичности, на которые делили объём изделия. Для оптимизации массы внутренний объём изделия можно заменить ячеистой структурой, однако вычислительный процесс её прямого моделирования трудоёмок. Внутренний объём реального изделия заменяли новым материалом, обладающим некими эффективными свойствами. В отсутствие полученных расчётом эффективных свойств ячеек реальной микроструктуры в модуле изготовления изделия использовали количественные значения его свойств, полученных из механических испытаний. Их использовали для моделирования на большем масштабе ячеек периодичности. Тестирование модуля эффективных свойств выполняли на задаче с материалом, имеющим явную периодичность в виде ячеек специальной структуры (рис.1). Стержневые структуры являются частым вариантом ячеек периодичности. Их легко модифицировать, меняя толщину стержней. Это позволяет добиться нужных эффективных свойств. Замена сплошного материала ячеистой структурой – приём, часто используемый для массовой оптимизации (внутреннего объёма изделий по массе) в условиях аддитивных технологий. При этом параметры печати явно не учитываются. Эффективные свойства вычисляли для одной ячейки периодичности. Этими ячейками заполняли объём изделия. Сравнивали исходные свойства материала с ячеистым телом с эффективными свойствами материала со сплошным телом. Для испытаний на растяжение по ГОСТ 1497-84 были изготовлены пропорционально-плоские образцы с ячеистой структурой двух типов: I и II (рис.1а). Они различались размером ячеек (3x3x3 мм тип I, 1x1x1мм тип II). Диаметр стержней ~ 0.3 мм. Заполнение объёма образцов производили копированием ячейки

периодичности. Количество ячеек определяли исходя из размера зоны образцов с ячеистой структурой (3x60x20 мм). В образцах тип I - 140 шт., тип II - 3600 шт.).

Модуль моделирования процесса изготовления тестировали отдельно, на печати образцов с характерными остаточными внутренними напряжениями. Такими образцами были консольные пластины (рис. 2), часто используемые в научных исследованиях, а также производителями 3D принтеров в качестве калибровочных моделей [2-4].

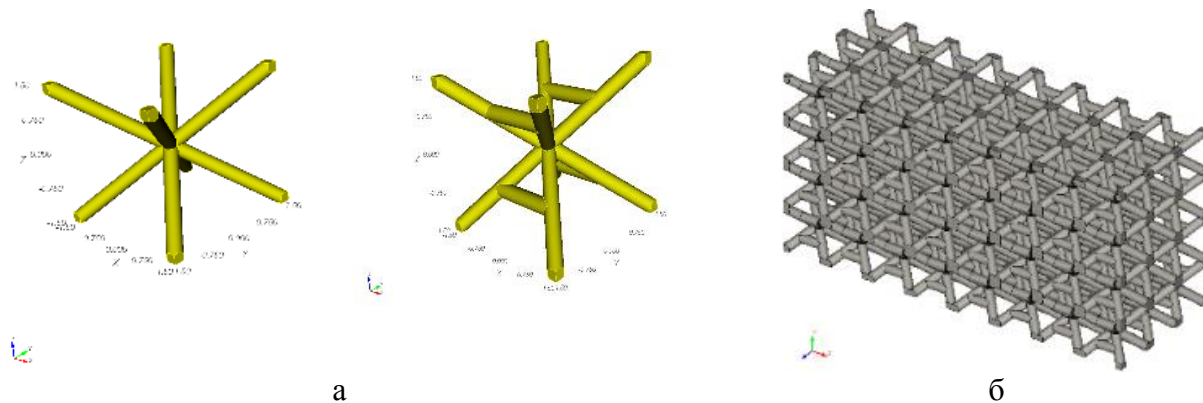


Рисунок 1. Схемы ячеек периодичности (а), использованных в расчётах и пример периодической ячеистой структуры (б)

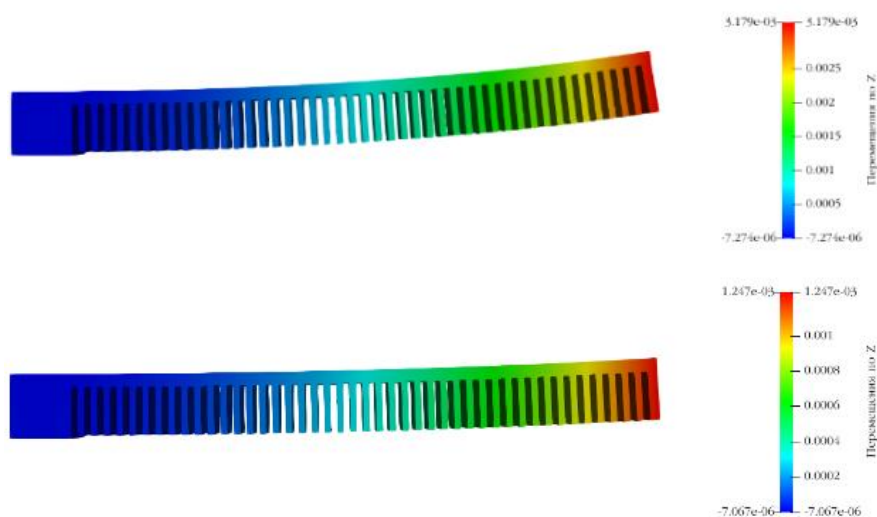


Рисунок 2. НДС в модельных консольных пластинах

Результаты моделирования. Были выполнены прогнозные расчеты для консольных пластин с толщиной слоя 0.45мм и 0.25мм при добавлении целого слоя за шаг. Использовали информацию о текущем позиционировании лазера, мощности, фокусе. Вычисляли количество тепла, сообщаемого в месте присоединения новых блоков. Учитывали перераспределение температуры и напряжений во времени при последовательном присоединении блоков материала. Моделирование выполняли для изделий, полученных по трём стратегиям Для консольных пластин они включали три типа сканирования лазера и его треков (линейную - в двух взаимно перпендикулярных направлениях (X и Y), а также «шахматную»). Толщина слоя порошка 30 мкм. Температура платформы и камеры 190 и 47 °С. Скорость сканирования 600-800 мм/с. Мощность излучения 100 – 200 Вт. Расстояние между треками 140 мкм. Диаметр лазерного луча 80 мкм. Пауза между слоями - 20 с. Фракция порошка 20-40 мкм. Компенсация усадки – до 1 %. Масштаб влияния стратегии на НДС оценивали из результатов анализа величин изгибов консольных пластин различной стратегии при их отделении от платформы.

Заключение. В ходе выполненных работ разработана методика моделирования достоверности прогнозирования НДС в рамках ИПО на базе МКЭ в изделиях, полученных методом послойного лазерного синтеза. Решена задача определения величин и расположения внутренних напряжений и конечной формы изделия при заданной стратегии печати.

Благодарности. Работа выполнена в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» при реализации ПНИЭР «Разработка прототипа ИПО на основе высокопроизводительных вычислений для оценки механических характеристик изделий, производимых с использованием аддитивных технологий (методом селективного лазерного спекания) на основе стратегии изготовления» (уникальный идентификатор проекта RFMEFI57717X0271).

Список литературы

1. Sakyu Tripathy, Charlie Chin, Tyler London, Utkarsha Ankalkhope, Victor Oancea //Process Modeling and Validation of Powder Bed Metal Additive Manufacturing // Conference Paper · June 2017.- <https://www.researchgate.net/publication/319173249>
2. H. Eisazadeh, A. Achuthan, J. A. Goldak, and D. K. Aidun, "Journal of Materials Processing Technology Effect of material properties and mechanical tensioning load on residual stress formation in GTA 304-A36 dissimilar weld," J. Mater. Process. Tech., vol. 222, pp. 344–355, 2015.
3. J. Yang, S. Sun, M. Brandt, and W. Yan, "Experimental investigation and 3D finite element prediction of the heat affected zone during laser assisted machining of Ti6Al4V alloy", Journal of Materials Processing Technology, Volume 210, 2010, Pages 2215-2222.
4. Obsta P., Launhardt M., Drummera D., Osswaldb P.V., Osswaldc T.A. Failure criterion for PA12 SLS additive manufactured parts // Additive Manufacturing - 2018.- v. 21.- pp. 619-627.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Шамарин Н.Н.^а, Утяганова В.Р.^б, Филиппов А.В.^в, Савченко Н.Л.^г

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

^аshamarin.nik@gmail.com; ^бveronika_ru@ispms.tsc.ru; ^вavf@ispms.tsc.ru; ^гsavnick@ispms.tsc.ru

Функционально-градиентные материалы (ФГМ) представляют собой группу композиционных материалов, которые имеют исключительные свойства, обусловленные эксплуатацией отдельных свойств составляющих материалов. ФГМ характеризуются постепенными переходами в составе материала и микроструктуры в различных направлениях. Микроструктура и свойства функционально-градиентных материалов варьируются в зависимости от инженерных применений. Для получения ФГМ применяется проволоочная технология 3D-печати электронно-лучевым методом. В настоящее время проволоочная электронно-лучевая аддитивная технология обеспечивает формирование высококачественной структуры сложнолегированных материалов, в том числе функционально-градиентных [1, 2].

Используемый алюминиевый сплав АМг5 является распространенным конструкционным материалом и применяется в машиностроении, судостроении, авиации и ракетно-космической технике. Сплав В95 представляет собой высокопрочный термоупрочняемый сплав алюминия с цинком, магнием и медью. Это самый прочный из наиболее известных сплавов алюминия. Учитывая вышеизложенное, целью настоящей работы является изучение структурных особенностей функционально-градиентного материала на основе алюминиевых сплавов, полученных методом электронно-лучевой аддитивной технологии. В данной работе применялась алюминиевая проволока состав которой приведен в таблице 1. В качестве подложки использовался алюминиевый сплав В95, химический состав которого представлен в таблице 2.

Таблица 1. Химический состав сплава АМг5 (% масс):

Al	Mg	Mn	Ti	Cr
баланс	4.50-5.50	0.10-0.20	0.06-0.20	0.05-0.20

Таблица 2. Химический состав сплава В95 (% масс):

Al	Zn	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ni	Cr	Ti
баланс	5-7	1.4-2	1.8-2.8	0.2-0.6	до 0.1	до 0.5	до 0.1	0.1-0.25	до 0.05

Металлографические исследования полученных образцов проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии. Испытания на микровердкость по Виккерсу были выполнены по всей высоте образцов в сечении перпендикулярном направлению роста изделия на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке 50 г. Испытания на растяжение проводились при комнатной температуре с использованием универсальной механической испытательной машины Testsystems 110 М-10.

Микроструктура напечатанных образцов характеризуется вытянутыми зёрнами вдоль направления печати. Микротвердость образцов перпендикулярно направлению выращивания увеличивается от значения подложки 0,72 ГПа к вершине образца - 1,27 ГПа. Предел прочности, предел текучести и относительное удлинение соответственно равны 260±10 МПа; 105±10 МПа; 33±5%.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

Список литературы

1. Mahale T. et al. Advances in electron beam melting of aluminium alloys //Solid freeform fabrication symposium proceedings. – 2007. – Т. 18. – С. 312-323.
2. Bhavar V. et al. A review on functionally gradient materials (FGMs) and their applications //IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2017. – Т. 229. – №. 1. – С. 012021.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ЯДЕРНОМ РЕАКТОРЕ ВВЭР-1000 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА SOLIDWORKS

Шурыгин Р. С.

Национальный Исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

rss7@tpu.ru

Важной задачей для мирного атома является повышения эффективности работы АЭС, которая, в первую очередь, связана с разработкой новых улучшенных видов ядерного топлива. Традиционно используется керамическое топливо, которое ограничивает рост эффективности работы.

Одними из наиболее перспективных топливных композиций в данный момент является дисперсионное ядерное топливо. Это приводит к необходимости моделирования изменений теплофизических параметров активной зоны при переходе от традиционных топливных композиций к новым, перспективным.

При переходе к топливу нового поколения важной задачей является расчет изменения теплофизических параметров реакторной установки.

Промышленное моделирование стало очень популярным и важным инструментом, так как помогают делать предварительные прогнозы с наименьшими физическими и материальными затратами, минимальными рисками. Однако выбор подходящего и достоверного САПР – сложная задача. Поэтому перед решением теплофизических задача будущего топлива, нужно совершить верификацию результатов программы с литературными данными уже известной реакторной установки.

В работе производился расчет термодинамической задачи ВВЭР-1000 с использованием САПР SolidWorks.

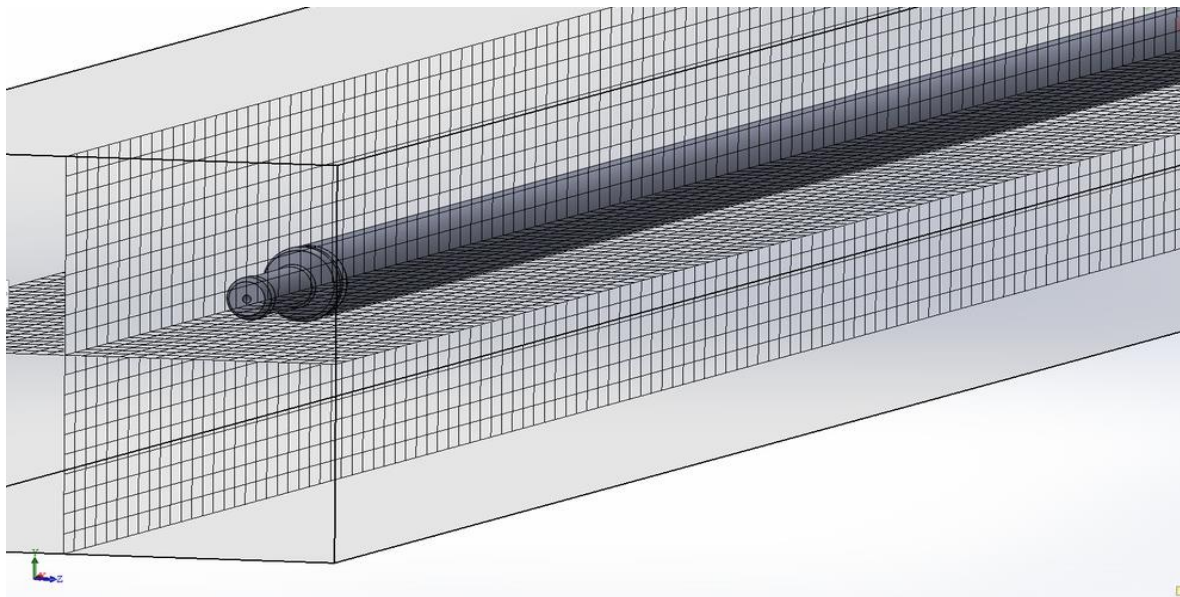


Рисунок 1. Расчетная сетка модели

Расчетная часть работы производилась в два этапа с целью анализа установившихся стационарных температурных полей в ячейках.

Первичный расчет ВВЭР-1000 проводился без центрального отверстия для газового слоя в условиях сжимаемой жидкости, как текучей среды.

Следующий шаг анализа твэла ВВЭР-100 проводился с применением центрального газового отверстия в условиях обычной воды.

Результаты температурных полей твэла для разных случаев сведены в таблицу 1.

Таблица 1. Результаты теплогидравлического расчета твэла.

Температуры, <i>max/min</i> °С	ВВЭР-1000	С отверстием	Без отверстия
наружная для таблетки	604/414	930/490	990/740
внутренняя для таблетки	1500/620	1200/660	1395/990
на внешней стороне оболочки твэла	350/-	340/305	350/305
на внутренней поверхности оболочки	410/-	500	490

Как видно из таблицы, бóльшие значения температур в случае отсутствия газового отверстия в топливной таблетке, нежели в случае его применения.

Безусловно данные модели требует корректировки многих параметров, таких как тепловыделения и скорости течения, с целью достижения наибольшего сходства с реальной картиной, что вызывает необходимость во владении точных значений необходимых параметров. Однако, картина довольно близка с теплофизической картиной, получаемой при работе реактора, что дает возможность как для последующего использование программы для теплогидравлических расчетов, так и для дальнейшего моделирования процессов [1].

Список литературы

1. Фрост Б. Твэлы ядерных реакторов //М.: Энергоатомиздат. – 1986. – Т. 248.

ОТРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ТРЕХМЕРНОЙ ПЕЧАТИ ПОЛИМЕРНЫМ КОМПОЗИЦИОННЫМ МАТЕРИАЛОМ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КОСМИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ

Юркина В.А.^{1,a}, Батрагин А.В.¹, Клименов В.А.¹

¹ Томский политехнический университет, г. Томск, Российская Федерация

^a yurkinavarvara@yandex.ru

В космическом авиастроении использование таких свойств композитов, как высокой удельной прочностью, стойкости к воздействию высоких температур, магнитных волн, радиации, стойкости к вибрационным нагрузкам и малым удельным весом позволяет снизить вес конечных изделий, уменьшить расход горючего, повысить безопасность полётов, сократить эксплуатационные расходы [1,2,3].

В данной работе представлены результаты экспериментов, направленные на изучение влияния космических факторов на конструкции космических аппаратов, выполненных из композитных материалов методом аддитивных технологий. В качестве материала для исследования был выбран полиэфирэфиркетон (РЕЕК) наполненный 30% рубленым стекловолокном. Данная модификация идеально подходит для структурных частей, требующих повышенной прочности, жесткости и стабильности размеров, особенно при высоких температурах.

Выполнили цифровую 3D-модель образцов для трехмерной печати. Для трехмерной печати использован 3D – принтер композиционных полимерных материалов, изображенный на рисунке 1, разработанный НИ «Томским политехническим университетом», научно-производственной лабораторией «Современные производственные технологии».

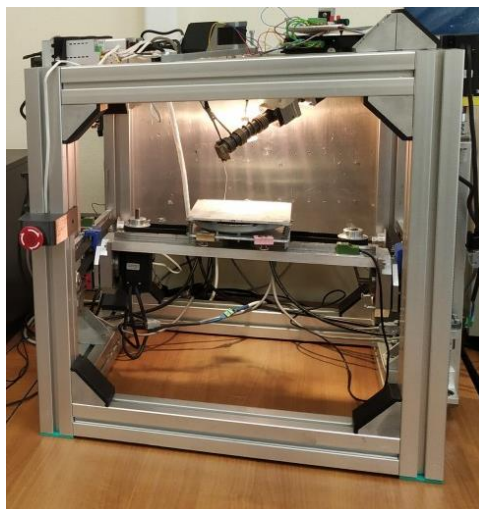


Рисунок 1. Принтер композиционных полимерных материалов

В процессе исследования проводилось изучение композиционного материала из полимеров для космических аппаратов. По результатам полученных образцов провели томографический анализ и исследовали влияние космических факторов [4], а именно облучение импульсным электронным ускорителем на прочностные свойства образцов.

Испытания воздействия облучения проводились в импульсном электронном ускорителе АСТРА-М с кинетической энергией электронов 0,3-0,5 МэВ, способный инжектировать импульсный (100 нс) электронный пучок в атмосферу с частотой до 100 имп./с при средней мощности пучка 1 кВт. Произведена настройка всех показателей ускорителя для эксперимента.

Произведены испытания для сравнения прочностных свойств образцов. Сравнили насколько изменились механические свойства после воздействия испытаний.

Таблица 1. Результаты измерений образцов на растяжение после 3D-печати

Данные образцов после 3D-печати							
	L1	B1	B2	D	Максимальная нагрузка, Н	Прочность при растяжении МПа	Относительное удлинение при растяжении, %
1	80,6	12	6,5	4,5	2042,25	69,82	3,65
2	80,8	12	5,2	4,2	1635,89	74,90	2,6
3	81	12	6,28	4,65	2211,84	76,11	3,48
						73,61±1,34	3,24±0,56

Таблица 2. Результаты измерений образцов на растяжение после воздействия импульсной электронной установки

Данные образцов после воздействия низкой температуры							
	L1	B1	B2	D	Максимальная нагрузка, Н	Прочность при растяжении МПа	Относительное удлинение при растяжении, %
4	79,8	12	6,38	4,48	2090,02	73,12	3,2
5	80,5	11	5,65	4,3	1544,02	63,55	2,61
						68,34±1,77	2,88±0,41

Полученные результаты показали, что прочностные свойства образцов после влияния космических факторов незначительны.

Томографический анализ показал, что после облучения структурных изменений в образцах не наблюдается. Для определения степени кристалличности образцов провели дифференциальную сканирующую калориметрию. У исследуемого материала после облучения кристалличность не изменилась.

В ходе исследования были обнаружены лишь незначительные изменения свойств материала. Данный материал, может применяться для космических аппаратов с малым сроком службы без учета старения. Поведение материала при более длительном воздействии космических факторов требует дальнейшего изучения.

Список литературы

1. Kutz M. (ed.). Applied plastics engineering handbook: processing and materials. – William Andrew, 2011.
2. Каблов Е. Н. и др. Свойства полимерных композиционных материалов после воздействия открытого космоса на околоземных орбитах //Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. – №. 11. – С. 2-16.
3. В.В. Федоров, А.Н. Яковлев, К.С. Костиков, А.Г. Чернявский, Д.А. Дерусова, В.А.Клименов. Опыт создания первого российского спутника, с использованием технологии 3D- печати. 2017.
4. Saif M. J. et al. Irradiation applications for polymer nano-composites: A state-of-the-art review //Journal of industrial and engineering chemistry. – 2018. – Т. 60. – С. 218-236.

СОДЕРЖАНИЕ

ВЛИЯНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СПЕКАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ. <i>Архипов И.К., Абрамова В.И., Гвоздев А.Е., Кутепов С.Н.</i>	4
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ/СЖАТИЯ МЕТАМАТЕРИАЛА С ВНУТРЕННИМ ПОВОРОТОМ. <i>Ахметшин Л.Р., Смолин И.Ю.</i>	5
ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ СТАТОРА ТУРБИНЫ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ <i>Балякин А.В., Вдовин Р.А.</i>	6
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА В СИСТЕМАХ Ti-C, Ti-Si, Ti-V, Ti-Al-C В УСЛОВИЯХ КОНТРОЛИРУЕМОГО НАГРЕВА. <i>Букрина Н.В., Барановский А.В.</i>	8
ДВУМЕРНАЯ СОПРЯЖЕННАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА В ЦИЛИНДРИЧЕСКОМ СТАЛЬНОМ РЕАКТОРЕ. <i>Букрина Н.В., Князвва А.Г.</i>	9
ИЗУЧЕНИЕ РЕЖИМОВ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПЛУНЖЕР МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ. <i>Быков В.А., Радионова Л.В., Самодурова М.Н., Папкеев К.Ю., Мясоедов В.А.</i>	10
СВОЙСТВА ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ИЗДЕЛИЯ СТАЛЬ-МЕДЬ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ. <i>Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Осипович К.С.</i>	12
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИХ ФИЛАМЕТНОВ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ В СВЧ ДИАПАЗОНЕ. <i>Геринг М.О., Шематило Т.Н.</i>	14
ПОЛУЧЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ. <i>Гирш А.В., Гольшиев А.А.</i>	16
ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ВЫРАЩИВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА Ti-6Al-4V МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ. <i>Глебов Л.А., Радионова Л.В.</i>	17
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 10P6M5 В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ. <i>Гнусов С.Ф., Федин Е.А.</i>	19
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПУТЕМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ. <i>Гольшиев А.А., Оришич А.М., Филиппов А.А.</i>	21
СИНЕРГОТЕХНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СЛОЖНОПРОФИЛЬНОГО ИЗДЕЛИЯ. <i>Гордиенко А.И., Хейфец М.Л., Бородавко В.И., Грецкий Н.Л., Астапенко А.А.</i>	23
ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ P6M5. <i>Гоц И.Ю., Зинина Е.П., Лукьянова В.О., Мартынов В.В.</i>	25
ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОВЛОЖЕНИЯ НА НАПРАВЛЕННЫЙ РОСТ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА. <i>Гурьянов Д.А., Фортуна С.В.</i>	27
ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ, ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ. <i>Гусарова А.В., Хорошко Е.С., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Дмитриев А.В.</i>	28

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ Ti-Ni-Ta И Ti-Ni-Nb СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ НА TiNi ПОДЛОЖКАХ АДДИТИВНЫМ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СПОСОБОМ. Дьяченко Ф.А., Атовуллаева А.А., Мейснер Л.Л.	29
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА И ТЕХНОЛОГИИ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА. Елисейев А.А., Утяганова В.Р., Рубцов В.Е.	31
ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АДДИТИВНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ. Емельянова Е.С., Романова В.А, Зиновьева О.С., Балохонов Р.Р., Сергеев М.В., Зиновьев А.В.	32
МОДИФИКАЦИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В СОВМЕЩЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ. Иванов Ю.Ф., Лопатин И.В., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Ахмадеев Ю.Х., Шугуров В.В., Толкачев О.С.	33
КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ И СИЛИКАТОВ КАЛЬЦИЯ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ ПЛАСТИЧЕСКИМ ЭКСТРУЗИОННЫМ ФОРМОВАНИЕМ. Каймонов М.Р., Сафронова Т.В., Тихомирова И.Н., Филиппов Я.Ю., Шаталова Т.Б.	35
К ПРОБЛЕМЕ ВЛИЯНИЯ СТАБИЛЬНОСТИ ПОДАЧИ ПРОВОЛОКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6. Калашиников К.Н., Осипович К.С., Калашиникова Т.А.	36
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СИНТЕЗ КАРБИДА КРЕМНИЯ И ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОНАПОЛЕННОГО МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА НА ЕГО ОСНОВЕ. Кокорина А.И., Пак А.Я.	37
О ВЛИЯНИИ ЭНЕРГИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОРОШКОВОГО ПРОДУКТА БЕЗВАКУУМНОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ «МОЛИБДЕН-УГЛЕРОД». Кононенко П.Н., Пак А.Я.	39
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ЛЕКАРСТВЕННЫХ ПРЕПАРАТОВ В ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ НАНОПОРАХ КРЕМНИЯ. Корчуганов А.В., Зольников К.П., Цуканов А.А., Лотков А.И.	40
МОДЕЛЬ СИНТЕЗА МЕТАЛО-МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА С ДИФФУЗИОННОЙ РЕАКЦИОННОЙ ЯЧЕЙКОЙ. Крюкова О.Н., Князева А.Г., Чумаков Ю.А.	41
ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИМПЛАНТАТОВ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ УПРАВЛЯЕМОЙ ОСТЕОИНТЕГРАЦИИ. Кузнецов В.П., Горгоц В.Г., Скоробогатов А.С., Бурдужан М.Е.	42
ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТЕНКИ НАПЕЧАТАННОЙ НА 3D-ПРИНТЕРЕ. Кузнецов М.А., Крампит М.А., Данилов В.И., Шляхова Г.В.	44
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ AL-Fe ПОЛУЧЕННОГО ШТАМПОВКОЙ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА. Кузнецов Р.В., Ольховик Е.О.	46
ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОДА-ИНСТРУМЕНТА МЕТОДОМ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ. Кузовкин А.В., Суворов А.П.	48
ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕРМОУСАДКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОМБИНИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОДА-ИНСТРУМЕНТА. Кузовкин А.В., Суворов А.П.	50
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА МИКРОТВЕРДОСТЬ СТРУКТУРИРОВАННЫХ AlNd СПЛАВОВ. Лукьянова В.О., Гоц И.Ю.	52

КВАНТОВО-МЕХАНИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СОЛИТОНОПОДОБНЫХ ОБЪЕКТОВ В КРИСТАЛЛЕ Pt ₃ Al. Луценко И.С., Захаров П.В., Чередниченко А.И., Сафронова С.А., Кудряшова О.Б.	54
ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ НАНООБЪЕКТОВ. Манаков Н. А., Ерёмин А. М., Шилинг Г. С., Захаров П. В.	56
ПОВЫШЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ МНОГОСЛОЙНОЙ КОМПОЗИЦИИ «КЕРАМИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ ZrO ₂ - СВЯЗУЮЩИЙ СЛОЙ NiAl - ПОДЛОЖКА Ti-6Al-4V» В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ. Мартынов С.А.	57
АДДИТИВНЫЙ ТОНКОПЛЕНОЧНЫЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫЙ СИНТЕЗ ПОВЕРХНОСТНЫХ Ti-Ni-Nb И Ti-Ni-Ta СПЛАВОВ НА TiNi ПОДЛОЖКАХ. Мейснер Л.Л., Ротштейн В.П.	58
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D ПЕЧАТИ. Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.	59
СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ образцов ЛИТОЙ И АДДИТИВНО-ИЗГОТОВЛЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ. Москвина В.А., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г.	60
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕТАЛЛА МЕДЬ/СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ. Осипович К.С., Калашиников К.Н., Иванов А.Н.	61
ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ СОЗДАНИИ МАКЕТА БИОНИЧЕСКОГО ПРОТЕЗА КИСТИ. Павленко Б.Н., Моренец А.И.	63
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V. Панин А.В., Казаченок М.С., Первалова О.Б., Мартынов С.А.	65
МНОГОКОМПОНЕНТНЫЙ АНТИФРИКЦИОННЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ ЭКСТРУДИРУЕМОЙ МАТРИЦЫ “UNMWPE-NDPE-G-VTMS-PP” ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ. Панин С.В., Буслович Д.Г., Корниенко Л.А., Донцов Ю.В.	66
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ ВТ-6 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ. Панин С.В., Еремин А.В., Бурков М.В., Любутин П.С., Бяков А.В., Почивалов Ю.И.	68
НЕОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ. Панченко М.Ю., Москвина В.А., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Реунова К.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г.	69
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ГЕТЕРОФАЗНОГО ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ СТРУЖКИ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ. Поздняков С.В., Скороход К.А., Никулина А.А.	70
О ВЛИЯНИИ ДИСПЕРСНОСТИ И ФОРМЫ УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ НА ТЕМПЕРАТУРУ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА A _{C1} В МНОГОКАРБИДНЫХ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССАХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ. Привалов А.Н., Кутепов С.Н., Гвоздев А.Е., Навоев А.П.	72

СТРУКТУРНЫЙ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ ОСАЖДЕННЫМ СЛОЕМ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ И ТИТАНОВОЙ ПОДЛОЖКОЙ ПРИ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ. <i>Рашиковец М.В.</i>	74
МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ. <i>Рыгина М.Е., Петрикова Е.А., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д., Прудников А.Н.</i>	76
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ ОТКЛИК МАТРИЧНЫХ СТРУКТУР, ПОЛУЧЕННЫХ ПО АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗ УГЛЕРОДОСОЛЕРЖАЩИХ ПОЛИМЕРОВ. <i>Симонова К.В., Бадьин А.В., Кулешов Г.Е.</i>	77
РЕЗОНАТОРНАЯ СВЧ ДИАГНОСТИКА КОМПОЗИТНОГО ФИЛАМЕНТА С МУНТ ДЛЯ 3D-ПЕЧАТИ. <i>Тетерина Д.Д., Бадьин А.В., Геринг М.О.</i>	79
РАЗРАБОТКА, ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ КОРПУСОВ ПРИЕМО-ПЕРЕДАЮЩИХ МОДУЛЕЙ АКТИВНЫХ ФАЗИРОВАННЫХ РЕШЕТОК. <i>Токмаков Д.И., Соляев Ю.О.</i>	81
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗЦОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ ФИЛАМЕНТОВ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ С ДОБАВЛЕНИЕМ КАРБОНИЛЬНОГО ЖЕЛЕЗА В СВЧ И КВЧ ДИАПАЗОНАХ. <i>Трофимов Е.А., Кулешов Г.Е., Бадьин А.В.</i>	83
ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛОТНОСТИ ВВЕДЕННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ОДНОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ. <i>Троценко Р.В., Крылова Т.А., Чумаков Ю.А.</i>	85
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ 5, НАПЕЧАТАННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ. <i>Утяганова В.Р., Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Савченко Н.Л.</i>	86
РАЗРАБОТКА ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СЕЛЕКТИВНОГО СПЛАВЛЕНИЯ И НАПЛАВКИ ПРОВОЛОКИ. <i>Федоров В.В., Черепанов Р.О., Юркина В.А., Клименов В.А.</i>	87
ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ-6 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ КАРБИДА БОРА. <i>Филиппов А.А., Гольшиев А.А.</i>	89
К ПРОБЛЕМЕ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ. <i>Фортуна С.В., Гурьянов Д.А.</i>	90
СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ Co-Cr-Mo СПЛАВОВ. <i>Химич М.А., Ибрагимов Е.А., Сапрыкина Н.А., Решетняк А.А., Сапрыкин А.А., Шаркеев Ю.П.</i>	91
ПРИМЕНЕНИЕ ЭНЕРГОЁМКИХ И ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЯЮЩИХ СМЕСЕЙ НАНОПОРОШКА АЛЮМИНИЯ С ПЕНТАОКСИДОМ НИОБИЯ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ. <i>Чудинова А.О., Ильин А.П.</i>	92
ФОРМИРОВАНИЕ ЯЧЕЙСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ ЛАЗЕРНОМ СИНТЕЗЕ МЕТАЛЛОПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ. <i>Чуканов А.Н., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н., Кубанова А.Н.</i>	94
МОДЕЛИРОВАНИЕ ЯЧЕЙСТЫХ СТРУКТУР 3D-ИДЕЛИЙ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СРЕДСТВАМИ МКЭ. <i>Чуканов А.Н., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н., Кукушкин А.В., Моденов М.Ю., Кубанова А.Н.</i>	96

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ. <i>Шамарин Н.Н., Утяганова В.Р., Филиппов А.В., Савченко Н.Л.</i>	99
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ЯДЕРНОМ РЕАКТОРЕ ВВЭР-1000 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА SOLIDWORKS. <i>Шурыгин Р. С.</i>	100
ОТРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ТРЕХМЕРНОЙ ПЕЧАТИ ПОЛИМЕРНЫМ КОМПОЗИЦИОННЫМ МАТЕРИАЛОМ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КОСМИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ. <i>Юркина В.А., Батрагин А.В., Клименов В.А</i>	102

Научное издание

МЕЖДИСЦИПЛИНАРНЫЕ ПРОБЛЕМЫ
АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

V ВСЕРОССИЙСКОГО НАУЧНОГО СЕМИНАРА

5-6 ДЕКАБРЯ 2019
ТОМСК

Компьютерная верстка М.А. Анисимова, М.В. Чепак-Гизбрехт