



Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский
научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации

(ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Технологическая платформа «Новые полимерные композиционные
материалы и технологии»

Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»

IV Международная конференция «Аддитивные технологии: настоящее и будущее»

материалы конференции

30 марта 2018 г.

Электронное издание

Москва

2018

УДК 669

ББК 30.37 + 34.2 + 34.4

A28

Редакционная коллегия:

М.М. Бакрадзе, к.т.н., начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали, защитные покрытия для деталей ГТД»; Н.В. Петрушин, д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории; В.В. Сидоров, д.т.н., начальник сектора лаборатории; А.В. Востриков, к.т.н., заместитель начальника лаборатории; А.Г. Евгенов, к.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории; П.Б. Мазалов, начальник лаборатории; С.В. Неруш, начальник лаборатории; Е.А. Шеин, к.т.н., главный специалист; М.С. Закржевская, инженер 2-й категории.

«Аддитивные технологии: настоящее и будущее» : материалы IV А28 международной конференции (г. Москва, 30 мар. 2018 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2018. – 450 с. – ISBN 978-5-905217-XX-X. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб. – Загл. с экрана.

Представлены доклады, посвященные развитию технологий аддитивного производства, в том числе отдельным вопросам технологии селективного лазерного сплавления металлических, полимерных и керамических порошков, применению аддитивных технологий в медицине, преимуществам применения аддитивных технологий в качестве альтернативы традиционным технологиям.

УДК 669

ББК 30.37 + 34.2 + 34.4

ISBN 978-5-905217-XX-X

© ФГУП «ВИАМ», 2018

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

М.М. Бакрадзе – к.т.н., начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали, защитные покрытия для деталей ГТД».

Заместители председателя:

С.В. Неруш – начальник лаборатории «Порошковая металлургия и аддитивное производство»;

П.Б. Мазалов - начальник лаборатории «Металлопорошковые композиции и аддитивные технологии синтеза деталей и элементов конструкций».

Члены организационного комитета:

Д.Е. Каблов – к.т.н., заместитель начальника управления;

Д.Ю. Буколов – начальник управления;

А.А. Каньгин – начальник управления;

В.Г. Дворяшин – заместитель начальника управления;

А.Г. Евгенов - к.т.н., ведущий научный сотрудник;

В.П. Аржевитов – начальник отдела;

Д.С. Лаврищев – заместитель начальника отдела;

Д.А. Браилко – начальник сектора;

А.В. Бабин – ведущий инженер;

И.Ю. Ширяева – инженер по маркетингу 1-й категории;

Е.А. Цилин – инженер 2-й категории;

Е.А. Пашкова – специалист по выставочной деятельности.

СОДЕРЖАНИЕ

Исследование структуры и механических свойств образцов, полученных с использованием технологии селективного лазерного сплавления из металлического титанового порошка марки ВТ6 10

Агаповичев А.В.; Сотов А.В.; Смелов В.Г.; Зайцев И.О.

Нанесение защитных покрытий методом плазменного напыления на изделия из сплава ВТ6, полученные селективным лазерным сплавлением 19

Гельчинский Б.Р.; Меркушев А.Г.; Долматов А.В.; Ильиных С.А.; Крашанинин В.А.; Романова О.В.; Захаров М.Н.; Дюльдина Э.В.; Жидовинова С.В.

Существующие решения промышленной лазерной маркировки 30

Гилязов М.Р.

Оптическая система двумерного сканатора лазерного излучения для аддитивной машины..... 37

Гилязов М.Р.

Расчетное построение диаграмм сжатия сетчатых конструкций, синтезированных методом селективного лазерного сплавления 44

Яковлев Н.О.; Гриневич Д.В.; Мазалов П.Б.

Лазерная сварка заготовок, полученных аддитивными технологиями 63

Курынцев С.В.; Морушкин А.Е.; Гильмутдинов А.Х.

Фотополимеризующая смола для лазерной стереолитографии «ИПЛИТ-4»..... 73

Марков М.А.

Получение материала на основе нитрида кремния методом селективного лазерного спекания 76

Михайлов И.Г.; Зайцев В.С.

Расчет сооружений из бетона на основании подходов к механическому моделированию аддитивных технологий 86

Манжиров А.В.; Паршин Д.А.

Научно-технологические основы синтеза металлокерамических композиционных материалов и их применения в аддитивном производстве..... 98

Промахов В.В.; Зиатдинов М.Х.; Жуков А.С.; Жуков И.А.; Климова-Корсмик О.Г.; Корсмик Р.С.

Суспензии на основе оксида циркония в акрилатных мономерах для 3D печати 111

Соколов П.С.; Комиссаренко Д.А.; Досовицкий Г.А.; Шмелёва И.А.; Слюсарь И.В.; Досовицкий А.Е.

Разработка аддитивных технологических процессов изготовления жаровых труб ГТД из отечественного порошка марки ВВ751П..... 122

Сотов А.В.; Смелов В.Г.; Агаповичев А.В.; Зайцев И.О.

Влияние расчетной сетки и объема нанесенного материала на точность прогнозирования остаточных напряжений и короблений при моделировании аддитивного производства 128

Демезон Оливье, Троянова К.И.

Моделирование динамики, структурной механики и теплообмена частиц порошка для аддитивных лазерных технологий..... 142

Хамидуллин Б.А.; Мансуров Ш.Р.; Рахимова Л.Р.; Романова Д.С.; Цивильский И.В.

Разработка УФ-отверждаемых полимерных материалов для использования в аддитивных технологиях 157

Мурох А.Ф.; Синеокова О.А.; Зайтова Н.В.; Хамидулова З.С.; Луконин В.П.

Опыт использования аддитивных технологий при конструировании бесплатформенных инерциальных навигационных систем беспилотных летательных аппаратов 165

Фролов А.В.; Шаповалов П.А.

3D-принтер с программируемой термостатичной камерой для работы с высокотемпературными и специальными техническими полимерами 174

Благинин С.И.; Синьков А.В.; Бойцов Е.П.

Использование стереолитографических моделей при реконструкции обширных дефектов свода черепа 182

Внук В.В.; Ипполитов Е.В.

Сканирующее лазерное упрочнение стали 4X5MФС 188

Горунов А.И.; Шамсиев М.Р.; Васильев И.С.; Гайсина А.Р.;
Гильмутдинов А.Х.

Лазерно-акустический метод аддитивного производства штампов... 208

Горунов А.И.; Поникаров А.В.; Романова А.М.; Гайсина А.Р.;
Гильмутдинов А.Х.

Перспективы применения лазерно-акустического метода аддитивного производства для алюминиевых сплавов 218

Горунов А.И.; Гайсина А.Р.; Мухаметов А.Н.; Гильмутдинов А.Х.

Преимущества аддитивных технологий в качестве альтернативы традиционным технологиям 229

Низовцев В.Е.; Климов Д.А.; Ступеньков М.И.; Бредихина Е.Н.

Разработка системы качества технологии селективного лазерного сплавления отечественных порошковых композиций 235

Смелов В.Г.; Агаповичев А.В.; Сотов А.В.; Кокарева В.В.; Анипченко Л.А.;
Зайцев И.О.

Установка для селективного лазерного плавления металлических порошков 247

Григорьянц А.Г.; Колчанов Д.С.; Дренин А.А.

Численное моделирование процесса печати методом лазерного спекания 261

Кондратьев Д.В.

Современные численные модели и программные продукты в аддитивном производстве..... 269

Кривилев М.Д.; Гордеев Г.А.; Анкудинов В.Е.; Шутов И.В.; Харанжевский Е.В.

Опыт использования методов и программных продуктов топологической оптимизации при проектировании кронштейнов аэрокосмического назначения, изготавливаемых по аддитивным технологиям..... 283

Куркин Е.И.; Спирина М.О.; Азизов Р.Д.

Изменения структуры, фазового состава и механических свойств сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления, в процессе баротермической обработки и длительных отжигов..... 290

Евгенов А.Г.; Мазалов И.С.; Зайцев Д.В.; Прагер С.М.

Исследование микроструктуры и свойств термопластичных порошковых композиций для селективного лазерного спекания..... 305

Ларионов С.А.; Кирин Б.С.; Сорокин А.Е.; Лонский С.Л.; Куршев Е.В.; Ходырев Н.А.; Чудосай Ю.В.

Цифровая технология и оборудование для аддитивного производства объемных изделий из цветных сплавов на основе нейросетевого управления процессом электродугового послойного формования 319

Паршин С.Г.; Майстро А.С.; Переверзев А.Е.

Перспективы применения аддитивных технологий изготовления деталей и узлов из керамических композиционных материалов 333

Низовцев В.Е.; Климов Д.А.; Ступеньков М.И.; Бредихина Е.Н.; Бортников А.Д.

Теоретическое исследование особенностей формирования нанобъектов по технологии лазерной наностереолитографии..... 341

Никитин А.Н.

Исследование структуры сплава ЖС32, полученного методом селективного лазерного сплавления, после высокотемпературных механических испытаний..... 354

Раевских А.Н.; Петрушин Н.В.; Чабина Е.Б.

Особенности структуры и свойств материала жаропрочного интерметаллидного никелевого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления..... 368

Сухов Д.И.; Базылева О.А.; Неруш С.В.; Аргинбаева Э.Г.; Зайцев Д.В.

Сфероидизация частиц металлических порошков в плазме и их консолидация методами ГИП и СЛМ..... 373

Самохин А.В.; Фадеев А.А.; Алексеев Н.В.; Синайский М.А.; Суфияров В.Ш.; Капланский Ю.Ю.

Спектрометрия лазерно-индуцированной плазмы для анализа состава изделий в процессе коаксиальной лазерной наплавки..... 387

Леднев В.Н.; Третьяков Р.С.; Сдвиженский П.А.; Асютин Р.Д.; Гришин М.Я.; Першин С.М.

Особенности рентгеновского неразрушающего контроля изделий, изготовленных по аддитивным технологиям 395

Крупнина О.А.; Косарина Е.И.; Смирнов А.В.

Разработка, паспортизация и применение металлопорошковой композиции жаропрочного кобальтового сплава отечественного производства для изготовления элементов камер сгорания ГТД большой мощности 408

Сасарин А.М.; Федосеев Д.В.; Федоров Н.В.; Редькин И.А.

Численное исследование влияния капиллярных и термокапиллярных явлений при лазерной наплавке на микроструктуру получаемых слоев 417

Хоменко М.Д.; Мирзаде Ф.Х.

Применение аддитивных технологий при реконструкции дефектов нижней челюсти композитными биоматериалами..... 429

Черобыло С.А.

Особенности загрязнения оборотного порошкового материала в процессе селективного лазерного синтеза..... 433

Шуртаков С.В.; Евгенов А.Г.; Прагер С.М.; Малинин Р.Ю.

О возможности разработки особо жаропрочных сплавов на основе эвтектики в системе Nb-Nb₂C..... 448

Карпов М.И.; Прохоров Д.В.; Строганова Т.С.; Гнесин Б.А.; Светлов И.Л.

УДК 621.74

Исследование структуры и механических свойств образцов, полученных с использованием технологии селективного лазерного сплавления из металлического титанового порошка марки ВТ6

Агаповичев А.В.¹; Сотов А.В.¹; Смелов В.Г.¹, к.т.н.; Зайцев И.О.¹

agapovichev5@mail.ru, SotovAnton@yandex.ru, pdla_smelov@mail.ru, invest@niiekran.ru

¹*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» (Самарский университет)*

¹*Samara University*

Аннотация:

На структуру и механические свойства материала, получаемого технологией селективного лазерного сплавления, влияет большое количество факторов. Путем правильного понимания и управления этими факторами можно получать материалы по качеству, не уступающие материалам полученным традиционными способами производства. Технология селективного лазерного сплавления представляет собой сложный процесс, при котором большое число параметров влияет на качество конечного продукта. Сложность процесса селективного лазерного сплавления заключается во многих тепловых, физических и механических взаимодействиях и влиянии на них большого количества параметров.

Проведено исследование микроструктуры материала, полученного технологией селективного лазерного плавления из металлического титанового порошка сплава ВТ6. Проведены химический и

гранулометрический анализ исходного титанового порошка сплава ВТ6. Исследован химический состав материала, полученного технологией селективного лазерного сплавления из металлического порошка сплава ВТ6. Проведены статические испытания образцов, изготовленных при различных режимах лазерного излучения, на растяжение для определения влияния режимов лазерного излучения на механические свойства материала.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, структура материала, предел прочности, шероховатость, линейная плотность энергии.

Введение

На сегодняшний день перспективным является использование аддитивных технологий для производства высокотехнологичной продукции, из сложно обрабатываемых материалов и с применением новых конструктивных решений. Одним из направлений аддитивных технологий является технология селективного лазерного сплавления (СЛС). Селективное лазерное сплавление (Selective laser melting, SLM, СЛС) – один из новых методов аддитивного производства, использующий лазеры высокой мощности (как правило, иттербиевые волоконные лазеры) для создания трехмерных физических объектов за счет сплавления металлических порошков [1].

Технология СЛС позволяет производить детали сложной формы, в короткие сроки, практически без использования технологической оснастки, за счет чего резко сокращается цикл производства изделий [2–5].

В технологии СЛС используется лазер высокой мощности для расплавления тонкого слоя порошка в соответствии с 3D моделью [6]. В последнее время наблюдается значительный рост применения аддитивных технологий при производстве сложнопрофильных деталей из сложнообрабатываемых материалов [7].

Актуальной является задача по исследованию влияния основных технологических параметров, таких как мощность лазерного излучения и скорость сканирования на микроструктуру материала, его механические свойства и шероховатость. В дальнейшем эти исследования позволят получать детали с различными механическими свойствами, за счет разного структурного состояния.

На качество материала, получаемого методом СЛС, влияет большое количество факторов. Путем правильного понимания и управления этими факторами можно получать материалы по качеству, не уступающие материалам полученным традиционными способами производства. Метод СЛС представляет собой сложный процесс, при котором большое число параметров влияет на качество конечного продукта. Сложность процесса СЛС заключается во многих тепловых, физических и механических взаимодействиях и влиянии на них большого количества параметров.

Методика исследования и оборудование

Объектами исследования являются, порошок титанового сплава ВТ6 и образцы, полученные из этого материала, технологией СЛС.

Изготовление образцов для проведения физико-механических испытаний производилось на установке селективного лазерного сплавления SLM 280^{HL} компании SLM Solutions.

Процесс селективного лазерного сплавления позволяет изготавливать детали с толщиной слоя от 20 до 100 мкм. Процесс СЛС начинается с разбиения цифровой трехмерной CAD модели на слои. Затем при помощи специального модуля, входящего в программное обеспечение MagicsRP, назначаются параметры построения детали (мощность лазерного излучения, скорость сканирования и т.д.). После этого все данные передаются в установку для начала процесса построения. Из бака, в котором содержится металлический порошок при помощи шнека исходный материал порционно подается в дозатор (рекоутер). Дозатор перемещаясь в горизонтальном

направлении доставляет металлический порошок на платформу построения и при помощи силиконового ножа разравнивает его. Излишки металлического порошка попадают в передний и задний баки. После того как слой порошка выравнен в работу вступает лазер и при помощи системы зеркал выборочно сплавляет металлический порошок. При воздействии лазерного излучения порошок нагревается, а при приложении необходимой энергии, плавится образуя жидкую ванну. Затем жидкая ванна быстро затвердевает тем самым образуя фрагмент детали. После того как селективное лазерное сканирование текущего слоя закончено, платформа построения при помощи поршня опускается по оси Z на величину слоя, и насыпается новый слой порошка. Процесс является циклическим и повторяется до тех пор, пока изделие не будет полностью закончено (рисунок 1).

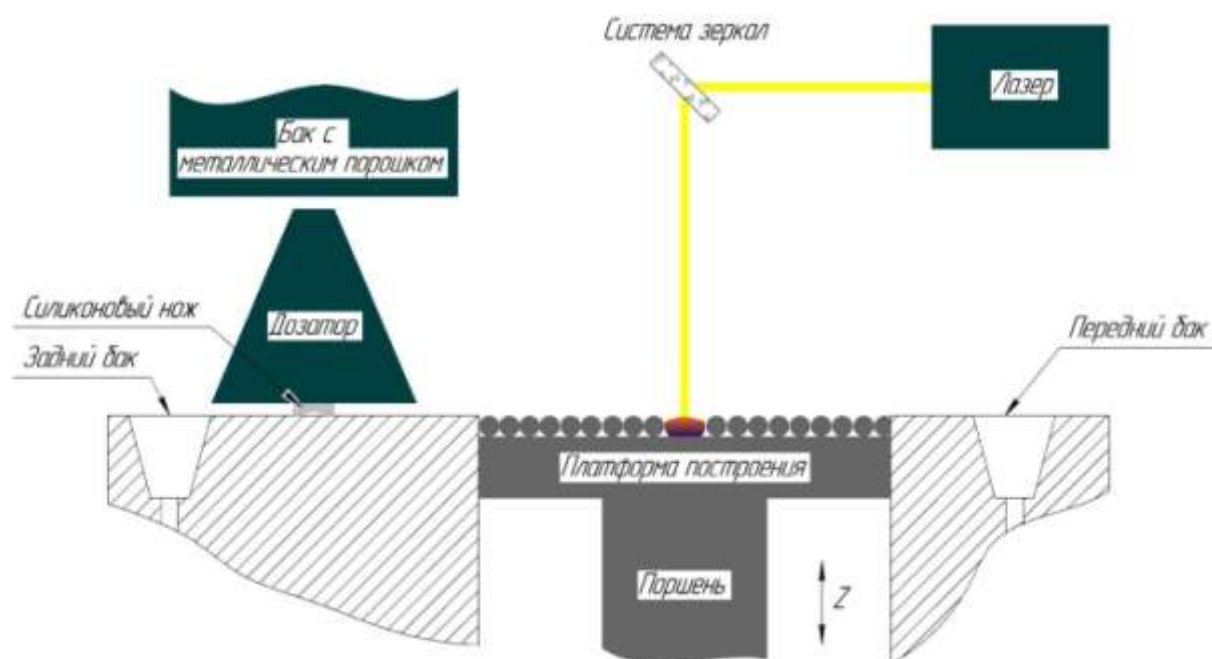


Рис. 1 – Принципиальная схема технологии селективного лазерного сплавления

Процесс построения деталей происходит внутри герметичной камеры, в среде защитного газа (аргон). Существует возможность предварительного нагрева платформы построения до температуры 180⁰С. В этом случае

наблюдается более равномерное распределение температуры внутри камеры построения.

Исследование формы частиц металлического порошка, а также металлографические исследования изготовленных образцов проводились на растровом электронном микроскопе Tescan Vega. Исследования химического состава металлического порошка и изготовленных образцов проводились с помощью энергодисперсионной приставки растрового электронного микроскопа Tescan Vega.

Подготовка шлифов осуществлялась абразивным методом в 3 перехода с использованием шлифовально-полировального станка Metkon GRIPO 1V. Микроструктуру образцов выявляли путем травления.

Исследование механических свойств образцов производилось на напольной системе для усталостных испытаний модели INSTRON 8802. Параметры шероховатости изготовленных образцов определялись на профилометре Hommel-Elomic W55 согласно ГОСТ 2789-73.

Экспериментальная часть

Важной характеристикой порошков является форма частиц, которая в основном зависит от метода получения и может быть сферической, губчатой, осколочной, тарельчатой, дендритной и плоской или чешуйчатой [8]. Результаты исследований порошка в состоянии поставки в виде микрофотографии представлены на рисунке 2.

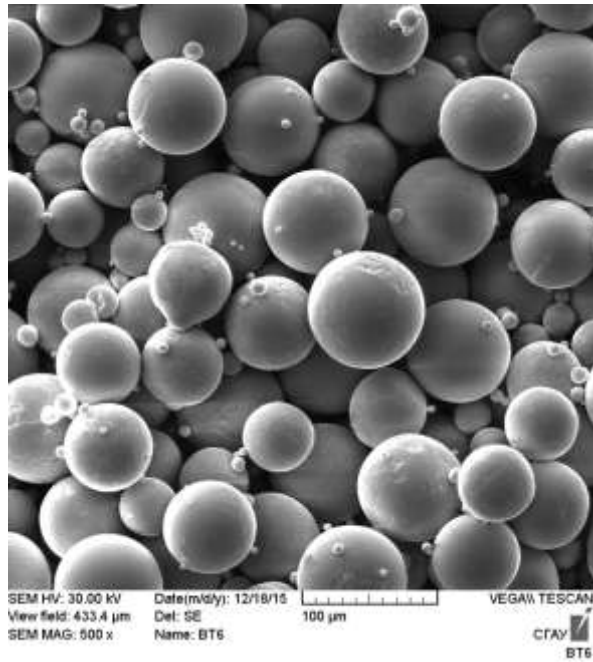


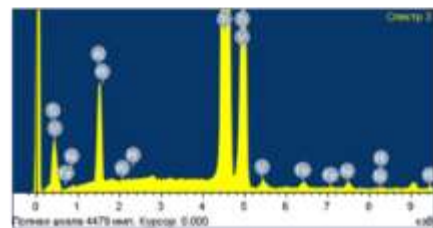
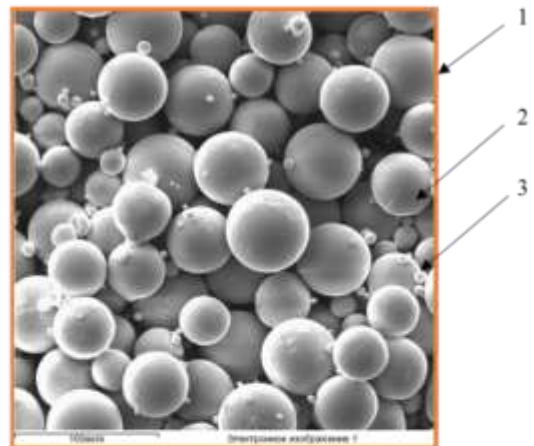
Рис. 2 – Внешний вид частиц порошка сплава BT6

Химический анализ порошка представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический анализ металлического порошка сплава BT6

Элемент	Объем	Частица	Сателлит
	1	2	3
Al	5.92	6,30	5,9
Ti	86.81	86,25	86,91
V	4.60	4,70	4,55
Fe	0.61	0,55	0,60
Ni	0.66	0,7	0,57
Pt	1.40	1,5	1,47
Итого	100,00	100,00	100,00



Исследования показали, что порошковый материал в основном, имеет правильную сферическую форму, с незначительным количеством сателлитов. Поверхность частичек порошка имеет выраженную дендритную структуру без следов инородных включений. Химический состав соответствует ТУ 1791-001-1180508902014.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что предел прочности сплава ВТ6 полученного технологией СЛС немного уступает пределу прочности сплава ВТ6 полученного прокатом и штамповкой и составляет 1050 МПа.

Микроструктура материала образца показана на рисунке 3.

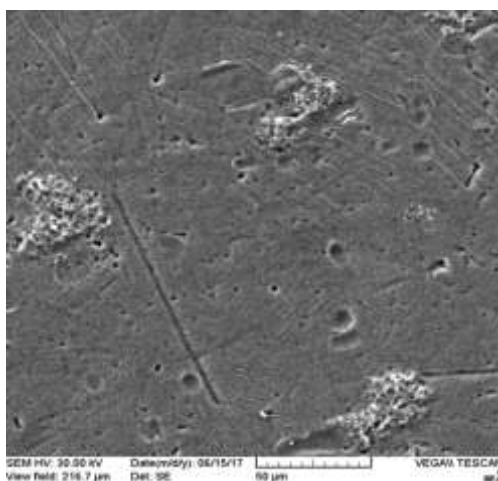


Рис. 3 – Микроструктура материала образцов титанового сплава марки ВТ6

В структуре материала образцов отсутствуют дефекты в виде несплавленных частичек и микротрещин. Следует отметить что в исследуемых образцах было отмечено наличие несплошностей и пор размером до 50 мкм, что сопоставимо с размерами используемой фракции порошкового материала.

Выводы

Исследуемый порошок титанового сплава ВТ6 может быть использован для изготовления деталей типа полномасштабных плоских образцов на растяжение методом СЛС с применением установки SLM 280^{HL}. Для

проведения сравнительного анализа прочностных характеристик образцов полученных методом СЛС из титанового сплава ВТ6, с образцами из этого сплава полученными традиционными способами, планируется изготовление натуральных цилиндрических образцов.

Произведены исследования микроструктуры и механических свойств образцов, полученных методом СЛС из титанового сплава ВТ6.

Исследование влияния режимов СЛС на процесс сплавления материала титанового сплава ВТ6 позволит в дальнейшем получить качественную структуру этого материала, что в свою очередь даст возможность применять данный материал при изготовлении сложнопрофильных деталей газотурбинных двигателей.

Литература

1. Граф Б., Гок С.Э., Гуменюк А.В., Ретмайер М. Комбинированные лазерные аддитивные технологии производства лопаток турбин сложной геометрической формы // Глобальная ядерная безопасность. 2016. № 3(20). С. 34–42.

2. Гарибов Г.С. Металлургия гранул – основа создания новых материалов для перспективных авиадвигателей // Пермские авиационные двигатели. 2012. № 26 С. 58–63.

3. Шишковский И.В. Основы аддитивных технологий высокого разрешения. - СПб.: Питер, 2016.- 400 с.: ил.

4. Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении. - Издательство политехнического университета СПб., 2013.- 210 стр.

5. Суфияров В.Ш., Попович А.А., Борисов Е.В., Полозов И.А. Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава // Цветные металлы. 2015. № 1. С. 79–84.

6. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // ТРУДЫ ВИАМ, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. 2015. № 2. - 12 с.

7. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach, K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms. International Materials Reviews.-2012 № 57 (3) P. 133–164.

8. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. - М., «Металлургия», 1980.- 496 с.

УДК 621.791.927.55

Нанесение защитных покрытий методом плазменного напыления на изделия из сплава ВТ6, полученные селективным лазерным сплавлением

Гельчинский Б.Р.¹, д.ф.-м.н.; Меркушев А.Г.², Долматов А.В.¹, к.х.н.; Ильиных С.А.¹, к.т.н.; Крашанинин В.А.¹, к.ф.-м.н.; Романова О.В.¹; Захаров М.Н.¹; Дюльдина Э.В.³, к.т.н.; Жидовинова С.В.¹, к.х.н.

brg47@list.ru, bb105@mail.ru, dolmatov.imet@gmail.com,
sergil1957@mail.ru, krash_55@mail.ru, pridlize@mail.ru,
zaxar-75_8@mail.ru, e.dyuldina@mail.ru, zhysv@yandex.ru

¹*Институт металлургии УрО РАН*

²*Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина*

³*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова*

Аннотация:

С недавних пор актуальной становится проблема возможности нанесения функциональных покрытий на изделия, полученные методами аддитивных технологий, влияние этих покрытий на эксплуатационные свойства изделий. В докладе будет рассмотрена эта проблема на примере покрытий, нанесенных методом плазменного напыления на изделие из титанового сплава ВТ6.

Ключевые слова:

титановый сплав, селективное лазерное сплавление, плазменное покрытие, свойства покрытий, свойства детали.

Введение

Аддитивные технологии (АТ) предполагают изготовление детали методом послойного нанесения (добавления, англ. – «add») материала, в отличие от традиционных методов формирования детали, за счёт удаления материала из массива заготовки. Одним из наиболее перспективных методов АТ является селективное лазерное сплавление порошков (СЛС) [1–3]. Этот метод позволяет в кратчайшие сроки изготовить деталь любой сложности и конфигурации, что обуславливает высокие темпы распространения данной технологии в таких отраслях, как ракето- и самолетостроение, судо- и машиностроение, медицина (изготовление имплантов). Данная технология практически исключает необходимость последующей обработки изделия, что значительно экономит ресурсы, позволяя увеличить коэффициент использования материала (КИМ) до 90-95%, а также время на изготовление детали. Последние годы обсуждается проблема имеющихся дефектов, например, возникновение внутренних напряжений и, как следствие, короблений, трещин и пор. В настоящее время основные усилия ученых и инженеров направлены на более детальное изучение влияния параметров процесса на структуру, механизм и особенности уплотнения различных материалов под действием лазерного излучения с целью улучшения механических свойств и увеличения номенклатуры материалов, пригодных для аддитивного производства. Следует отметить, что практически нет работ, посвященных возможности нанесения функциональных покрытий на детали, изготовленные методами АТ, влиянию этих покрытий и методов их нанесения на свойства детали и т.п. Защитные и износостойкие покрытия обеспечивают возможность создания новых композиционных изделий, сочетающих высокую долговечность (износостойкость, коррозионную стойкость и др. специальные свойства) с достаточной надежностью, повышают эксплуатационную стойкость деталей машин и инструментов по сравнению со стойкостью, достигаемой известными способами термической

обработки [4–5]. Еще одним перспективным направлением становится нанесение покрытий на импланты из титана, полученные как методами АТ, так и традиционными. Известны работы по нанесению покрытий на титановые импланты плазменным и детонационным методами и изучению их свойств [6–8]. Для исследования нами выбран титановый сплав ВТ6, который обладает минимальной теплопроводностью и высокой прочностью, благодаря чему широко востребован для изготовления деталей военных и гражданских самолетов, авиационных двигателей, теплообменников различной производительности, судовых гребных винтов, элементов ракет и космических аппаратов, а также изделий медицинского назначения. Задача нанесения защитных покрытий с большой эффективностью может быть решена с помощью плазменных технологий, характеризующихся экономичностью, сравнительной простотой управления энергетическими характеристиками плазмы, использованием в качестве рабочих газов воздуха и пропана, а также регулируемым термическим воздействием на обрабатываемую деталь [9–10].

1. Методы получения изделий и покрытий, методики исследования

1.1. Получение изделий и покрытий

Детали из титанового сплава ВТ6 были изготовлены из порошка фирмы Raymor AP&S (размер 15–45 мкм) на установке EOSINT M 280, которая предназначена для прямого изготовления методом СЛС металлических изделий, используя только данные системы автоматизированного проектирования (CAD). Установка укомплектована твердотельным лазером мощностью 400 Вт. Такие лазеры обладают стабильными характеристиками и излучением. Система мониторинга лазера Laser Power Monitoring (LPM) позволяет контролировать параметры излучения во время процесса построения детали. Совместно с усовершенствованной системой управления подачи инертного газа это гарантирует оптимальные и стабильные условия

для получения деталей высокого качества. Система работает с азотом или аргоном в качестве защитного газа, что позволяет применять широкий спектр материалов на установке: легкие металлы, нержавеющие и инструментальные стали, титановые, никелевые сплавы и др. Перед нанесением порошковых композиций на изделия, полученные методами АТ, особое внимание необходимо уделить подготовке поверхности. Поверхность изделий, описываемых в данной работе и изготовленных технологией СЛС, покрыта множеством шарообразных частиц, что вызвано не полным проплавлением исходного порошкообразного сырья. Характерный пример такой структуры можно наблюдать в электронном микроскопе особенно при рассмотрении под острым углом к поверхности (рисунок 1). Поэтому для обеспечения высокой адгезионной прочности перед нанесением покрытий предварительно проводили дробеструйную обработку поверхности и ее обезжиривание.

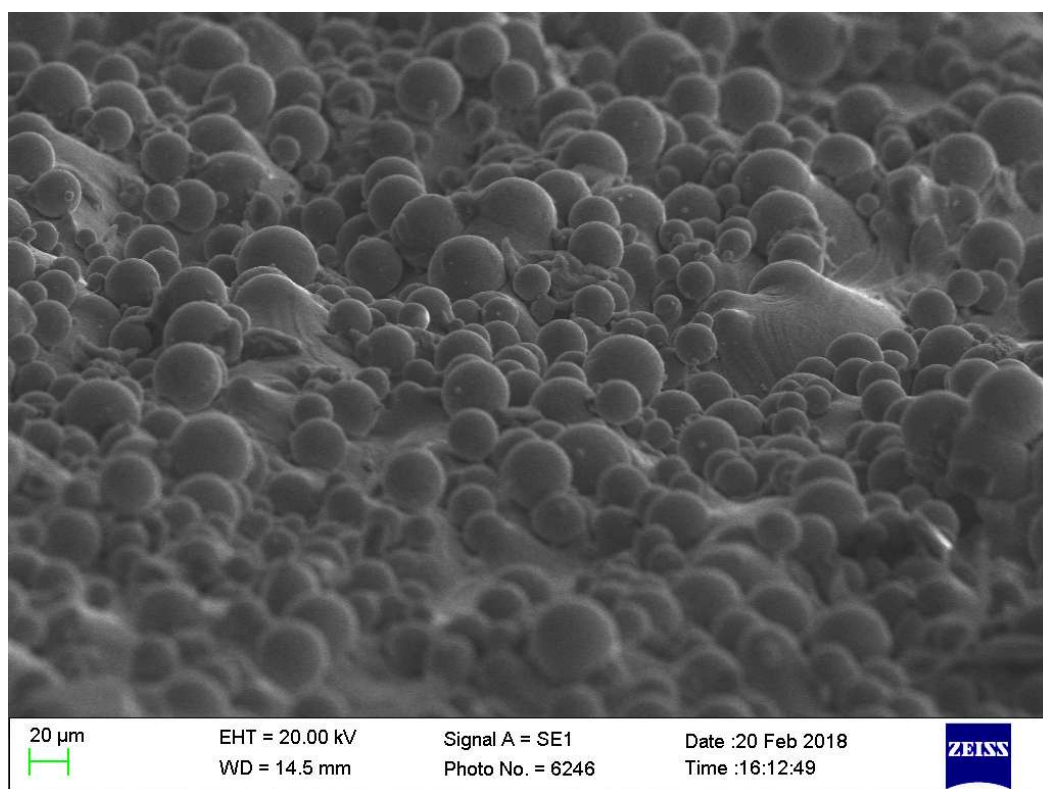


Рис. 1 – Поверхность детали (без покрытия), полученной методом СЛС из порошка сплава ВТ6. (Сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 40)

Покрyтия на поверхности изделий напылялись 3х секционным сверхзвуковым плазматроном при следующих параметрах: состав плазмообразующего газа воздух +пропан-бутан, рабочий ток 150А, напряжение 300В, давление газа 0,6 МПа, расстояние до образца 200–300 мм, скорость плазменного потока 1200–1500 м/с, что обеспечивает разгон частиц напыляемого материала к моменту встречи с подложкой до 800 м/с. В качестве исследуемых материалов для нанесения коррозионностойких и износостойких покрытий были выбраны порошки алюмоцинка (70% Al и 30% Zn, размер частиц 40–80 мкм. Детали с нанесенным покрытием представлены на рисунках 2 а, б.

а

б



Рис. 2 – Детали, полученные методом СЛС из порошка сплава ВТ6 с алюмоцинковым покрытием (70Al30Zn):

а – цилиндр; б – трапеция

Толщина нанесенного покрытия определялась толщиномером марки Dualscope MPOR (фирма Fisher).

1.2. *Определение прочности сцепления покрытия с основой*

Для определения прочности сцепления (адгезии) покрытия с основой был выбран метод испытаний на отрыв согласно ГОСТ 9.304-87. В виду того, что для нанесения покрытий были использованы уже имеющиеся заготовки, полученные методом АТ, их геометрия и размеры несколько отличаются от

стандартных, необходимых для испытаний на адгезионную прочность. Для испытаний была выбрана деталь в форме цилиндра (см. рис. 2а) диаметром 16 мм и высотой 60 мм. На обработанную поверхность титановой подложки напылялось исследуемое покрытие, к которому в свою очередь с помощью клея на основе эпоксидной смолы марки ЭД-20, отвердителя и наполнителя (окиси алюминия) соосно приклеивалась ответная цилиндрическая стальная деталь с диаметром 16 мм. В качестве образца сравнения использовали стальные цилиндры без покрытий, склеенные в тех же условиях. После отвердевания клея и выдержки склеенных образцов в течение 3 суток они подвергались испытанию на разрыв. Прочность сцепления покрытия с основой характеризует отношение нагрузки, при которой происходит отрыв пластины, к площади напыленного образца.

1.3. Определение микротвердости

Измерения микротвердости, съемка панорам и структуры покрытия выполнены на приборе MicroMet 5103 (фирма Buehler, Германия), предназначенного для измерения микротвердости по шкале Виккерса. Измерение микротвердости проводили при нагрузке 10 гр.

1.4. Металлографические исследования

Образцы для металлографического анализа запрессовывались на станке для горячей запрессовки образца в матрицу Simplimet 1000 Buehler (Германия) в фенольный компаунд с медным наполнителем ProbeMet. Затем образцы обрабатывались на автоматическом шлифовально-полировальном станке Tegramin 30 Struers (Германия) с применением абразивной бумаги, различных лубрикантов/суспензий. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51 при увеличениях 50-1500 крат и на сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 40, укомплектованном приставкой для анализа дифракционных картин HKL

Channel 5 EBSD (Premium) для химического микроанализа. Проведен анализ поверхности исходной детали и ее поперечного шлифа с нанесенным покрытием.

1.5. Рентгенофазовые исследования

Исследование фазового состава (РФА) проводилось на дифрактометре XRD 7000C (Shimadzu) в Cu K_α излучении. При расшифровке рентгенограмм использовались данные ICDD (International Centre for Diffraction Data 1213).

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Физико-механические свойства покрытий

Результаты измерения толщины покрытий, а также испытаний прочности сцепления покрытия с основой, пористости и микротвердости показаны в таблице 1.

Таблица 1

Физико-механические свойства покрытий

Состав покрытия	Толщина, мкм	Прочность сцепления, МПа	Пористость, %	Микротвердость, HV
Алюмоцинк	50–250	>10,64	1.5–2	48,2

2.2. Металлографические исследования микроструктуры.

На шлифе поперечного разреза исследуемой детали с нанесенным покрытием можно наблюдать полую структуру детали с разветвленной сетью ребер жесткости, обусловленных конструктивными особенностями изделия из титанового сплава, которые можно видеть на рис.2б. Толщина стенок и ребер жесткости, попавших в разрез шлифа (рисунок 3а) и имеющих светло-серый цвет, составляет 80–200 мкм, а в местах их сопряжения доходит до 500 мкм. Алюмоцинковое покрытие на снимке имеет темно-серый цвет со светлыми включениями частиц цинка. Его толщина колеблется в пределах 100–200 мкм, изредка достигая минимальных значений 50 мкм и максимальных в 250 мкм. На протяжении всей границы покрытия с титановой основой встречаются как

участки с хорошим контактом детали с покрытием, так и с образовавшимся зазором между ними. В местах сопряжения внутренних ребер жесткости с плоскостью, формирующей поверхность детали, покрытие очень плотно прилегает к основе. На других участках наблюдается отслоение покрытия, причем его часть толщиной в несколько микрон остается на титановой основе (Рисунок 3б), что может быть расценено, как отслоение покрытия после его нанесения в результате внешнего воздействия.

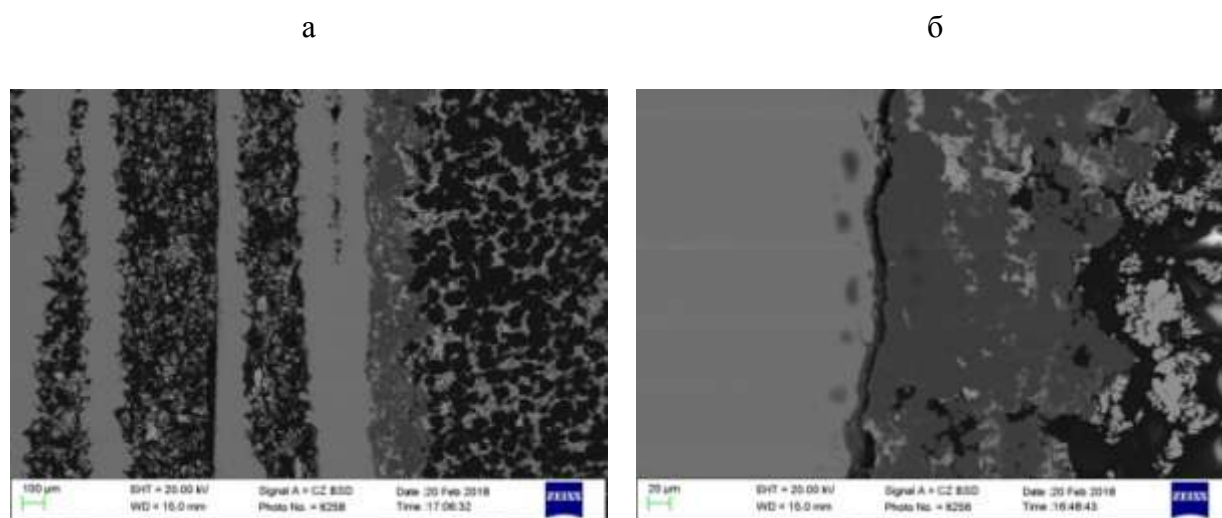


Рис. 3 – Металлографический шлиф поперечного разреза детали, представленной на рис.2б.

а – увеличение $\times 100$; б – увеличение $\times 500$

Сцепление покрытия с основой могло быть нарушено при деформации стенки детали с покрытием в момент горячей запрессовки ее в пластик. Для исключения в дальнейшем таких факторов следует проводить заливку тонкостенных деталей эпоксидными смолами, затвердевающими без создания избыточного давления или разряжения. Эффекты отслоения покрытия не должны появляться на полнотелых изделиях со снятыми внутренними напряжениями, изготовленных методами АТ, что подтверждается испытаниями на адгезионную прочность, проведенными в данной работе.

2.3. Рентгенофазовый анализ

Исследовался образец сплава ВТ6, полученный методом СЛС исходный и с алюмо-цинковым покрытием. На поверхности исходного

образца обнаружена только одна фаза – α -Ti, хотя в соответствии со стандартом сплав ВТ6 относится к двухфазной (α + β) области. Отсутствие β -Ti объясняется, видимо, малым содержанием стабилизирующего β -фазу ванадия – 2.83% масс. (вместо 4.5–5.3% по норме). На поверхности образца с алюмо-цинковым покрытием обнаружены следующие фазы: металлические алюминий, цинк и небольшое количество (не более 1%) оксида цинка ZnO. Покрытие однородно по составу по всей поверхности образца.

Заключение

Разработана и запущена в опытную эксплуатацию установка, позволяющая выполнять напыление со скоростью газоплазменной фазы до 1200 м/с, что обеспечивает разгон частиц покрываемого материала к моменту встречи с подложкой до 800 м/с. Эти показатели соответствуют параметрам лучших мировых аналогов. Сверхзвуковые плазменные покрытия имеют равномерную структуру по толщине, следовательно, меньше дефектов. Микроструктура их имеет строение, близкое к аморфному. Получаемые с применением сверхзвукового плазменного напыления покрытия не имеют дефектов, плотная часть покрытия отличается высокой дисперсностью и высокими прочностными показателями. Наличие тонких стенок детали, как основы для защитного покрытия, требует применения таких способов нанесения, которые оказывали бы минимальное механическое, термическое или химическое воздействие на элементы детали. Метод сверхзвукового плазменного нанесения покрытий при определенных технологических режимах позволяет получать плотное покрытие без перегрева основы. Рентгенограммы, полученные облучением образцов с поверхности, не содержат спектра титана, что также говорит о сплошности покрытий. Полученные результаты по физико-химическим свойствам покрытий показывают, что основным фактором, определяющим качество покрытий, является скорость полета частиц.

Литература

1. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. №2 (11). С. 52–55.
2. Зленко М.А. Аддитивные технологии в машиностроении /М.В. Нагайцев, В.М. Довбыш // пособие для инженеров. – М. ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ» 2015. 220 с.
3. Дынин Н.В., Иванова А.О., Хасиков Д.В., Оглодков М.С. Селективное лазерное сплавление алюминиевых сплавов(обзор)//Труды ВИАМ, 2017. №8 (56). С. 12–23.
4. Тушинский Л.И., Плохов А.В., Токарев О.А., Синдеев В.И. Методы исследования материалов: структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий. М.: Мир, 2004.
5. Хасуй А., Моригаки О. Наплавка и напыление. /Пер. с японского. Под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. М.: Машиностроение, 1985.
6. Yu-PengLu*, Mu-Sen Li, Shi-TongLi, Zhi-GangWang, Rui-Fu Zhu Plasma-sprayed hydroxyapatite+titania composite bond coat for hydroxyapatite coatingon titanium substrate. // Biomaterials. – 2004. – № 25. – P. 4393–4403.
7. Plasma sprayed hydroxyapatite coatings on titanium substrates Part 2: optimisation of coating properties. Y.C. Tsui, C. Doyle, T.W Clyne. // Biomaterials. 1998. – Vol. 19. – Iss. 22. – P. 2031–2043.
8. Попова А.А. Получение детонационных биосовместимых покрытий на титановые импланты из порошковых механокомпозитов состава: гидроксипатит кальция – никелид титана// Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Сибирский федеральный университет. Красноярск, 2016.
9. Пузряков А.Ф. Теоретические основы технологии плазменного напыления. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008.

10. Kai Yang, Xiaming Zhou, Chenguang Liu, Shunyan Tao, and Chuanxian Ding Sliding Sliding Wear Performance of Plasma-Sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ Composite Coatings Against Graphite under Severe Conditions// Journal of Thermal Spray Technology. 2013. V.22, № 7. P.1154–1162.

УДК 621.373.826; 621.9.048.7

Существующие решения промышленной лазерной маркировки

Гилязов М.Р.^{1,2}

mrgilyazov@kai.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им. А. Н. Туполева–КАИ*

²*ООО «Гравер-Лазер»*

Аннотация:

В данной работе представлены результаты анализа научно-технических решений в области промышленной лазерной маркировки, отраженных в базе данных отечественных запатентованных объектов. Выработана классификация патентов в данном классе технических решений и дан краткий анализ текущей ситуации. Проанализированы тенденции развития метода лазерной маркировки.

Ключевые слова:

промышленная маркировка; гравировка; гальво-сканатор.

Введение

Потребность промышленности в маркировке деталей с каждым годом растет и это видно из состава оборудования на модернизированных и вновь создаваемых промышленных линиях. А с увеличением автоматизации и развития машинного зрения, маркировка каждой детали дает большие возможности в оптимизации производственных процессов.

В данной работе была поставлена задача проанализировать потенциал научной мысли в области промышленной лазерной маркировки, отраженной в базе данных Федерального института промышленной собственности. Состояние отечественной науки и техники в области промышленной лазерной маркировки было изучено путем анализа патентованных решений, определенных в ходе проведенного патентного исследования. Так, было выбрано 110 патентов касательно лазерной маркировки, выработаны критерии, согласно которым проведена классификация изучаемого материала.

В целом, каждое научно-техническое решение представляет собой часть какого-то отдельного метода маркировки и устройства его реализующего. Конструктивно лазерный маркер (маркиратор) состоит из нескольких обязательных элементов [1]:

1. Источник излучения;
2. Система, отклоняющая и фокусирующая лазерный луч;
3. Система управления;
4. Оснастка.

Следовательно, метод гравировки и составляющие маркиратора являются объектами, совершенствование которых является целью патентных решений.

Исследование

Проанализировав массив патентной информации, относящейся к лазерной маркировке, была выработана классификация, основанная на группировке по объекту, оснастке, источнику, способу, цели маркировки.

Объект маркировки

Можно выделить два признака, касающихся объекта маркировки – материал и криволинейность поверхности. Большинство решений касаются маркировки плоской поверхности металлов [2], пластика и бумаги [3]. Также есть часть решений посвященных специальным защитным маркировкам, и

для них объектом всегда являются сложные специализированные многослойные покрытия из металлов, УФ-чувствительных слоев и оптически прозрачных материалов. Встречаются также и специфические решения как маркировка куриных яиц [4].

Абсолютное большинство решений связано с воздействием лазера на плоскую поверхность [2]. Стоит отметить, что даже в случае единичных решений маркировки объектов с криволинейной поверхностью, маркировка проходит тем же способом что и для плоских [5]. При этом искажениями просто пренебрегают.

Оснастка для маркировки

Анализ показывает, что если объектом воздействия является плоская поверхность из однородного или многослойного материала, то оснастка в большинстве случаев не используется. Для единичных решений требуется маска-трафарет [6] или рука-робот [7]. Иногда требуется использование дальномеров, устройств для определения положения объекта воздействия или приборов контроля и стабилизации температуры [8].

По характеру оснастки можно сказать, что большинство решений нацелено на операции по маркировке неподвижных объектов.

Источник лазерного излучения

Выбор источника лазерного излучения в анализируемых объектах интеллектуальной собственности, очевидно, связан с типом объекта маркировки. Большинство решений связаны с твердотельными лазерами с длиной волны 1,06 мкм. Чуть менее используемый CO₂ лазер. Для создания защитных изображений в большинстве случаев используется засветка УФ-чувствительного слоя, соответственно и выбор делается в пользу лазера с длиной волны 0,40 до 0,53 мкм [9]. Все изученные решения используют лазеры в импульсном режиме.

Способ маркировки

Маркировка и гравировка характеризуются взаимодействием лазерного излучения с неким объектом. Сразу же можно провести разделение на воздействие с целью изменения физико-химических свойств локального объема объекта и на абляцию локального объема/испарение вещества.

Первый способ редко встречается, примером может быть формирование цветов побежалости на поверхности специальных сплавов [2, 10, 11] или модификация структуры полимерной пленки, видимых лишь при освещении ультрафиолетом [9, 12]

Второй способ можно разделить по месту воздействия – на поверхностное удаление вещества и объемное выжигание в толще без разрушения поверхности. Для второго направления необходим оптически прозрачный материал, удаление вещества в котором происходит только в фокусе лазерного луча в объеме вещества [13].

Еще одним классификационным признаком можно выделить характер воздействия лазерного излучения – трафаретный [6] или сканирующий [13]. Первый способ использует трафарет-маску, происходит одномоментное освещение лазерным лучом всей обрабатываемой поверхности. Данный способ отличается малой гибкостью рисунка, однако имеет высокую скорость. Второй способ должен иметь возможность взаимного изменения положений луча и объекта. Иногда это осуществляется за счет механического перемещения стола, на котором закреплен объект. Но чаще всего используются дефлекторы – оптические клинья, зеркала. Их в движение приводят электромоторы. В особо прецизионных установках используются гальво-сканаторы и даже пьезокерамические отклоняющие устройства [14].

Цель маркировки

Главной целью маркировки можно обозначить запись информации на объекте – треть решений ориентирована непосредственно на решение этой задачи. Большая часть связана с защитой объекта реализуемого созданием

трудно повторимой структуры на поверхности или в объеме. Еще половина выборки патентов сфокусировано на модификации существующих способов для повышения скорости нанесения и увеличения разрешения изображения.

Оставшиеся патенты посвящены решению отдельных задач, например, удаление пленок с авиационных деталей сложной конструкции [7] или формообразование деталей из неметаллов [15].

Выводы

Малое количество патентов в целом, а также низкий удельный процент иностранных решений зарегистрированных в Российском правовом поле в области такой массово применяемой технологии может свидетельствовать, что иностранные патентообладатели не только ожидают малую конкуренцию со стороны отечественных авторов, но и не ждут даже копирования своих научно-технических решений.

Было определено, что практически отсутствуют зарегистрированные решения в области объективов для лазерной маркировки, которые являются непременной составной частью любого современного маркиратора или гравера.

Также необходимо отметить отсутствие решений направленных на маркировку криволинейных поверхностей без искажений.

Таким образом, можно предположить, что существующие потребности в автоматизированной промышленной маркировке удовлетворены не в полной мере.

Работа выполнена в рамках задания №9.3236.2017/4.6, Федеральной Целевой Программы №14.578.21.0245; в рамках государственного контракта № 14.Z50.31.0023, постановление Правительства №220; а также государственного контракта, проект №22662 при поддержке Фонда Содействия Инновациям.

Литература

1. А. Валиулин. Лазерная маркировка материалов. Фотоника. 2007 г., 3.

2. Горный, Сергей Георгиевич, Патров, Михаил Иванович и Юдин, Константин Владимирович. Способ лазерной модификации поверхности металла или его сплава. №2287414 Россия, 27.05.2005 г. Патент на изобретение.

3. БЕР, Аннет, и др., и др. Способ изготовления защищенного или ценного документа. №2503547 Россия, 01.09.2009 г. Патент на изобретение.

4. ЧАЙТ, Митчел Бэрри, и др., и др. Устройство (варианты) и способ (варианты) для маркировки и упаковки яиц и других объектов. №2012134897 Россия, 19.01.2011 г. Заявка на изобретение.

5. ХАНСЕН, Бернд. Способ создания структуры изделия и изделие, произведенное таким способом. №2607750 Россия, 26.09.2012 г. Патент на изобретение.

6. Георгиевич, Горный Сергей, Григорьев, А. М. и Иванович, Патров Михаил. Установка для скоростного лазерного клеймения. №2240225 Россия, 23.12.2002 г. Патент на изобретение.

7. Курчатов, Иван Сергеевич, Муравьев, Эрнест Николаевич и Бучанов, Владимир Васильевич. Устройство для удаления покрытий неметаллических материалов. №147137 Россия, 06.06.2014 г. Патент на полезную модель.

8. Система автоматической стабилизации температуры лазерного технологического комплекса. Лапшин С.В., Гилязов М.Р., Казань: Академия наук Республики Татарстан, 2016. сборник докладов Всероссийской научно-практической конференции "НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ РОССИЙСКОЙ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ". Т. 2, стр. 580-584. ISBN 978-5-9690-0305-7.

9. Мельникова, Мария Александровна и Григорьянц, Александр Григорьевич. Устройство для нанесения информации в виде скрытого изображения на полимерную пленку. №131208 Россия, 07.03.2013 г. Патент на изобретение.

10. Вячеславович, Курынцев Сергей и Харисович, Гильмутдинов Альберт. Способ лазерного упрочнения полой металлической заготовки. №2640516 Россия, 22.11.2016 г. Патент на изобретение.

11. Горунов, Андрей Игоревич. Способ нанесения покрытия на образец (варианты) и устройство для его осуществления (варианты). №2645631 Россия, 07.12.2016 г. Патент на изобретение.

12. Создание покрытий и объемных изделий из материала на основе никеля методом аддитивной лазерной обработки. Горунов, Андрей Игоревич. 1, Москва: ООО НПП "ЭЛИЗ", 2016 г., Металлы. 0869-5733.

13. Михайлович, Ефимов Олег. Способ лазерного формирования изображения в прозрачных образцах (его варианты). №2123480 Россия, 27.05.1996 г. Патент на изобретение.

14. Никитич, Чумаков Александр и Михайлович, Леонов Александр. Лазерный маркер. 115699 Россия, 14.12.2011 г. Патент на полезную модель.

15. Любимов, Виктор Васильевич и Щукин, Александр Сергеевич. Способ лазерного импульсного формообразования твердых неметаллических материалов. №2394780 Россия, 13.04.2009 г. Патент на изобретение.

УДК 535.31 621.373.826

Оптическая система двумерного сканатора лазерного излучения для аддитивной машины

Гилязов М.Р.^{1,2}

mrgilyazov@kai.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им. А. Н. Туполева–КАИ*

²*ООО «Гравер-Лазер»*

Аннотация:

В работе проведен анализ построения объектива двумерного сканатора на основе одно- и двух-линзовой системы для излучения на длине волны 1,06 мкм. Показаны параметры и эффективность системы. Для каждой системы получен оптимальный вариант и даны технические критерии допустимого применения.

Ключевые слова:

сканирующая система, ф-тета линза.

Введение

Использование сканаторной оптической головки на основе двух взаимно перпендикулярных гальво-сканаторов стало практически эталоном в промышленности. Данное устройство используется и в лазерной маркировке и даже в аддитивных SLM-машинах [1]. Скорость сканирования достаточно высока для многих приложений, а по соотношению (точность*площадь сканирования)/цена остается на сегодняшний день на первом месте.

Гальво-сканаторы позволяют организовать позиционирование луча в любую точку на рабочей области (Рис. 1). Повороты зеркал обеспечивают оптический путь, а включение лазера в нужный момент производит абляцию или спекание материала на поверхности объекта [2].

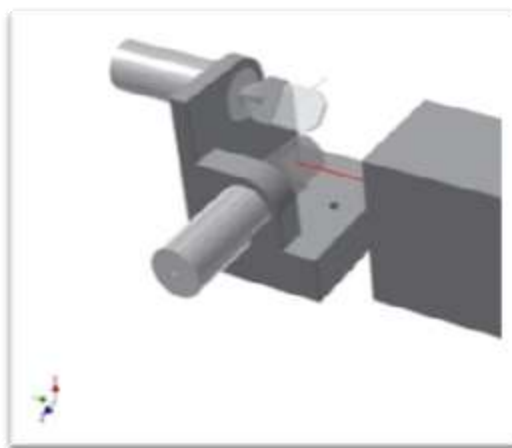


Рис. 1 – Расположение гальво-сканаторов

В большинстве случаев объект представляет собой плоскую поверхность, перпендикулярную выходной части оптической головки. Однако, встает вопрос фокусировки луча, так как при прохождении через систему его сечение не должно быть малым, иначе оно вызовет перегрев оптических элементов и их прожиг.

Необходимость применения специального рода объективов можно объяснить при помощи Рис. 2 (а), где изображен выходящий параллельный лазерный пучок из сканаторной оптической головки. Обычная двояко выпуклая линза формирует фокальную поверхность сферической формы, что не устраивает нас, так как нужна плоскость. Использование же, например, полевой линзы (Рис. 2(б)), дает фокальную плоскость, однако при повороте зеркала гальво-сканатора на угол θ зависимость положения фокуса будет нелинейным - $f \cdot \tan(\theta)$.

Максимально подходящим является объектив, формирующий фокус на расстоянии $f \cdot \theta$ от оптической оси, при повороте зеркала на соответствующий угол (Рис. 2 (в)) [3].

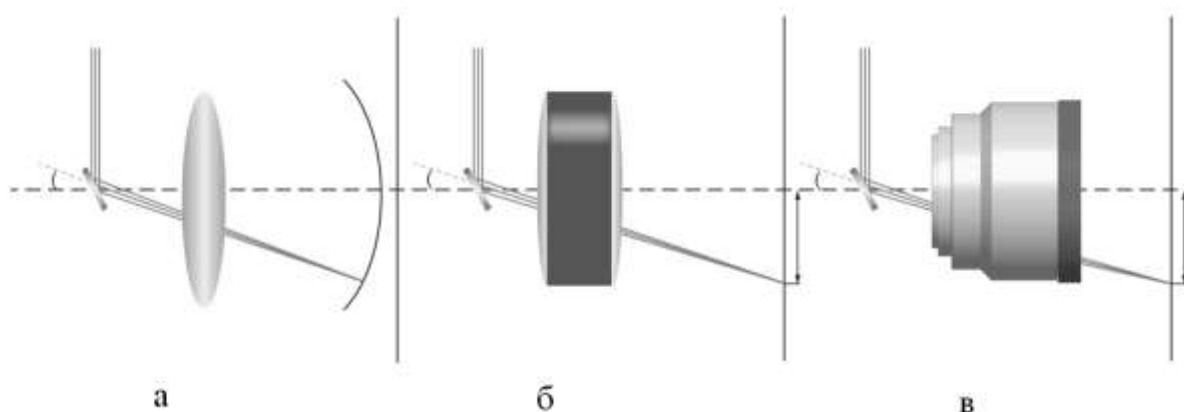


Рис. 2 – Виды объективов

В данной работе представлены результаты проектирования такого объектива на основе вначале одно-, а потом и двух-линзовых систем.

Условия эксперимента таковы, что все стекла выбраны марки ТФ10 – тяжелый флинт. Выбор обусловлен тем, что дает интегрально меньше aberrаций, по сравнению с легкими стеклами. Область сканирования выбрана 160×160 мм, отклонение лазерного пучка на входе: $\pm 26.5^\circ$. Диаметр входного пучка 2 мм, длина волны лазерного излучения 1,06 мкм.

Здесь и далее на графиках красным цветом обозначена характеристика $f \cdot \tan(\theta)$, зеленым цветом – $f \cdot \theta$, оранжевым – что мы получаем с анализируемой системой.

Ниже представлен лучший результат 25 вариантов построения одно-линзовой системы.

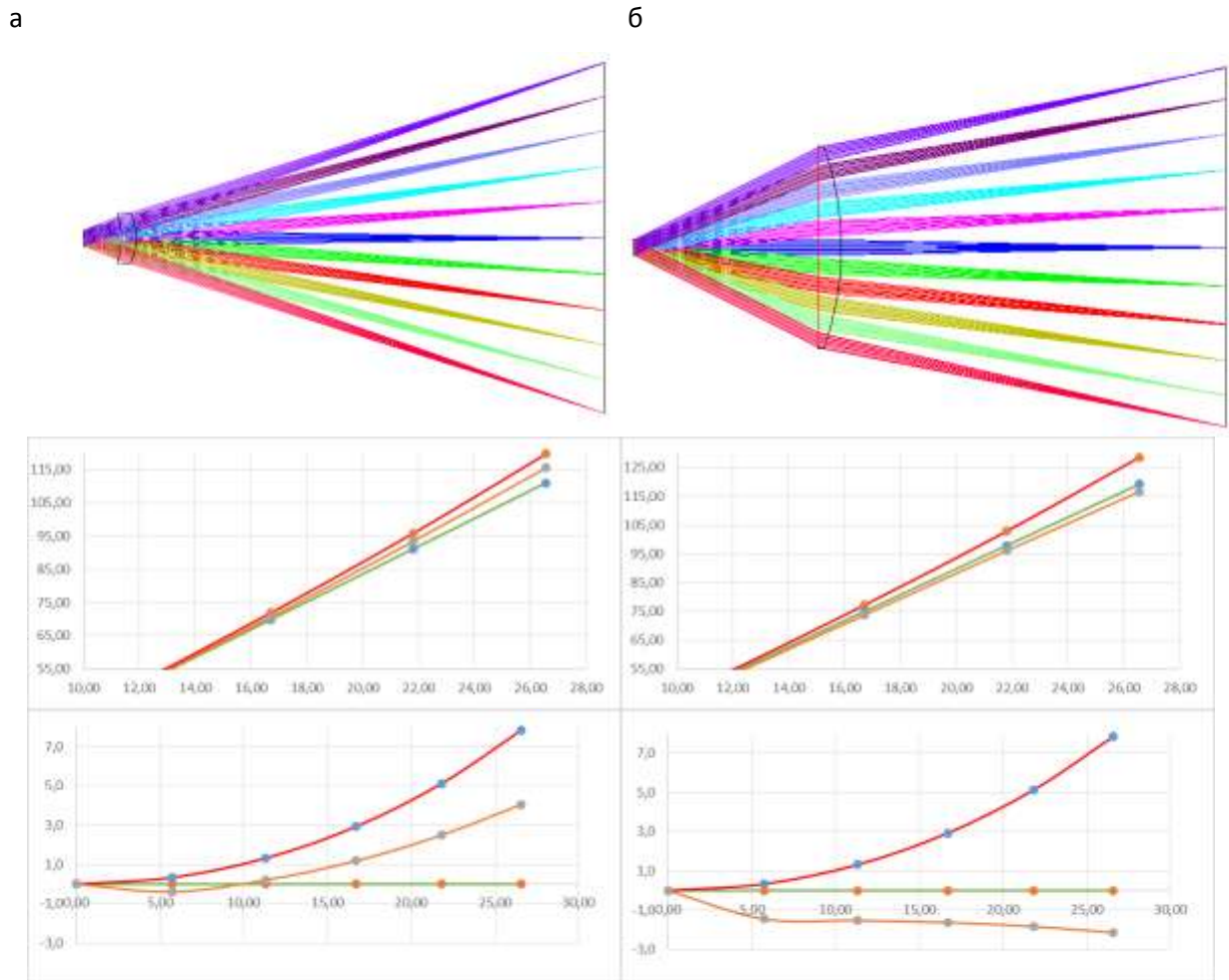


Рис. 3 – Однолинзовая система

На Рис. 3 (а) можно увидеть двояко выпуклую линзу, а на Рис. 3 (б) плоско выпуклую. Отклонение положения пятна фокусировка от $f \cdot \tan(\theta)$ и $f \cdot \theta$ в зависимости от угла наклона лазерного пучка в абсолютных единицах (мм/град) и ниже в процентом отношении (%/град). Параметры систем представлены в Таблице 1. Видно, что вариант а хуже чем б, однако и линза больше чем в 4 раза меньше, а значит технологически легче выполняема.

Таблица 1

Параметры одно-линзовой системы

Параметр	а	б
Фокусное расстояние линзы, мм	239,54	257,17
Рабочее расстояние, мм	250	250
Диаметр первой линзы, мм	30	130

Одной из характеристик линзы является искажение пятна на краю поля. На Рис. 3 (а) максимальный размер пятна на краю поля составляет порядка ~200 мкм, у Рис. 3 (б) ~100 мкм. Также, телецентричность второго варианта существенно выше.

После анализа результатов однолинзовой системы стало очевидно, что пятно размером в сотни мкм имеет достаточно малое применение.

Ниже представлен лучший результат 85 вариантов построения двухлинзовой системы.

На Рис. 4 (а) можно увидеть две вогнуто-выпуклые линзы, а на Рис. 4 (б) выпукло-плоскую и плоско-выпуклую.

Отклонение положения пятна фокусировки от $f \cdot \tan(\theta)$ и $f \cdot \theta$ в зависимости от угла наклона лазерного пучка в абсолютных единицах (мм/град) и ниже в процентном отношении (%/град).

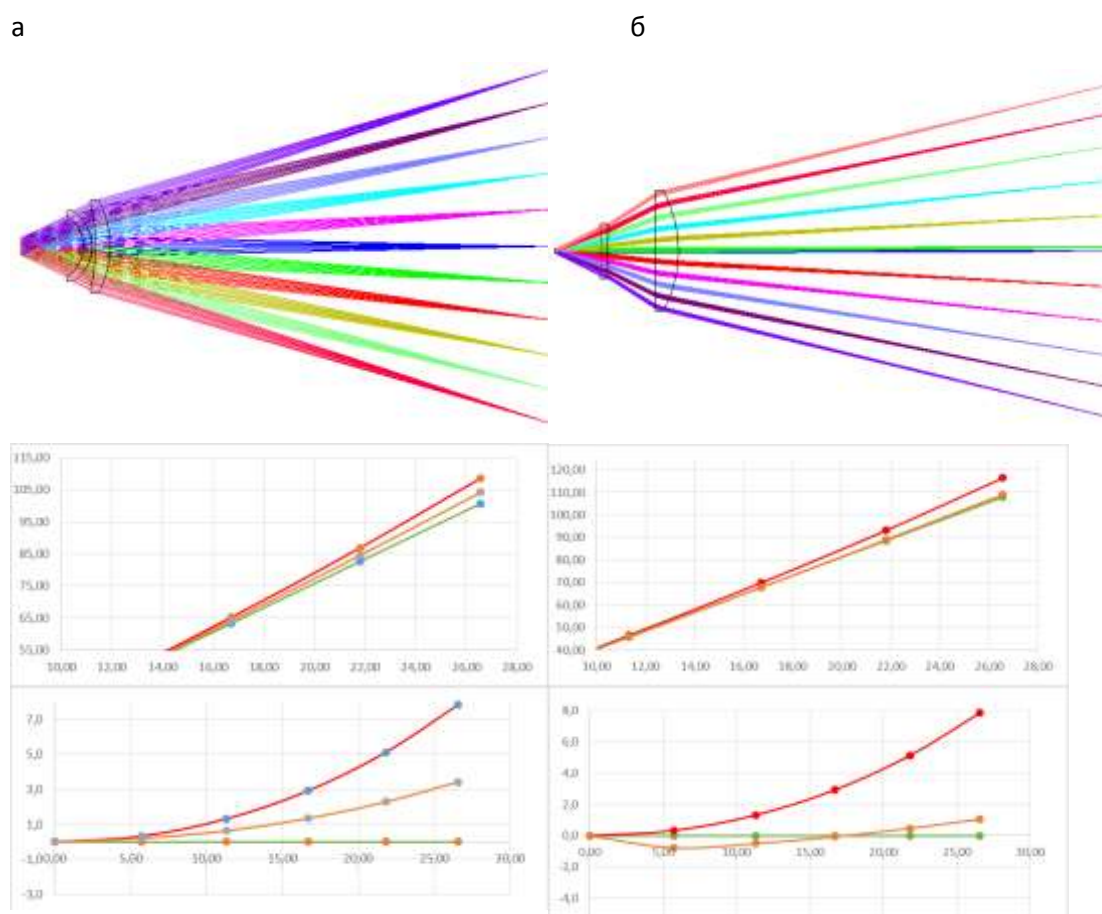


Рис. 4 – Двухлинзовая система

Параметры систем представлены в Таблице 2. Видно, что вариант «а» также хуже чем «б». Но в процентном отношении первый вариант лежит между $f \cdot \tan(\theta)$ и $f \cdot \theta$, а второй имеет нелинейную зависимость.

Таблица 2

Параметры двух-линзовой системы

Параметр	а	б
Фокусное расстояние линзы, мм	217,26	247
Рабочее расстояние, мм	250	250
Диаметр первой линзы, мм	40	39
Диаметр второй линзы, мм	55	56

Выбор между ними стоит делать в условиях решения конкретной технической задачи. На Рис. 4 (а) максимальный размер пятна на краю поля составил 65 мкм и Рис. 4 (б) – 22 мкм. Но вариант «а» более телецентричный.

Выводы

1. По полученным результатам видно, что в одно- и двух линзовых системах чем меньше фокусное расстояние, тем меньше в процентах максимальное отклонение;
2. Характер фокусировки пучков в области объекта (либо в одну, либо в другую сторону от идеала – прямая $f \cdot \theta$ (Рис. 4 (а)) во многом зависит от первой линзы системы: у сильно искривленной первой линзы зависимость идет в правильную сторону (выше $f \cdot \theta$, ближе к $f \cdot \tan(\theta)$), у линзы искривленной слабо – зависимость перебрасывается на другую – противоположную к $f \cdot \tan(\theta)$ сторону. Основываясь на этом можно выдвинуть гипотезу, что путем подбора кривизны первой линзы, можно заставить кривую положения фокусировки приблизиться на желаемую прямую $f \cdot \theta$ (на графике отклонения в процентах);

3. Первые исследования показали необходимость контроля телецентричности, так как даже при хороших показателях, осецентричность пятна на краях рабочей зоны сильно снижается – вытягивается или расширяется.

В целом, достигнут научно-технический результат имеющий применение в условиях пониженных технических требованиях к пятну. Очевидно, что и цена такой системы будет ниже.

Работа выполнена в рамках задания №9.3236.2017/4.6, Федеральной Целевой Программы №14.578.21.0245; в рамках государственного контракта № 14.Z50.31.0023, постановление Правительства №220; а также государственного контракта, проект №22662 при поддержке Фонда Содействия Инновациям.

Литература

1. Individualisierte Produktion mittels High Power Selective Laser Melting (SLM). Schleifenbaum, H., Meiners, W. и Wissenbach, K. 6, 2009 г., Werkstatttechnik online, Jahrgang 99, p. 376–383.
2. Multi-Laser Selective Laser Melting. Wiesner, Andreas и Schwarze, Dieter. Fürth : 2014. 8th International Conference on Photonic Technologies LANE 2014. T. Industrial Contributions.
3. Орлов, Андрей Евгеньевич, и др., и др. Устройство одновременного сканирования двумя лазерными пучками. №174390 Россия, 10.11.2016 г. Патент на полезную модель.

УДК 539.3-620.1

**Расчетное построение диаграмм сжатия сетчатых конструкций,
синтезированных методом селективного лазерного сплавления**

Яковлев Н.О.¹, к.т.н.; Гриневич Д.В.¹, к.т.н.; Мазалов П.Б.¹

lab30@viam.ru, viam.lab6@mail.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

В докладе приводятся результаты работы по математическому моделированию деформированию при сжатии образцов сетчатой конструкции с фермообразной элементарной ячейкой периодичности (звездчатый октаэдр – «octet-truss»), синтезированных методом селективного лазерного сплавления порошка стали CL20ES, а так же предложены варианты корректировки конечно-элементных моделей для повышения точности расчетов диаграмм деформирования.

Ключевые слова:

сетчатые конструкции, аддитивные технологии, моделирование, метод конечных элементов, объемная модель, балочная модель.

Введение

Для авиационной техники всегда является важным соответствие используемых материалов и технологий повышающимся требованиям надежности и экономической эффективности. Это приводит к дальнейшему

развитию технологии и созданию новых материалов, отвечающих современным требованиям [1–4].

Аддитивные технологические процессы открывают новые возможности в проектировании конструкций свободной формы, например, создание сетчатых регулярных и нерегулярных конструкций. Получаемые сетчатые структуры, имеют преимущество по массе по сравнению со сплошными, а по сравнению с пенными и стохастическими – значительно более высокую прочность [5].

В настоящее время наблюдается широкое внедрение в авиацию изделий, изготовленных методами аддитивного производства, в частности изделий, изготовленных из металлических порошков методом селективного лазерного сплавления. При этом такие детали должны отвечать предъявляемым к конструкции требованиям, в частности по комплексу физико-механических свойств, включая жесткость, несущую способность и др. [6–7].

Для использования сетчатых структур в проектировании необходима их расчетно-экспериментальная отработка, позволяющая получить подтвержденные данные об особенностях деформирования конструкции [8–11].

Расчетно-экспериментальная отработка включает в себя построение верифицированной математической модели. Подобную модель можно построить на основе результатов испытаний элементов конструкций или элементарных образцов, состоящих из ограниченного количества ячеек периодичности. Далее модель элементарного образца может быть расширена на модель реальных элементов конструкций и деталей. С её помощью оптимизируется форма элементарной ячейки и заполняемость деталей конструкции. Для проектирования важна размерность получаемой задачи. Размноженная элементарная ячейка многократно увеличивает размерность будущих задач расчета прочности сетчатых конструкций, поэтому приоритет

для дальнейшего использования стоит перед моделями меньшей размерности, например, состоящих из балочных элементов или представляющих аппроксимацию в виде сплошной среды [12, 13].

В данной работе рассматривается применимость балочной модели для оценки напряженно-деформированного состояния сетчатой конструкции в форме призматического образца при сжатии для расчетного построения диаграммы деформирования. Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.2: Квалификация и исследования материалов. («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

В качестве объекта исследования в данной работе рассматривается призматический образец сетчатой конструкции (рис. 1), синтезированный методом селективного лазерного сплавления, из порошка стали CL20ES. Модуль упругости данной стали, полученной по традиционной технологии, составляет ~ 200 ГПа, плотность – $7\,900$ кг/м³, предел прочности при растяжении – 570 МПа, предел текучести – 470 МПа. Сечение образца составляло 20×20 мм², высота – 60 мм. Для равномерного приложения нагрузки торцы образцов изготавливались монолитными, толщиной по 2 мм.

В качестве элементарной ячейки периодичности была выбрана фермообразная структура, представляющая собой звездчатый октаэдр - «octet-truss» (рис. 2), как одна из наиболее универсальных к воспринимаемой внешней нагрузке [10] и достаточно широко используемых. Другие наиболее распространенные виды элементарных ячеек, представляющие собой пространственные многогранники, приведены на рисунке 2б [14]. Размер ячейки периодичности составлял $5 \times 5 \times 5$ мм, диаметр стержня ячейки ~ 1 мм (рис. 3).

В связи с отсутствием в настоящее время стандартов в области механических испытаний изделий, полученных методами аддитивного

производства, испытания на сжатие образца сетчатой конструкции проводили по методике из ГОСТ 25.503. Моделирование напряженно-деформированного состояния элементарной ячейки периодичности и образца сетчатой конструкции проводили с помощью конечно-элементного анализа.



Рис. 1 – Образец сетчатой конструкции

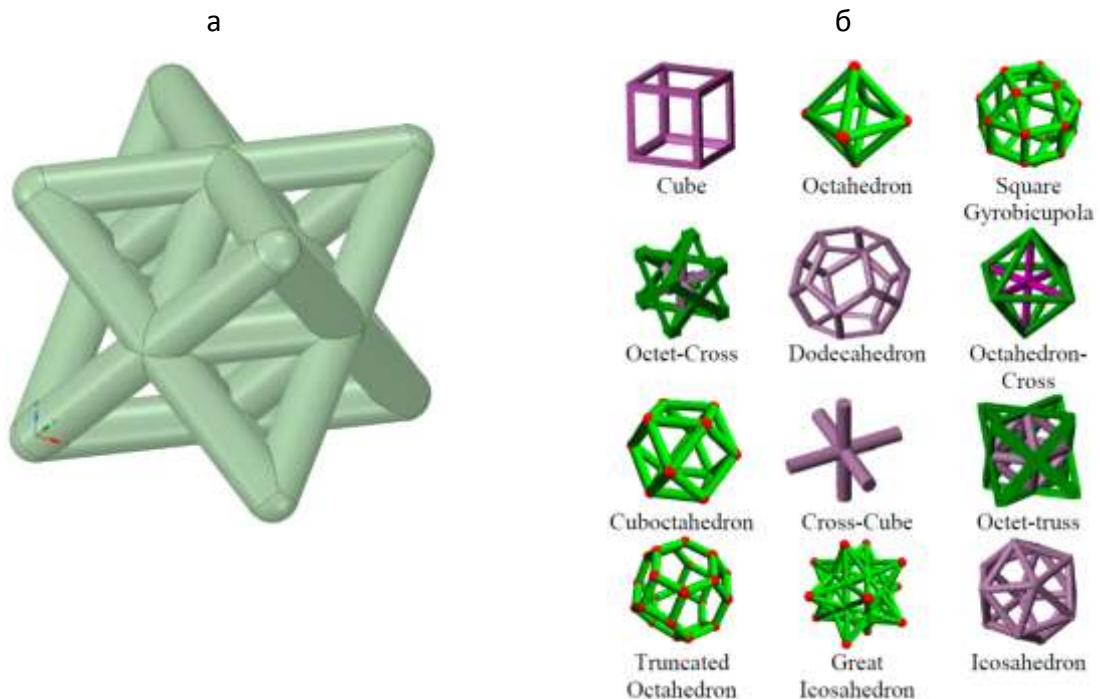


Рис. 2 – Форма элементарной ячейки периодичности: «octet-truss» - звездчатый октаэдр (а) и другие основные варианты (б)



Рис. 3 – Элементарная ячейка периодичности образца сетчатой конструкции

Моделирование элементарной ячейки периодичности

Наиболее точно форму конструкции может описать объемная модель. Ее основной недостаток – это размерность получаемой задачи. Вычислительные возможности позволяют комфортно работать только с моделью нескольких элементарных ячеек периодичности. В то же время фермообразную структуру можно описать балочными элементами, существенно снижающими размерность задачи. Для оценки двух вариантов был проведен сравнительный анализ балочной и объемной модели одной элементарной ячейки периодичности.

На рисунке 4 приведена конечно-элементная (КЭ) объемная модель одной четверти элементарной ячейки периодичности. В силу симметрии рассчитывалась четверть ячейки. Модель состояла из 30 000 тетраэдральных элементов второго порядка. Нижняя грань была закреплена жестко, к верхней приложена сила. Критическая сила, при которой наблюдается потеря устойчивости модели элементарной ячейки периодичности при распространении в ней пластики, составила 3 440 Н.

Балочная модель элементарной ячейки периодичности показана на рисунке 5. Звездчатый октаэдр содержит 36 граней, при разбивке по 10 элементов на грань с общим количеством балочных элементов в 360. С точки зрения количества уравнений, размерность такой балочной модели будет приблизительно в 40 раз меньше размерности модели полной объемной ячейки. При расчетной схеме аналогичной объемной модели была получена критическая сила потери устойчивости ячейки в 3 240 Н, что на ~ 6% меньше результата для объемной модели.



Рис. 4 – КЭ объемная модель одной четверти элементарной ячейки периодичности

(а)

(б)

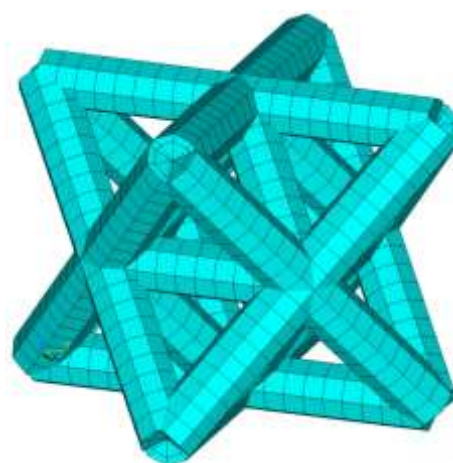
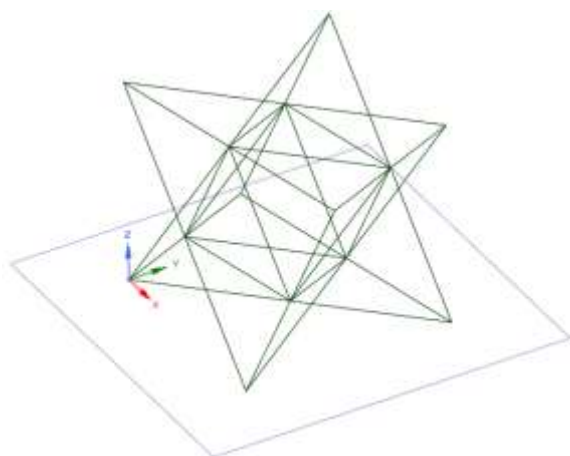
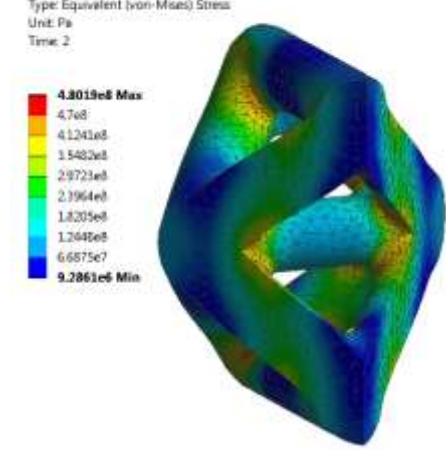
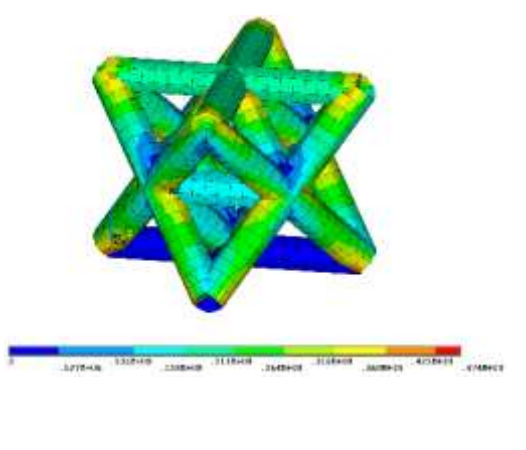
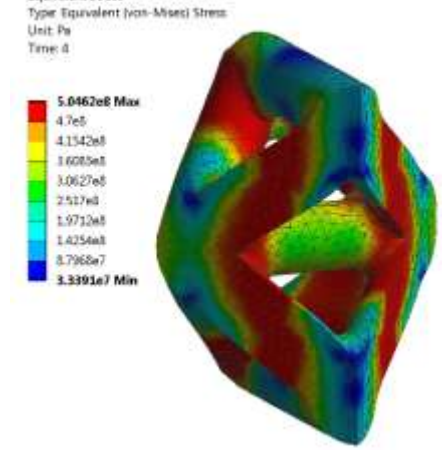
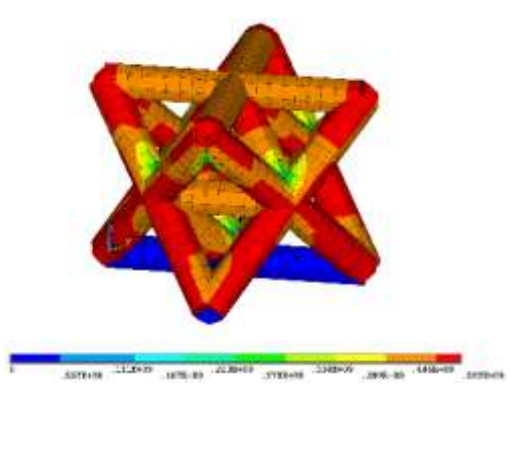
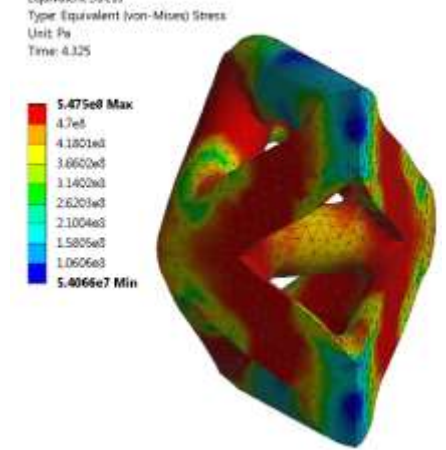
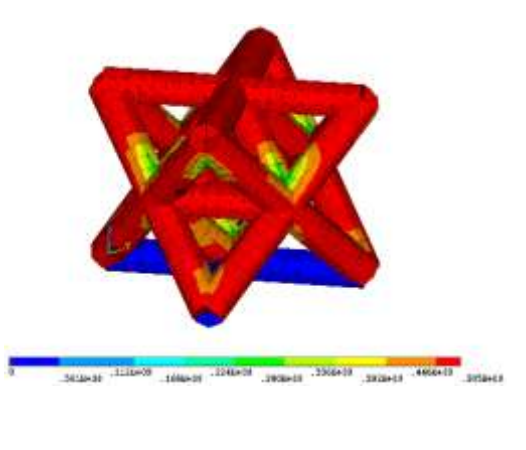


Рис. 5 – Балочная КЭ модель элементарной ячейки периодичности без отображения сечения (а) и с объемной визуализацией стержней (б)

Изменение поля напряжения в ячейке для объемной и балочной моделей в зависимости от величины приложенной нагрузки, приведено в таблице 1.

Распределение эквивалентного по Мизесу напряжения в материале элементарной ячейки периодичности в зависимости от значения внешней нагрузки

Нагрузка, Н	Модель	
	Объемная	Балочная
1600	<p> B: Static Structural Equivalent Stress Type: Equivalent (von-Mises) Stress Unit: Pa Time: 2 </p> 	
3200	<p> B: Static Structural Equivalent Stress Type: Equivalent (von-Mises) Stress Unit: Pa Time: 4 </p> 	
Критическое значение силы	<p> B: Static Structural Equivalent Stress Type: Equivalent (von-Mises) Stress Unit: Pa Time: 4.125 </p> 	

Видно, что с ростом внешней нагрузки растет напряжение в стержнях ячейки. При превышении критического значения силы в элементе протекает пластическая деформация и образец теряет устойчивость. На рисунках в таблице напряжения равные и выше предела текучести выделены красным цветом.

В таблице 2 приведены результаты оценки сеточной сходимости для балочной КЭ модели элементарной ячейки периодичности, от которых можно оценить влияние количества элементов разбиения на точность получаемого решения. Измельчение КЭ сетки приводит к сходимости получаемого результата. Из таблицы видно, что значения силы быстро сходятся, и уже разбиение стержня на 4 и даже 2 элемента достаточно для использования при оценке несущей способности образцов, построенных на основе данной элементарной ячейки периодичности.

Таблица 2

Сеточная сходимость для балочной КЭ модели
элементарной ячейки периодичности

№	Количество элементов на одном стержне ячейки, шт.	Критическая сила, Н	Разница с предыдущим значением, %
1	1	3 850	–
2	2	3 277	14,9
3	4	3 241	1,1
4	6	3 243	0,1
5	10	3 238	0,2
6	20	3 236	0,1

Рассматривая элементарную ячейку периодичности как упругий элемент получим следующие коэффициенты упругости:

- для объемной модели $C_{3D_0} = 174$ Н/м,
- для балочной модели $C_{1D_0} = 106$ Н/м.

Как видно, объемная модель получилась в ~1,6 раза жёстче балочной. При этом выше не только коэффициент упругости модели элементарной ячейки периодичности, но и на ~6% больше значение критической силы.

Столь существенное различие по жесткости объясняется соединением стержней ячейки в узловых точках – стержни октаэдра, пересекаясь в узлах, создают жесткую конструкцию, в то время как в балочной модели пересечение происходит только в самом узле. Аналогично в реальном образце соединение с утолщением в узлах может существенно повлиять на конечный результат (рис. 6). Причем итоговый результат может отличаться и от объемной модели, учитывая особенности аддитивного технологического процесса [15]. В связи с этим, необходима корректировка балочной модели, причем универсальная, позволяющая верифицировать модель по результатам испытаний с учетом особенностей аддитивного технологического процесса.



Рис. 6 – Узел элементарной ячейки периодичности:

пунктирные линии – контуры стержней, сплошная линия – контур узла

В качестве корректировки жесткости балочной модели возможно использовать несколько вариантов:

- жесткие связи в угловых точках, повторяющие соединение объемных стержней (рис. 7а);
- балочные элементы, аналогичные стержням модели (рис. 7б);
- равномерное распределение жесткости по модели за счет изменения модуля упругости материала модели.

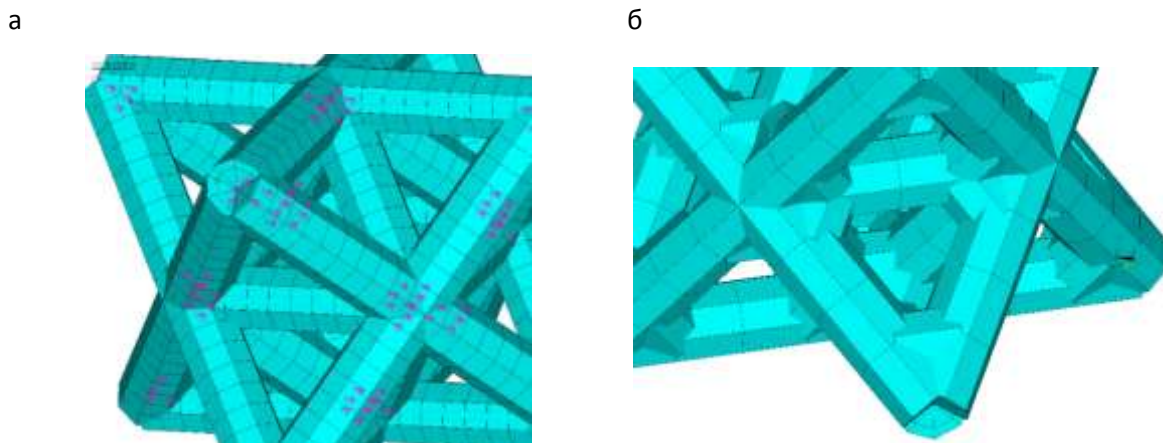


Рис. 7 – Балочная КЭ модель элементарной ячейки периодичности с дополнительными узловыми связями (а) и с дополнительными узловыми элементами (б)

Результаты расчета коэффициентов упругости с использованием различного типа корректировки жесткости балочной модели приведены в таблицах 3–4.

Таблица 3

Коэффициенты упругости балочных моделей элементарной ячейки периодичности с жесткими элементами различного радиуса

№	Радиус дополнительного узлового элемента		Коэффициент упругости ячейки, Н/м	
	часть длины грани октаэдра	мм	жесткие связи	дополнительные элементы
1	1/4	0,88	268	160
2	1/6	0,59	184	140
3	1/10	0,35	147	128
4	1/20	0,18	128	113

Таблица 4

Коэффициенты упругости балочных моделей элементарной ячейки периодичности с равномерно распределенной дополнительной жесткостью

№	Модуль упругости, ГПа	Коэффициент упругости, Н/м
1	500	280
2	400	224
3	300	168
4	200	112

Видно, что наиболее близкий результат к жесткости объемной модели элементарной ячейки периодичности равной 174 Н/м дает балочная модель с корректировкой жесткости за счет использования жесткой связи. Для жесткого элемента с радиусом $1/6$ длины грани октаэдра жесткость получается равной 184 Н/м. Во всех случаях окончательную корректировку моделей следует проводить по результатам натуральных испытаний образцов. Следует также отметить, что жесткость модели одной ячейки будет выше по сравнению с жесткостью образца из-за влияния краевого эффекта, при этом на масштабной модели влияние граничных условий будет меньше.

Вычислительный и натуральный эксперимент на образце

Натурные испытания на сжатие проводились на образцах сетчатой конструкции, состоящих из $4 \times 4 \times 12$ ячеек. Образец и визуализация его математической модели приведены на рисунке 8. При испытании записывалась диаграмма сжатия в координатах «нагрузка-перемещение».

На рисунке 9 приведено распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в КЭ модели образца в момент начала потери устойчивости, когда внешняя сила равна критическому значению. Место с наибольшим значением напряжения находится в центральной точке образца. А на рисунке 10 показан образец после натуральных испытаний на сжатие, а также модели образцов при проведении вычислительного эксперимента с различным типом корректировки жесткости модели. Деформированные модели даны в масштабе реального образца, но демонстрируют начало потери устойчивости модели, в то время как реальный образец показан уже после завершения испытаний.

В вычислительном эксперименте для модели с равномерно распределенными свойствами места с наибольшими возникающими напряжениями находятся в центре образца и вблизи от его монолитных торцов, что соответствует натурному эксперименту. Однако, следует отметить, что у образцов при натуральных испытаниях начало потери

устойчивости наблюдалось и в нецентральных ячейках, в зависимости от случайных несовершенств конструкции.

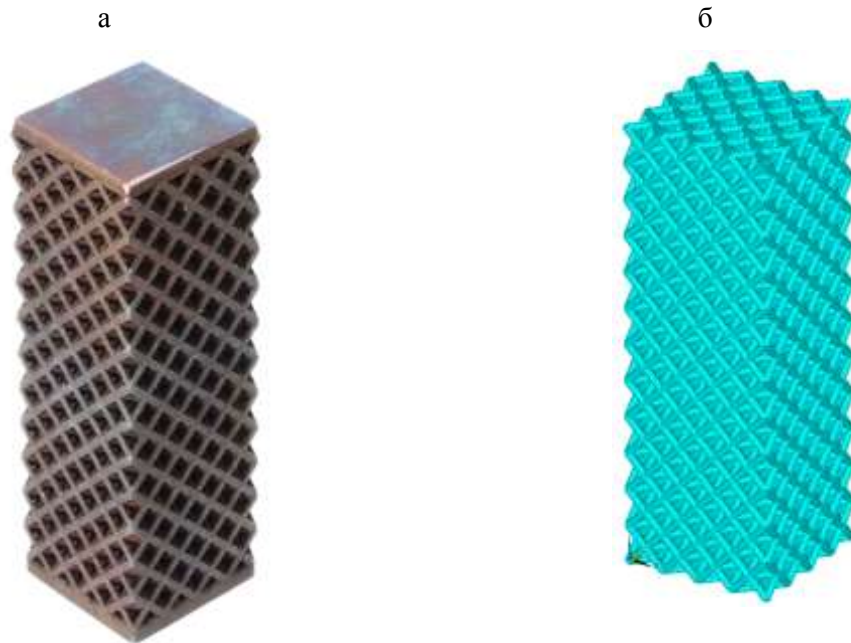


Рис. 8 – Вид образца сетчатой конструкции (а) и его модель (б)

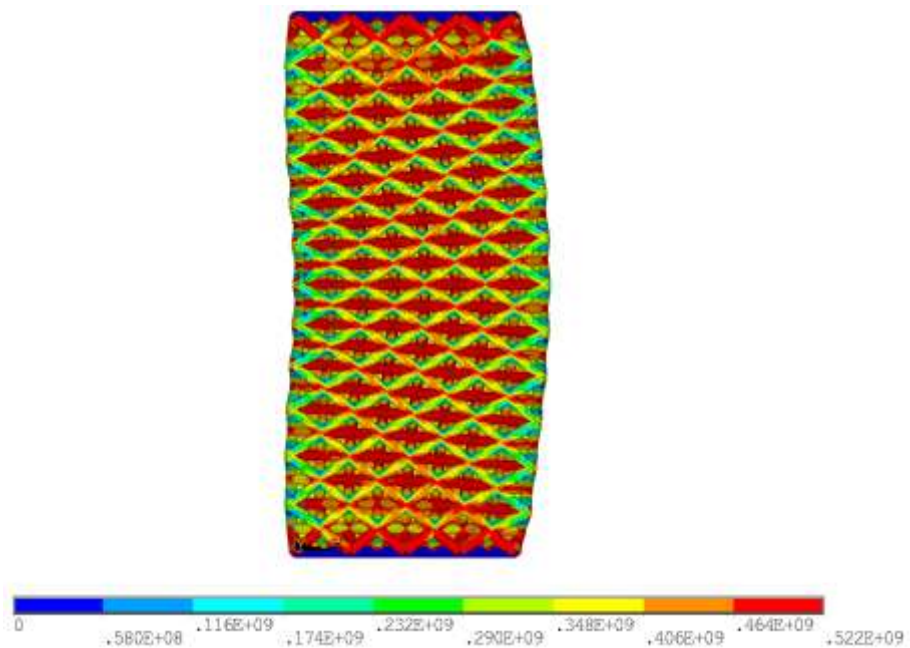


Рис. 9 – Эквивалентные напряжения по Мизесу в момент потери устойчивости модели

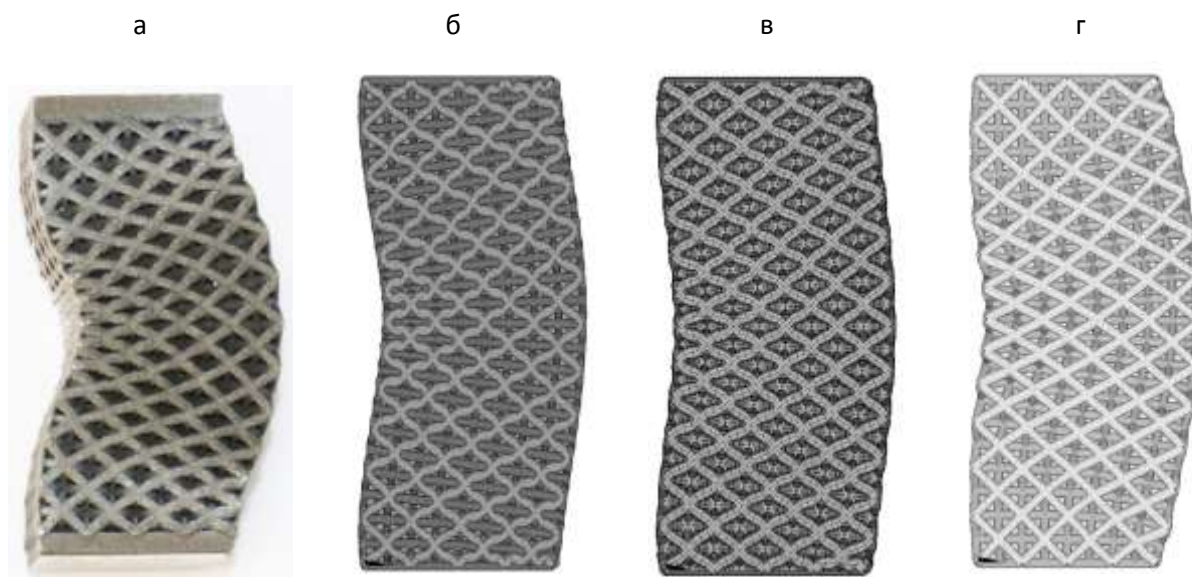


Рис. 10 – Вид деформированного образца после испытания на сжатие (а), а также начало потери устойчивости модели в вычислительном эксперименте с дополнительными узловыми жесткими связями (б), с дополнительными узловыми балочными элементами (в), с дополнительной равномерной жесткостью (г)

На рисунке 11 приведены диаграммы деформирования, полученные по модели образца с дополнительными узловыми жесткими связями радиуса 0,88 мм (1/4 длины грани октаэдра). Результаты представлены для разного значения диаметра стержней, составляющих конструкцию сетчатого образца. Видно, что данная модель получается перезакрепленной, а значению критической силы соответствует результат для стержня меньшего диаметра, чем в натурном образце. Кроме того, на реальном образце со стержнями диаметром ~ 1 мм, но с концентраторами напряжений в виде поверхностных дефектов (рис. 5) может быть получен такой же результат, что и на математической модели с идеальным сечением, но меньшего диаметра. Подобная задача рассматривается в работе [16], где авторы проводят подробный сравнительный анализ аналитических и численных моделей с испытаниями образцов, изготовленных методами аддитивного производства (с решеткой типа «алмаз», для различного размера ячейки периодичности из полимерного материала). В исследовании авторы вводят понятие эффективной (фактической) толщины стержня, которая воспринимает

нагрузку в образце и получается меньше проектной в силу дефектов и неоднородности верхних слоев стержней, получаемых в процессе изготовления. Разница между данными толщинами в зависимости от размеров достигала 15–40% (чем тоньше стержни, тем разница была выше, чем толще – ниже). В среднем для толщин размером 1 мм расхождение составляло 20%. В нашей работе получен схожий результат. Данный вопрос в дальнейшем требует более подробного исследования.

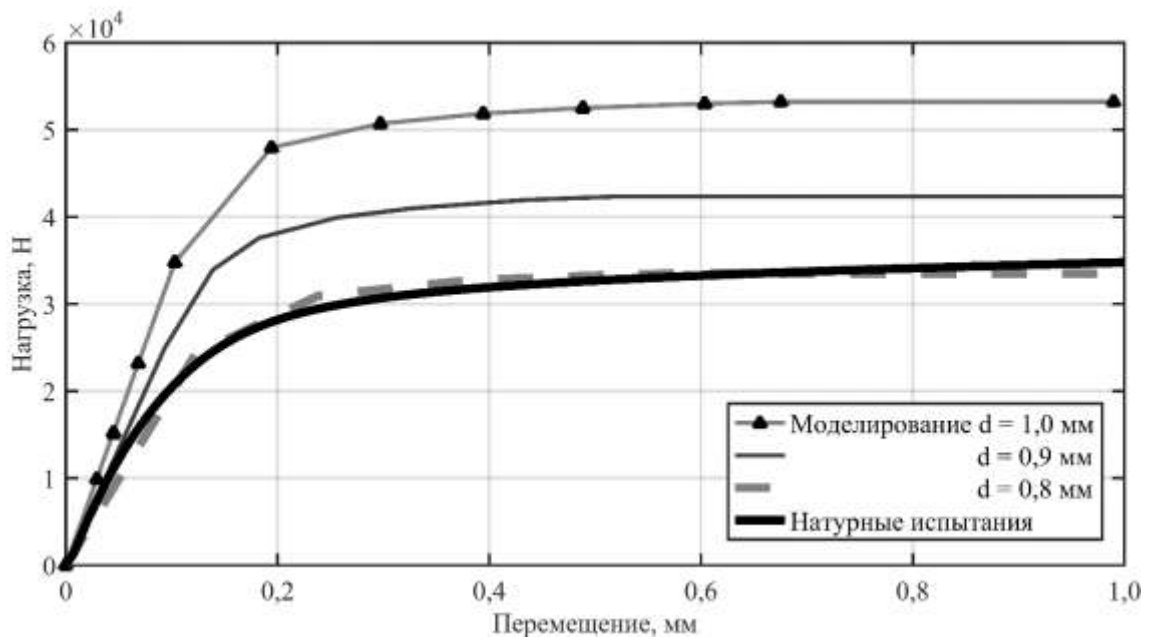


Рис. 11 – Диаграмма деформирования образца сетчатой конструкции при натуральных испытаниях на сжатие и диаграммы, полученные при моделировании с дополнительными узловыми жесткими связями радиуса, равного 1/4 длины грани отктаэдра (0,88 мм) для стержней разного диаметра

На рисунке 12 приведены диаграммы деформирования, полученные при моделировании с применением равномерного распределения жесткость по модели за счет изменения модуля упругости материала модели. Видно, что данный подход с выбранными условиями распределения жесткости не дает удовлетворительного совпадения расчетной и экспериментальной диаграмм деформирования.

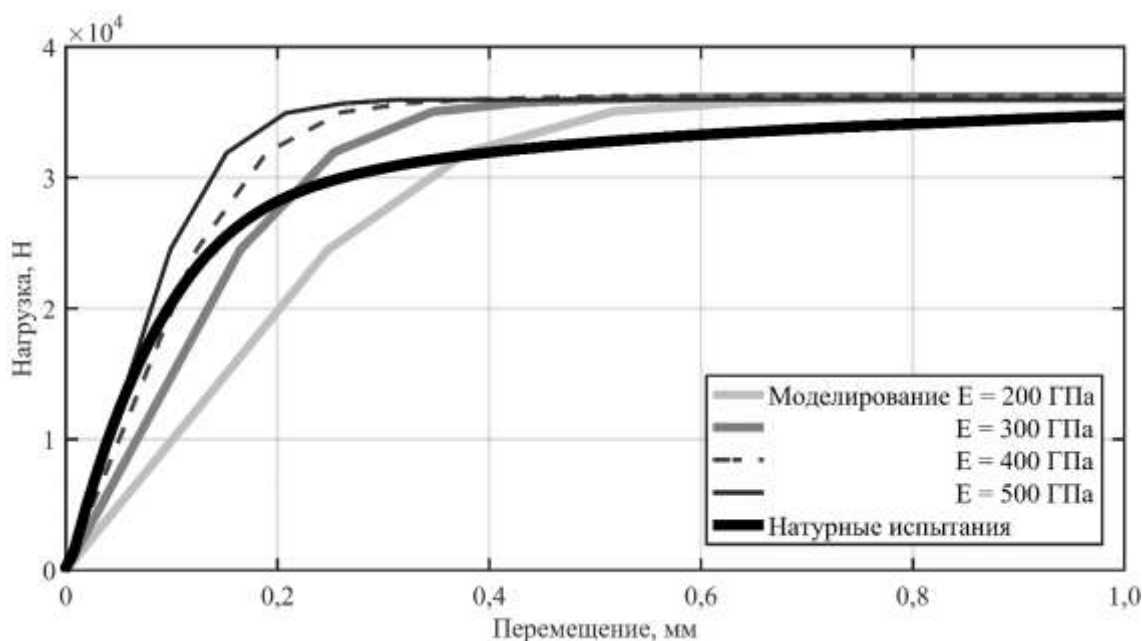


Рис. 12 – Диаграмма деформирования образца сетчатой конструкции при испытаниях на сжатие и диаграммы, полученные при моделировании с использованием равномерного распределения жесткости

На рисунке 12 приведены диаграммы деформирования, полученные с применением исходной балочной модели и рассмотренных вариантов корректировки ее жесткости. Как видно наиболее точно диаграмму деформирования, полученную при натуральных испытаниях на сжатие образца сетчатой конструкции, воспроизводит балочная модель с жесткими связями в угловых точках. На основе полученных результатах можно сделать вывод о возможности использования балочных моделей для оценки механических свойств конструкций с деталями сетчатого строения. Полученные скорректированные балочные модели позволяют получить вполне удовлетворительный оценочный результат несущей способности сетчатой конструкции. Так же они обладают достаточной размерностью, что позволяет решать задачи по моделированию сетчатых конструкций.

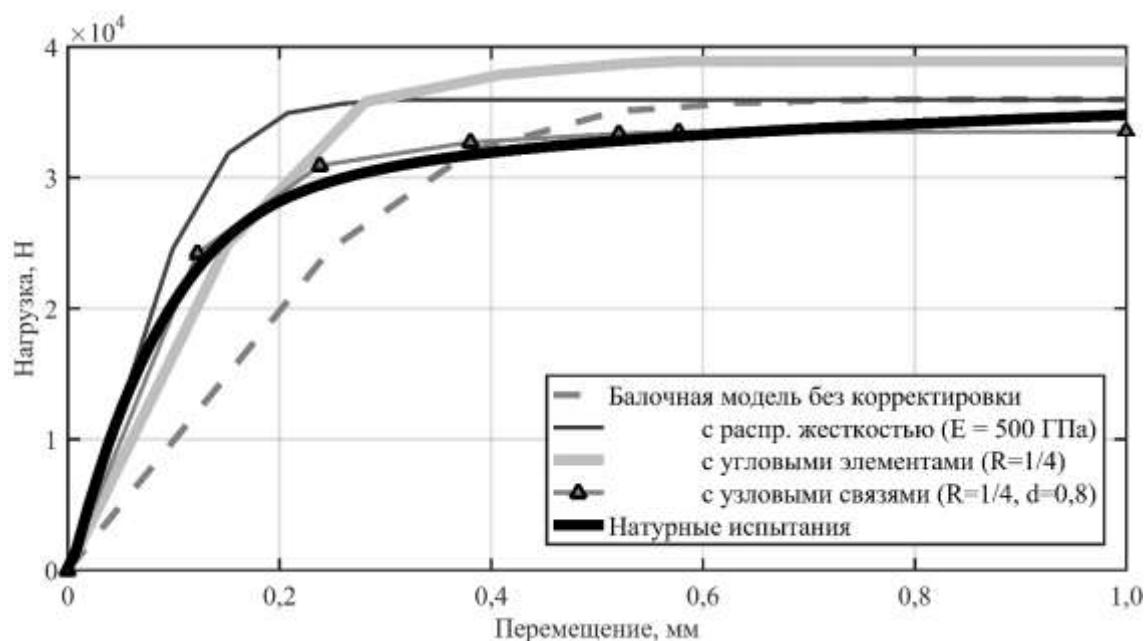


Рис. 13 – График деформации образца при испытаниях и моделей, скорректированных различными методами

Результаты и заключения

По результатам моделирования сетчатых конструкций, полученных методом селективного лазерного сплавления, можно сделать вывод о возможности использования балочной модели для получения диаграмм деформирования при сжатии и оценки физико-механических свойств образцов сетчатой конструкции.

Объемные модели имеют существенную размерность (модель испытываемого образца с грубой сеткой уже будет содержать порядка миллиона элементов) и их использование крайне затруднительно на моделях деталей со значительным объемом сетчатых частей. Таким образом, для инженерных приложений возникает необходимость применения упрощенных моделей с меньшей размерностью. Такой моделью является балочная модель образца сетчатого конструкции с дополнительными узловыми жесткими связями, которая позволяет с высокой точностью получать расчетным путем диаграммы деформирования при сжатии.

Для рассмотренных образцов сетчатой конструкции (фермообразная структура, представляющая собой звездчатый октаэдр – «octet-truss»),

синтезированных методом селективного лазерного сплавления из порошка стали CL20ES, со стороной ячейки периодичности 5 мм и диаметром стержней ячейки ~ 1 мм наиболее корректный результат показала модель эффективным диаметром стержней 0,8 мм и радиусом дополнительных узловых жестких связей равными 1/4 длины грани октаэдра (0,88 мм).

Стоит также отметить, что объемные модели позволяют производить корректировку упрощенных балочных моделей, с помощью более точного анализа узловых соединений, отклонений от формы сечения, дефектов поверхности и др.

Для дальнейшего развития работ по созданию сетчатых структур можно отметить необходимость расчетно-экспериментальной отработки получения диаграммы деформирования при основных видах нагружения, а также точной верификации характеристик используемых материалов. Полученную модель можно использовать для оптимизации конструкции с помощью подбора формы элементарной ячейки для применения в конкретных деталях.

Литература

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.

2. Востриков А.В., Сухов Д.И. Производство гранул методом PREP для аддитивных технологий – текущий статус и перспективы развития // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №8. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.10.17). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-3-3.

3. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. науч.-информ. материалов. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.

4. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2(11). С. 52–55.
5. Gibson L.J., Ashby M.F. Cellular solids: structure and properties. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1997. 532 p.
6. Герасимов В.В. От монокристаллических неохлаждаемых лопаток к лопаткам турбин с проникающим (транспирационным) охлаждением, изготовленным по аддитивным технологиям (обзор по технологии литья монокристаллических лопаток ГТД) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.10.17). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-1-1.
7. Способ изготовления деталей послойным лазерным сплавлением металлических порошков жаропрочных сплавов на основе никеля: пат. 2623537 Рос. Федерация. №2015148793: заявл. 13.11.15: опубл. 27.06.2017, Бюл. №18.
8. Ashby M., Evans A., Fleck N., Gibson L., Hutchinson J., Wadley H., and Delale F., Metal Foams: A Design Guide // Applied Mechanics Reviews. 2001. Vol. 54. No. 6. P. B105.
9. Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Неруш С.В., Ходырев Н.А. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионностойкой стали // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 8 (56). С. 4.
10. Ashby M. F. The properties of foams and lattices // Philosophical Transactions. Series A: Mathematical, Physical, and Engineering Sciences. 2006. Vol. 364. No. 1838. PP. 15–30.
11. Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении. СПб.: Изд-во политехнического ун-та, 2013. 222 с.

12. Deshpande V.S., Fleck N.A., Ashby M.F. Effective properties of the octet-truss lattice material // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2001. Vol. 49. No. 8. PP. 1747–1769.

13. Dakshnamoorthy V., Taylor R. M. Automated lattice optimization of hinge fitting with displacement constraint // Solid Freeform Fabrication 2016: Proceedings of the 26th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference. 2016. PP. 2123–2138.

14. Nguyen D.S., Vignat F. A Method to Generate Lattice Structure for Additive Manufacturing // International Conference on Industrial Engineering and Engineering Management (IEEM): Conference IEEE–2016, Bali, 2016. PP. 966–970. doi: 10.1109/IEEM.2016.7798021.

15. Сухов Д.И., Неруш С.В., Беляков С.В., Мазалов П.Б. Исследование параметров шероховатости поверхностного слоя и точности изготовления изделий аддитивного производства // Известия высших учебных заведений. Сер.: Машиностроение. 2017. №9 (690). С. 73–84.

16. Neff C., Hopkinson N., Crane N.B. Selective Laser Sintering of Diamond Lattice Structures: Experimental Results and FEA Model Comparison // Solid Freeform Fabrication 2015: Proceedings of the 25th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference. 2015. PP. 1104–1117.

УДК 621.791.725

Лазерная сварка заготовок, полученных аддитивными технологиями

Курынцев С.В.^{1,2}, к.э.н.; Морушкин А.Е.^{1,2}; Гильмутдинов А.Х.^{1,2}, д.ф.-м.н.

morushkin@mail.ru, kuryntsev16@mail.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева – КАИ, Казань, Россия*

²*Региональный инжиниринговый центр АО «КАИ-Лазер», Казань, Россия*

Аннотация:

Заготовки, полученные аддитивными технологиями, имеют ограничения в размерах, и производственный цикл занимает много времени. Поэтому экономически выгодно аддитивными технологиями производить только сложно конфигурированные заготовки и потом соединять их с литыми, катанными или коваными заготовками.

Ключевые слова:

лазерная сварка, аддитивные технологии, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.

Введение

Существующие в настоящее время установки для аддитивных технологий (АТ) имеют небольшой объём рабочей камеры, что ограничивает размеры производимых заготовок [1]. При производстве заготовок максимальных размеров, ввиду долгого времени выращивания могут накапливаться термические напряжения, что может привести деформации выращиваемой заготовки или её разрушению при последующей термической

и механической обработке. По этим причинам рационально АТ производить тонкостенные сложно конфигурированные изделия. Также можно производить фрагменты одного изделия с последующей сваркой или пайкой их между собой. С целью экономии дорогостоящего порошкового материала и уменьшения времени производства, рационально приваривать выращенные АТ сложно конфигурированные заготовки к катанным, кованым или литым заготовкам, простой геометрической формы. Одним из основных преимуществ АТ является возможность выращивания изделий с толщиной стенки менее 100 мкм. Для сварки таких толщин лазерный луч является наиболее подходящим источником энергии, ввиду того, что диаметр сфокусированного лазерного луча может составлять 50–200 мкм, в зависимости от оптической системы [2]. Для уменьшения тепловложения и минимизации плавления свариваемых заготовок можно использовать конвективный способ лазерной сварки (КЛС) в постоянном или импульсном режиме [3]. Известно, что лазерная сварка успешно применяется для сварки материалов, как малых толщин с применением КЛС, так и больших с применением способа с образованием парогазового канала (ПГК) [4, 5].

В настоящее время опубликовано небольшое количество статей, посвящённых исследованию свариваемости заготовок полученных селективным лазерным плавлением или прямым лазерным выращиванием наплавкой (DMD – Direct Metal Deposition). Например, в работе [6] сравнивается свариваемость выращенных АТ заготовок из нержавеющей стали и листовой нержавеющей стали, практически одинакового химического состава и толщины. Сравнение производилось путем переплава лазерным лучом листов на одинаковых режимах и анализе результатов. Исследователи получили следующие результаты – заготовки, выращенные АТ, имеют высокий уровень остаточных напряжений, в результате чего, появляются трещины в некоторых образцах переплавленных на высоких

скоростях. Также различия были найдены в глубине проплавления, форме поперечного сечения переплавленного металла и типах сварочных дефектов.

Авторы [7] описывают исследование сварных соединений, полученных лазером из выращенного лазерной наплавкой сплава на основе кобальта и ковальной заготовки из сплава на основе никеля. Механические испытания полученных сварных соединений показали, что предел прочности около 855 МПа (при нагрузке параллельно направлению выращивания), 784 МПа (при нагрузке перпендикулярно направлению выращивания), разрушение произошло по основному металлу никеля.

Авторы работы [8] описывают экспериментальные исследования по сварке электронным лучом, выращенных лазерной наплавкой заготовок толщиной 40 мм из сплава Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si. Электронно-лучевая сварка осуществлялась вдоль и поперёк направления выращивания на разных режимах. После сварки заготовки подвергались термической обработке при температуре 530°C в течение 4 часов. Результаты механических испытаний показали, что разрушение произошло по основному металлу, значения предела прочности сравнимы с основным металлом и находятся в пределах промышленных требований.

В работе [9] описаны исследования свариваемости лазерным лучом, выращенных АТ заготовок между собой, и АТ заготовки с ковальной, из сплава Ti-6Al-4V. После сварки были проведены исследования микроструктуры и механических свойств, также аналогичные исследования были проведены после термической обработки сварных соединений. Результаты показали, что выращенные АТ заготовки имеют хорошую свариваемость, как между собой, так и с ковальной заготовкой. Проведение термической обработки позволило существенно увеличить пластичность и уменьшить твердость сварных соединений, однако усталостная прочность осталась на низком уровне, что обусловлено наличием пор в выращенных АТ заготовках.

Из проведенного литературного обзора можно заключить, что заготовки, выращенные АТ, обладают хорошей свариваемостью лазерным лучом, однако наличие пор в выращенных заготовках, которые оказываются в сварном шве или зоне термического влияния (ЗТВ) негативно влияют на усталостную прочность.

Целью работы является исследование влияния режимов термической обработки заготовок, полученных АТ на свариваемость, и влияние способов лазерной сварки на микроструктуру и механические свойства сварных соединений заготовок из листового проката (ЛП) с заготовками выращенными АТ.

Экспериментальная часть

АТ-заготовки были получены следующим образом, сначала был выращен образец размерами 100×100×10 мм на 3D-принтере EOS 270 из мартенситной стали РН1. Выращенный образец был порезан электроэрозионной резкой на пластины, толщиной около 1.3 мм. В качестве заготовок из листового проката были использованы пластины из стали 12Х18Н19Т с размерами 120×20×2 мм, химический состав свариваемых сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав свариваемых сталей, %

	С	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Cu	Fe
12Х18Н10Т	<0.12	<0.80	<2.00	<0.020	<0.035	18	10	<1.0	–	68
РН1	<0.07	<1	<1	<0.03	<0.04	15	4.5	–	3.5	75

Перед лазерной сваркой была проведена термическая обработка выращенных АТ-заготовок, размеры образцов составляли 100×10×1.3, термическая обработка проводилась в муфельной печи SNOL 7.2/1300. Режимы термической обработки и соответствующие значения микротвердости приведены в таблице 2.

Таблица 2

Режимы термической обработки

№	Режим термической обработки	HV
ТО_0	Без ТО	630
ТО_1	1050°C, 90 минут, охлаждение с печью	548
ТО_2	650°C, 90 минут, охлаждение на воздухе	585
ТО_3	500°C, 90 минут, охлаждение на воздухе	724

АТ-заготовки были приварены к ПР-заготовкам в тавр параллельно направлению проката и перпендикулярно направлению выращивания. Лазерный луч был направлен между заготовками под углом 45°, сварка производилась в нижнем положении. С одной стороны таврового соединения осуществлялась сварка способом КЛС, с другой на этой же заготовке способом ПГК. Режимы сварки представлены в таблице 3.

Таблица 3.

Режимы сварки

	Скорость сварки, мм/сек	Мощность лазерного излучения, Вт
КЛС	30	900
ПГК	30	1200

Сварочные работы выполнялись на роботизированном комплексе KUKA KR 120 R 2700 extra HA, в качестве источника лазерного излучения использовался волоконный лазер LS-20 “IPG – Photonics”, сварочная голова LK-690, KUGLER GmbH. В качестве защитного газа использовался аргон, расход газа 17 л/мин. Для металлографических исследований были подготовлены шлифы, при выявлении микроструктуры применялся реактив Васильева (состав: CuSO₄ 20 г, H₂O 80 мл, H₂SO₄ 5 мл, HCl 100 мл). Для проведения механических испытаний была использована разрывная машина Shimadzu AG-5kNX, после сварки полученные образцы были нарезаны электроэрозионной резкой на образцы для испытаний на растяжение шириной 5 мм. Измерения микротвердости проводились на микротвердомере Remet HX 1000 с нагрузкой 100 гр.

Результаты и их обсуждение

Внешний вид и микроструктура

В результате проведённых экспериментов были получены образцы без видимых дефектов и сварочных деформаций, фотографии представлены на рисунке 1. Со стороны, где сварка осуществлялась способом КЛС, наблюдался небольшой подрез на части АТ-заготовки, со стороны ПГК, подрез отсутствует. Вышеуказанные подрезы наблюдаются во всех случаях, то есть, скорее всего, шов образован из металла АТ-заготовки, несмотря на то, что лазерный луч всегда был направлен между заготовками.



Внешний вид образца полученного КЛС

Внешний вид образца полученного ПГК

Рис. 1 – Внешний вид после сварки

Несмотря на небольшую разницу в мощности лазерного излучения (~30%) при одинаковой скорости, глубина проплава КЛС и ПГК существенно отличается (в ~3–4 раза). Размеры ЗТВ у ПГК больше, что закономерно ввиду большего тепловложения и времени пребывания металла в расплавленном состоянии (Рис. 2).

Все швы ПГК имеют резкий переход от сварного шва к ЗТВ АТ-заготовки (Рис. 3). Все сварные швы КЛС, вне зависимости от режима термической обработки, имеют также резкий переход от металла шва к ЗТВ АТ-заготовке, за исключением образца ТО_0. Состав металла шва КЛС значительно отличается от металла шва ПГК [10].

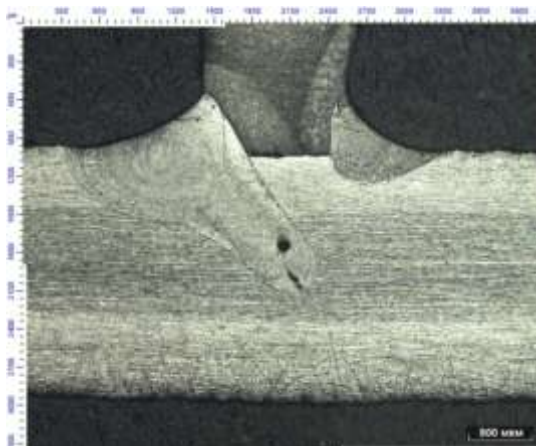


Рис. 2 – Макроструктура образца, слева ПГК, справа КЛС

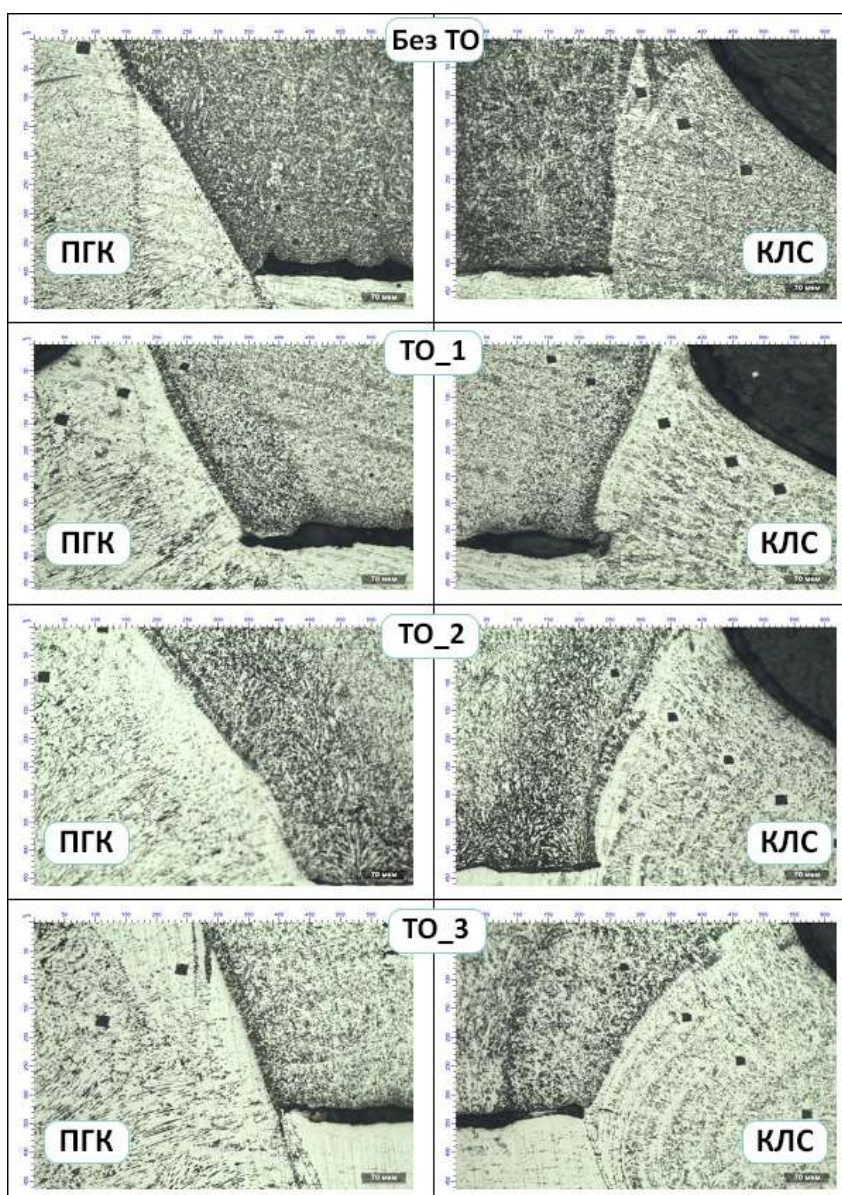


Рис. 3 – Микроструктура швов в зависимости от термической обработки и способа лазерной сварки

Механические свойства

Микротвердость основного металла стали 12X18H10T составляет 230–250 HV, стали РН1 700–750 HV. Измерения микротвердости сварного шва проводились по диагонали от АТ-заготовки к ПР-заготовке. На рисунке 4 представлены кривые, построенные по усреднённым значениям микротвердости швов до и после термической обработки (ТО_0, ТО_1, ТО_2, ТО_3), полученных ПГК и КЛС способами. Микротвердость всех швов КЛС больше (400–450 HV), что обоснованно большими скоростями охлаждения и преимущественно другой микроструктурой. Микротвердость швов ПГК значительно меньше (250–310 HV).

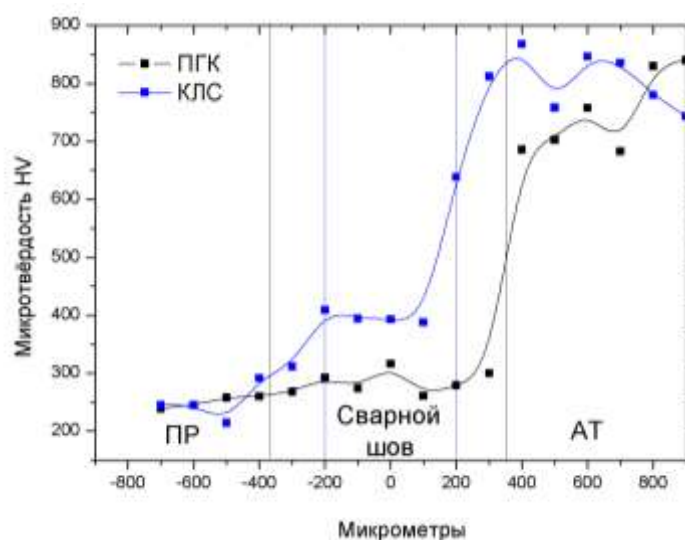


Рис. 4 – Усреднённые значения микротвердости ПГК и КЛС швов

Для проведения механических испытаний была подготовлена серия образцов шириной 5 мм, которые были отрезаны электроэрозионной резкой, от образцов, представленных на рисунке 1. После испытаний, во всех случаях наблюдалась деформация ПР-заготовки, за исключением серии образцов ТО_1, у которых разрушение произошло по металлу АТ-заготовки, между ПГК и КЛС швами, при нагрузке 600 МПа. Разрушение по сварному шву не произошло ни у одного из образцов ТО_0, ТО_2, ТО_3, со стороны ПР-заготовки образцы деформировались и вылезли из захватов разрывной машины. Предел прочности образцов (ТО_0, ТО_2, ТО_3) ~1100 – 1200 МПа.

Выводы

1. Полученные результаты показывают, что лазерной сваркой можно получить бездефектное сварное соединение из разнородных сталей, полученных разными технологиями.

2. Термическая обработка АТ-заготовок перед сваркой влияет на свариваемость и механические свойства металла шва. Образцы, подвергнутые термической обработке при температуре 1050°С (режим ТО_1) имеют наименьшую микротвердость и при испытаниях на растяжение разрушились по металлу АТ-заготовки.

3. Благодаря меньшим размерам сварочной ванны и высокой скорости охлаждения при КЛС микротвердость сварного шва выше в сравнении с ПГК. Процесс КЛС является более стабильным ввиду отсутствия интенсивного испарения и кипения металла. Недостатками КЛС являются ограниченная глубина низкая эффективность использования вводимой энергии. Швы ПГК имеют значительно большую глубину проплавления и большие размеры сварочной ванны, что приводит к меньшей скорости их кристаллизации [11]. Указанные факторы в значительной степени влияют на состав металла шва, ЗТВ и микротвердость сварного соединения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства Образования и Науки Российской Федерации, постановление № 220, контракт № 14z50.31.0023.

Литература

1. Курынцев С.В., Нагулин К.Ю., Горунов А.И. Аддитивные технологии – третья индустриальная революция // Научно-технические аспекты в машиностроении 2016. № 7 (61). С. 39–44.

2. Москвитин Г.В., Поляков А.Н., Биргер Е.М. Применение методов лазерной сварки в современном промышленном производстве (обзор) // Сварочное производство 2012. №6. 36–47.

3. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд. МГТУ им Н.Э. Баумана, 2008. – 652 с.
4. Каблов Е.Н., Лукин В.И., Антипов В.В., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Эффективность применения присадочных материалов при лазерной сварке высокопрочных алюминий-литиевых сплавов Сварочное производство. 2016. № 10. С. 17–21.
5. Шиганов И.Н., Холопов А.А., Трушников А.В., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Лазерная сварка высокопрочных алюминий-литиевых сплавов с присадочной проволокой Сварочное производство. 2016. № 6. С. 44–50.
6. Ville-Pekka Matilainen, Joonas Pekkarinen, Antti Salminen. Weldability of additive manufactured stainless steel. International Conference on Photonic Technologies, 2016;83:808-817.
7. Martin Dahmen, Marco Göbel. Mechanical Properties and Fracture Behaviour of LMD Produced 2.4682 and Wrought 2.4630 Dissimilar Welds. Fraunhofer-Institut for Laser Technology, 2016;83:426-436.
8. Xiaohui Chen, Jia Zhang, Xin Chen, Xu Cheng, Zheng Huang Electron beam welding of laser additive manufacturing Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy thick plate Vacuum 2018;78:101 – 109
9. Hanchen Yu, Fangzhi Li, Jingjing Yang, Jianjun Shao, Zemin Wang, Xiaoyan Zeng Investigation on laser welding of selective laser melted Ti-6Al-4V parts: Weldability, microstructure and mechanical properties Materials Science and Engineering: A 2018;712: 20–27.
10. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. М.: Изд. МГТУ им Н.Э. Баумана, 2014. – 487 с.
11. Курынцев С.В., Шиганов И.Н., Гильмутдинов А.Х. Сварка расфокусированным лазерным лучом. Сварочное производство. 2016 №2, стр. 34–39.

УДК 678.7

**Фотополимеризующаяся смола для лазерной стереолитографии
«ИПЛИТ-4»**

Марков М.А.¹

markov@shatura.laser.ru

¹*Институт проблем лазерных информационных технологий (ИПЛИТ РАН) – филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г. Шатура*

Аннотация:

В докладе сообщается о разработанной в ИПЛИТ РАН новой фотополимеризующейся композиции для установок лазерной стереолитографии на основе олигоэфиров и олигоуретанов с метакриловыми группами.

Ключевые слова:

фотополимеризующаяся композиция, photocurable resin.

Сегодня от аддитивных технологий требуют уже не только создания единичного экземпляра – прототипа или мастер-модели, но и изготовления вполне работоспособных объектов с нужными эксплуатационными характеристиками. Это обуславливает важность разработки новых материалов, подходящих для использования во всех видах устройств, которые сегодня относят к аддитивным технологиям, и в установках лазерной стереолитографии в том числе.

Созданный в ИПЛИТ РАН материал, отверждаемый УФ-лазерным излучением, представляет собой жидкую смесь олигоэфирметакриловых и

олигоуретанметакриловых компонентов.. При примерно равных энергозатратах на отверждение (в сравнении с существующими отечественными аналогами), данная композиция позволяет получать модели с улучшенными физико-механическими свойствами.

Параметр	ИПЛИТ-4	ИПЛИТ-3*
Предел прочности при статическом изгибе, МПа	44	35
Модуль упругости при статическом изгибе, ГПа	1.8	0.8
Предел прочности при растяжении, МПа	18	23
Модуль упругости при растяжении, ГПа	2.4	1.1
Энергетические параметры отверждения (для 325 нм)**		
E_c , мДж/см ²	2	3.7
D_p , мм	0.12	0.15
Энергетические параметры отверждения (для 355 нм)**		
E_c , мДж/см ²	1.5	–
D_p , мм	0.15	–

*параметры смолы ИПЛИТ-3, основной на сегодня смолы, используемой в наших стереолитографических установках, приведены для сравнения

**речь идет об экспериментально определяемых константах, входящих в уравнение, связывающее толщину отвержденной полимерной пленки на поверхности смолы h и экспозиционную дозу облучения E

$$h = D_p \ln (E/E_c)$$

Новая композиция позволяет решить проблему хрупкости, которая накладывала определенные ограничения на использование моделей, изготовленных из фотополимера ИПЛИТ-3 (Рис. 1, 2).



Рис. 1 – Тест объект из новой смолы, цилиндр 250×8 мм



Рис. 2 – Эластичные свойства нового материала

Измеренная объемная усадка «ИПЛИТ-4» составляет 4%.

В настоящее время идет процесс патентования данного состава.

Работа выполнена при поддержке Федерального агентства научных организаций (соглашение № 007-ГЗ/Ч3363/26)

УДК 661.687:666.32/36:66.085.1

Получение материала на основе нитрида кремния методом селективного лазерного спекания

Михайлов И.Г.¹; Зайцев В.С.¹

willymoscow@gmail.com

¹АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина», г. Обнинск, Россия

Аннотация:

Методом селективного лазерного спекания (СЛС), с последующей термообработкой в атмосфере азота N₂, получен пористый керамический материал с основной фазой нитрида кремния Si₃N₄. Для получения этой керамики разработан метод приготовления гранулята порошка кремния, подходящего для использования на оборудовании СЛС. Демонстрируется возможность варьирования фазового состава материала и его микроструктуры за счет изменения параметров работы оборудования. Изучена зависимость фазового состава и теплопроводности получаемого материала от выбранных параметров процесса СЛС. Получены демонстрационные образцы изделий сложной формы.

Ключевые слова:

селективное лазерное спекание, нитрид кремния, оксинитрид кремния, теплопроводность.

К настоящему времени развитие аддитивных технологий привело к возможности промышленного производства изделий из металлических и полимерных конструкционных материалов. Для керамических материалов

ситуация обстоит иным образом. Аддитивным способом керамические материалы и образцы изделий на их основе в основном получают в научных лабораториях. Отлаженного производства керамических изделий, полученных аддитивными методами, не существует [1–3].

Тем не менее, можно выделить несколько наиболее перспективных для печати керамики способов: спекание порошков лазерным излучением, экструзию суспензий керамических частиц, напыление на слой порошка фотоотверждаемых смол и др. [1–4]. В настоящее время коммерчески доступным является стереолитографическое оборудование, использующее для печати фотомономерные суспензии керамических частиц (Al_2O_3 , ZrO_2 и др.). К сожалению, метод стереолитографии не позволяет работать с суспензиями, содержащими порошки со значительным поглощением на частоте излучения лазера, полимеризующего фотополимеры. В частности, данным способом, весьма затруднительно получить керамику на основе реакционносвязанного нитрида кремния Si_3N_4 .

Пористая керамика на основе реакционносвязанного нитрида кремния имеет хорошую механическую прочность, является стойкой к воздействию высоких температур и щелочных расплавов металлов. Совокупность этих свойств позволяет использовать эту керамику для различных промышленных применений в области энергетики, космоса, медицины и военной промышленности, таких как теплоизоляция, фильтры горячего газа, поддержки катализаторов, селективные фильтры частиц и газовые мембраны.

Ограничением к применению нитрида кремния в качестве высокотемпературной теплоизоляции является его относительно высокая теплопроводность. Тем не менее, использование в этом материале внутренних конструкционных пустот позволяет существенно снизить его теплопроводность. Подобные конструкционные пустоты можно эффективно создавать, используя аддитивные методы.

Метод селективного лазерного спекания (СЛС) перспективен с точки зрения возможности получения пористого материала на основе реакционносвязанного нитрида кремния. В этом методе порошковая композиция последовательно наносится тонкими слоями и затем обрабатывается лазерным лучом. Слои, локально спекаясь, приобретают цельность и прочность. В ряде случаев процесс спекания сопровождается химической реакцией. В работе [5] сделана попытка реакционного селективного лазерного спекания порошка кремния в атмосфере NH_3 . Получен образец, содержащий 85% по массе нитрида кремния. Анализ литературы не выявил информации о других процессах селективного лазерного реакционного спекания кремния.

Оборудование, проводящее 3D печать методом СЛС, очень чувствительно к используемому сырью [6]. Порошки пригодные к применению в процессе СЛС должны с легкостью наноситься в тонкие слои и скрепляться под воздействием лазерного излучения, поэтому, выбор порошковых композиций и получаемых материалов ограничен. Как правило, эти порошки содержат частицы округлой формы с узким распределением по размерам. Такие свойства придают порошкам сыпучесть, что делает их пригодными к нанесению в тонкие, плотные слои. Отсутствие пригодных к послойному нанесению коммерчески доступных керамических порошков приводит к необходимости разработки способов их получения.

Авторами работы был предложен метод решения проблемы нанесения порошковых композиций, используемых в традиционном производстве, в оборудовании СЛС, заключающийся в приготовлении сыпучего гранулята на основе тонкодисперсных порошков, в частности – порошка кремния. Потенциально, метод позволяет гранулировать и другие керамические порошки.

В результате разработана методика приготовления гранулята на основе порошка кремния с прочными округлыми гранулами необходимого

фракционного состава. Полученный гранулят обладает хорошей сыпучестью и не образует комков. Данные свойства необходимы для качественного нанесения тонких, ровных и однородных слоев порошка в процессе работы установки СЛС. Сформированные из округлого гранулята слои содержат меньше пустот, что положительно сказывается на относительной плотности получаемого материала [6]. Анализ фракционного состава гранулята проводился методом обработки изображений, полученным на оптическом микроскопе (рисунок 1).

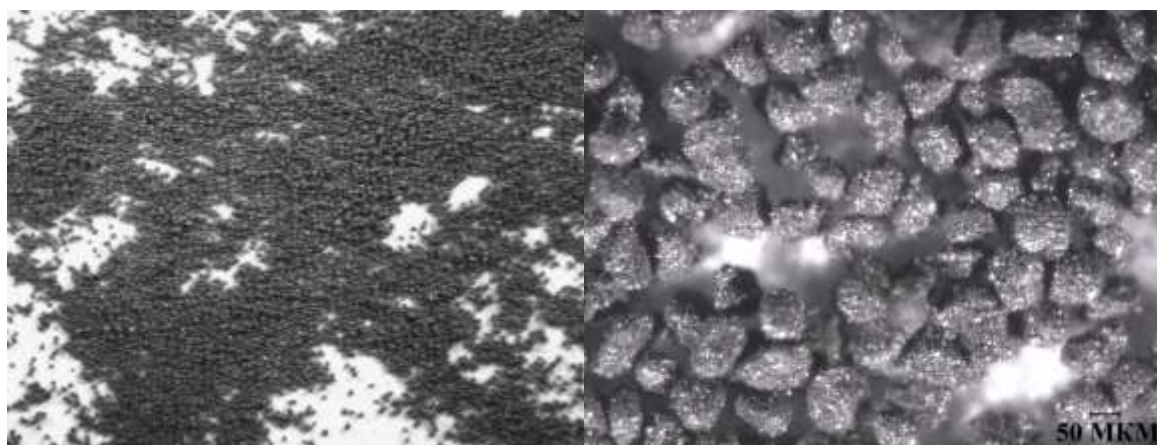


Рис. 1 - Изображения полученного гранулята с использованием оптического микроскопа, слева: увеличение 15X, справа: увеличение 75X

Полученный гранулят использовался для отработки режимов спекания и изготовления образцов на установке СЛС. Для оценки качества и микроструктуры получаемого материала в зависимости от скорости сканирования лазерным лучом и мощности лазерного излучения, были спечены области порошкового слоя в виде пластин размером 10×10 мм. Из фотографий спечённых областей, полученных с помощью оптического микроскопа, составлено панно в согласии с изменениями варьируемых параметров. Изображение вышеуказанного панно представлено на рисунке 2.



Рис. 2 – Изображения микроструктуры материала в зависимости от изменения мощности и скорости сканирования лазерным лучом

В результате эксперимента определен диапазон параметров работы оборудования, в рамках которого получается материал, пригодный для последующего построения.

Исследования микроструктуры производились методами оптической и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Изображения микроструктуры пластин, полученные с помощью оптического микроскопа, приведены на рисунке 3.

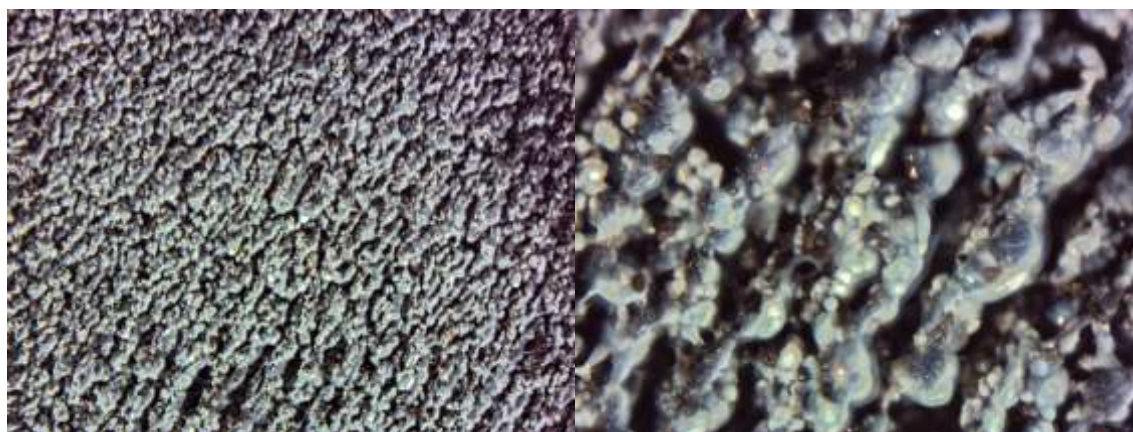


Рис. 3 - Изображения микроструктуры пластин полученные с помощью оптического микроскопа

Было установлено, что в процессе построения под воздействием лазерного излучения, гранулы порошка оплавляются и стягиваются в

агломераты различных размеров, окисляясь по поверхности. Вследствие этого процесса формируется единый скрепленный слой. Варьируя интенсивность излучения можно изменять толщину окисленного слоя и размеры агломератов. По данным РФА, ИК - спектрометрии и СЭМ материал получаемых в процессе СЛС образцов состоит из фазы аморфного диоксида кремния, располагающейся на поверхности сплавленных агломератов гранул, и кубической фазы кремния, располагающейся внутри (рисунок 4).

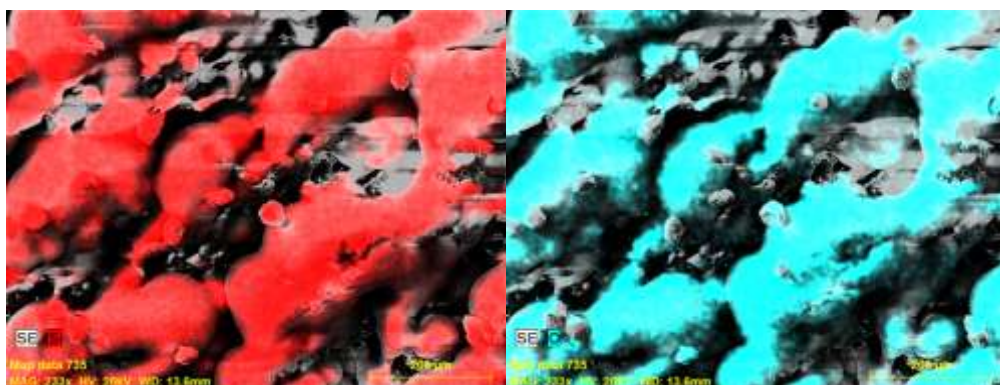


Рис. 4 – Микроструктура и элементный анализ оплавленных агломератов в СЭМ (красный цвет – атомы кремния Si, синий – атомы кислорода O)

Получаемые в процессе СЛС образцы являются полуфабрикатами («сырцы»). Для получения окончательных свойств образцы подвергаются термообработке в атмосфере азота N_2 . С увеличением поверхностной энергии спекания лазерным лучом J снижается относительный привес образцов после окончательной термообработки, возникающий в связи с протеканием химической реакции. Данный факт можно связать с увеличением объёмной доли аморфного диоксида кремния в связи с увеличением поверхностной энергии спекания лазерным лучом J . Поверхностная энергия спекания J вычисляется по формуле (1),

$$J = \frac{P}{v \times d} \quad (1)$$

где P [Вт] – мощность, рассеиваемая лазерным лучом на поверхности спекаемого порошкового слоя; v [мм/с] – скорость сканирования; d [мм] – ширина шага сканирования.

Для изучения теплофизических свойств материала получены образцы при различных значениях поверхностной энергии спекания в интервале от $1,7 \text{ Дж/мм}^2$ до $5,3 \text{ Дж/мм}^2$. Измерения температуропроводности получаемого материала проведены методом лазерной вспышки на оборудовании Netzsh LFA - 457. Измерения теплоёмкости получаемого материала проведены на оборудовании Netzsh DSC - 404 F1. На рисунке 5 представлены зависимости теплопроводности λ от температуры, для образцов, полученных с различной поверхностной энергией спекания J . Для измерений выбран интервал температур от 20 до 600 °С. Измерения проводились в воздушной атмосфере.

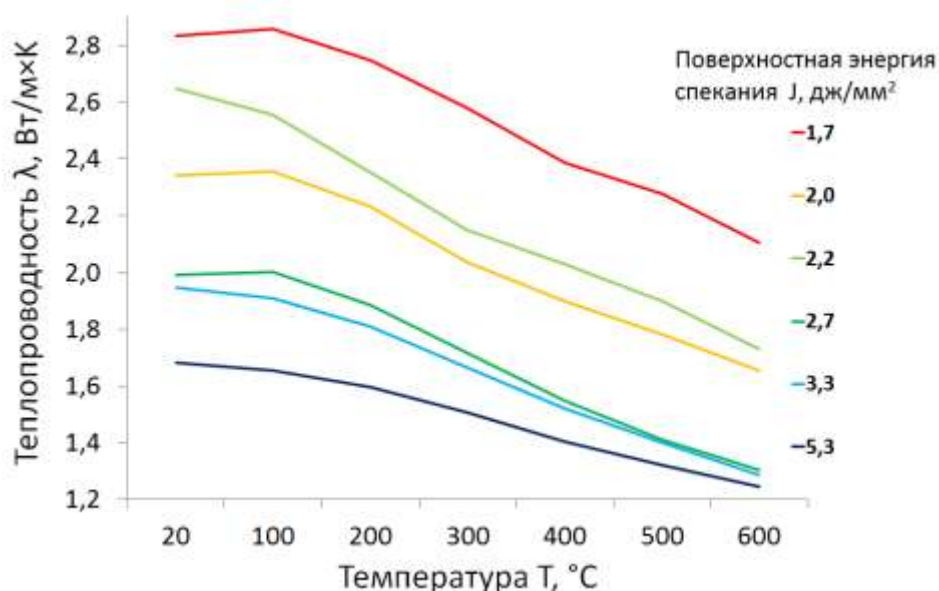


Рис. 5 – Зависимость теплопроводности λ от температуры для образцов, полученных в режимах с различной поверхностной энергией спекания J

Характерные величины теплопроводности материала уменьшаются по мере увеличения поверхностной энергии спекания J . Тенденция к уменьшению теплопроводности материала по мере увеличения поверхностной энергии спекания связана с увеличением объёмной доли аморфного диоксида кремния SiO_2 в материале полуфабриката, и, как

следствие, с увеличением объёмной доли $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$, после термообработки в атмосфере азота.

Для подтверждения зависимости теплопроводности получаемого материала от фазового состава проведён рентгенофазовый анализ образцов, полученных в режимах СЛС с поверхностной энергией спекания $1,8 \text{ Дж/мм}^2$ и $5,3 \text{ Дж/мм}^2$. Испытания проведены на рентгеновском дифрактометре Empyrean. Фазовый состав для образца при J равной $1,8 \text{ Дж/мм}^2$: $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ – 37%, $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ – 47%, $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ – 16%. Фазовый состав для образца при J равной $5,3 \text{ Дж/мм}^2$: $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ – 39%, $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ – 22%, $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ – 39%.

Определение объёмных долей фаз свидетельствовало о возможности варьирования фазового состава материала с помощью изменения поверхностной энергии спекания J . При этом с увеличением поверхностной энергии спекания J , увеличивается объёмная доля фазы оксинитрида кремния $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$, и одновременно уменьшается объёмная доля β фазы нитрида кремния Si_3N_4 . Как следствие, теплопроводность материала уменьшается по мере увеличения поверхностной энергии спекания J , поскольку теплопроводность фаз оксинитрида кремния $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ и α нитрида кремния Si_3N_4 примерно в 1,5 раза меньше теплопроводности β фазы нитрида кремния Si_3N_4 .

Дополнительно был проведен ИК - спектрометрический анализ с использованием навески из порошка с добавлением порошка KBr , позволяющий выявить наличие различных фаз, в том числе аморфных. По данным анализов в представленных образцах не содержится диоксид кремния в любой из возможных фаз. Также по данным исследования были выявлены характерные пики поглощения оксинитрида кремния $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$, основной из них располагался на длине волны $\sim 545,5 \text{ см}^{-1}$.

С использованием аддитивных технологий становится возможным улучшение теплоизоляционных свойств теплозащитных изделий за счёт создания в них дополнительных внутренних конструкционных пустот. Эти

конструкции могут обладать меньшей теплопроводностью, хорошей механической прочностью и меньшей массой. Для изучения теплофизических свойств конструкций получены образцы с различной внутренней структурой. Фотография этих образцов представлена на рисунке 6.



Рис. 6 – Фотография образцов с различными внутренними структурами

На данный момент теплофизические свойства этих образцов изучаются.

Заключение

- 1) Решена проблема применения в оборудовании СЛС керамических порошков, используемых в традиционном производстве, с помощью приготовления гранулята на их основе. Метод приготовления гранулята потенциально применим к любым керамическим порошкам.
- 2) Разработан способ формования объектов керамическим материалом на основе нитрида кремния с помощью метода СЛС.
- 3) Показана возможность изменения фазового состава и, как следствие, теплопроводности получаемого материала с помощью варьирования параметров работы оборудования СЛС.
- 4) Предложена идея применения конструкций для снижения теплопроводности потенциально теплонагруженных объектов. Продемонстрирована возможность построения крупногабаритных объектов сложной формы из материала на основе нитрида кремния с помощью метода СЛС.

Впервые на предприятии «ОНПП «Технология»» были получены образцы изделий сложной формы из композиционной керамики с основной фазой нитрида кремния с помощью метода СЛС.

Литература

1. Deckers J.: Additive Manufacturing of Ceramics: A Review, *J. Ceram. Sci. Tech.*, 05 [04], 245-260, 2014.

2. Gibson I.: Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing. Second Edition, Springer New York, Heidelberg Dordrecht London, 2015.

3. Vandyopadhyay A., Bose S.: Additive manufacturing, Taylor & Francis Group, 2016.

4. П.В. Евдокимов, В.И. Путляев, академик РАН В.М. Ивлев, Е.С. Климашина, Т.В. Сафронова: Остеокондуктивная керамика с заданной системой сквозных пор на основе смешанных фосфатов кальция и щелочных металлов; Доклады академии наук, 2015, том 460, № 6, С. 677–681.

5. B.R. Birmingham and H.L. Marcus – Solid Freedom Fabrication of Silicon Nitride Shapes by Selective Laser Reaction Sintering (SLRS), SFF Symposium, Texas, 1995.

6. Hagedorn, Y.-C., Wilkes, J., Meiners, W., Wissembach, K., Poprawe, R.: Additive manufacturing of Al₂O₃-ZrO₂-ceramic parts by selective laser melting, Proceedings of the 5th International Conference on Additive Manufacturing, Loughborough University, 2010.

7. Shishkovsky I., Yadroitsev I., Bertrand P., Smurov I., Alumina–zirconium ceramics synthesis by selective laser sintering/melting. *Appl Surf Sci*, 254, 966–70, 2007.

8. Yen, H.C., Tang, H.H.: Study on direct fabrication of ceramic shell mold with slurry-based ceramic laser fusion and ceramic laser sintering, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 60, 1009 – 1015, 2012.

УДК 539.3

Расчет сооружений из бетона на основании подходов к механическому моделированию аддитивных технологий

Манжиров А.В.^{1,2}, д.ф.-м.н.; Паршин Д.А.^{1,2}, к.ф.-м.н.

manzh@inbox.ru; parshin@ipmnet.ru

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

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

Аннотация:

Исследуются процессы аддитивного изготовления сводчатых бетонных конструкций. Предложенная математическая модель описывает влияние сил тяжести, преднапряжения конструктивных элементов и воздействия поверхностных нагрузок на развитие НДС формируемой конструкции.

Ключевые слова:

аддитивное изготовление, бетонная конструкция, контактные напряжения, преднапряжения, управляющее силовое воздействие.

Введение

При расчете крупногабаритных конструкций силы тяжести должны, безусловно, иметь первостепенное значение. Может показаться очевидным, что учитывать действие сил тяжести следует путем приложения соответствующей массовой нагрузки ко всей рассчитываемой конструкции. Однако при внимательном изучении данного вопроса можно заметить, что при постепенном сооружении конструкции, которое, как правило, и имеет

место на практике, такой учет сил тяжести дает принципиально некорректные представления о ее напряженно-деформированном состоянии. Это объясняется тем, что вес каждого, причем сколь угодно малого по размерам, материального элемента, дополнительно присоединяемого к конструкции в процессе ее сооружения, вызывает ее дополнительные деформацию и появление в ней дополнительных напряжений. Суммарный эффект от воздействия веса всех составляющих конструкцию элементов при их последовательном включении в ее состав в общем случае отнюдь не тождественен эффекту от приложения сил тяжести ко всем этим элементам одновременно уже в составе готовой конструкции. По мере формирования конструкции вес присоединяемых к ней элементов воспринимается лишь ее сформированной к текущему моменту частью. Но если бы конструкция испытала действие сил тяжести только после завершения ее формирования, то вес этих же элементов был бы воспринят всей конструкцией сразу, когда она уже достигла своей максимальной несущей способности. Следовательно, расчет весомых конструкций по конечной конфигурации должен, вообще говоря, существенно занижать оценки уровней действующих в них напряжений и не улавливать возможные зоны их локальной концентрации, возникающие именно в силу специфики того или иного способа возведения конструкции. Качественное и количественное описание процессов развития напряженно-деформированного состояния постепенно возводимых тяжелых конструкций может быть адекватно осуществлено только в рамках активно развивающейся в последнее время механики аддитивных процессов, учитывающей кинематические и силовые особенности конкретного моделируемого процесса возведения конструкции, а не только деформирующие факторы, связанные с ее окончательной геометрией.

Методика исследования

В представляемой работе предлагается математическая модель процесса квазистатического деформирования полусциркулярной сводчатой

конструкции, возводимой аддитивным методом из вязкоупругого стареющего материала в условиях действия сил тяжести, учитывающая технологические возможности приложения произвольной симметрично распределенной нагрузки к наружной цилиндрической поверхности свода и создания произвольных начальных напряжений в конструктивных элементах, присоединяемых в процессе возведения свода к его внутренней цилиндрической поверхности. Даются постановки и строятся точные аналитические решения соответствующих пространственно двумерных начально-краевых задач механики для случая плоского деформированного состояния рассматриваемой конструкции в приближении малой деформации. Эти решения позволяют проследить эволюцию напряженно-деформированного состояния возводимой конструкции от момента установки на основе ее первоначально выполненной заготовки до сколь угодно отдаленного момента времени после завершения процесса возведения. Постановки краевых задач на этапах после начала и по завершении аддитивного процесса возведения являются неклассическими и формулируются на основе подходов механики наращиваемых деформируемых твердых тел [1–9]. В соответствии с данными подходами задачи формулируются для мгновенных скоростных характеристик напряженно-деформированного состояния наращиваемого тела в переменной во времени области, занимаемой этим телом в текущий момент времени. Выставляемые начальные и краевые условия учитывают кинематическую и силовую специфику взаимодействия дополнительно присоединяемого материала с уже сформированной частью растущего твердого тела по всей мгновенной поверхности его роста, к которой в данный момент присоединяется этот материал. Существенной математической трудностью при решении поставленных начально-краевых задач является зависимость момента начала развития напряжений в материале, проявляющем реологические свойства, от точки формируемого из него деформируемого

тела – ввиду одновременности включения различных материальных элементов в процесс деформирования растущего тела. Разработанный авторами математический аппарат позволяет преодолеть указанную трудность. С помощью доказанных теорем процедуру решения поставленных неклассических задач удастся свести к решению серии классических краевых задач механики с последующим решением определенного вида интегральных уравнений по времени для каждой точки рассматриваемой конструкции. Аналитические решения сформулированных классических задач строятся в рядах и квадратурах путем разделения переменных.

Определяющие соотношения материала

В предлагаемой в настоящей работе модели используется линейный вязкоупругий однородно стареющий изотропный материал с одним и тем же постоянным (не зависящим ни от возраста материала, ни от времени, прошедшего с момента приложения к нему нагрузок) коэффициентом Пуассона $\nu = \text{const}$ для мгновенной упругой деформации и развивающейся со временем деформации ползучести. Для данного материала связь между тензором напряжений \mathbf{T} и тензором малой деформации \mathbf{E} в каждой точке тела \mathbf{r} в произвольный момент времени t , которое отсчитывается от момента изготовления материала, имеет вид [10–12]:

$$\mathbf{H}_{\tau_0(\mathbf{r})} \mathbf{T}(\mathbf{r}, t) = 2\mathbf{E}(\mathbf{r}, t) + 2\nu/(1 - 2\nu) \mathbf{1} \text{tr} \mathbf{E}(\mathbf{r}, t). \quad (1)$$

Здесь $\mathbf{1}$ — единичный тензор 2-го ранга, \mathbf{H}_s — линейный интегральный оператор вязкоупругости, действующий по правилу

$$\mathbf{H}_s f(t) = \frac{f(t)}{G(t)} - \int_s^t \frac{f(\tau)}{G(\tau)} K(t, \tau) d\tau, \quad (2)$$

где $G(t)$ — упругий модуль сдвига материала в возрасте t , $K(t, \tau)$ — ядро ползучести. Последнее может быть выражено через различные характеристики материала, описывающие его поведение при том или ином элементарном напряженном состоянии. Например, с использованием характеристик для состояния чистого сдвига будет

$$K(t, \tau) = G(\tau) \frac{\partial}{\partial \tau} \left[\frac{1}{G(\tau)} + \omega(t, \tau) \right], \quad (3)$$

где $\omega(t, \tau)$ — мера ползучести при чистом сдвиге, $\omega(\tau, \tau) \equiv 0$. Функцию $\Delta(t, \tau) = 1/G(\tau) + \omega(t, \tau)$ принято называть функцией удельной деформации при чистом сдвиге. Она описывает развитие с течением времени t сдвиговой деформации, вызванной созданным в образце в момент времени τ постоянным напряженным состоянием чистого сдвига, отнесенной к величине действующего сдвигового напряжения.

Параметр s у оператора (2) имеет смысл момента времени возникновения напряженного состояния в окрестности рассматриваемой точки тела \mathbf{r} . Поскольку наращиваемое тело пополняется новыми материальными элементами уже по ходу процесса своего деформирования, то момент появления напряжений в точках \mathbf{r} такого тела будет меняться от точки к точке и задаваться определенной функцией $\tau_0(\mathbf{r})$, что и учтено в определяющем соотношении (1).

Определяющие соотношения (1)–(3) обобщают экспериментальные данные по линейной ползучести разнообразных стареющих материалов. Подобные определяющие соотношения широко используются для описания механического поведения различного естественного и искусственного камня, прежде всего бетона, а также полимеров, грунтов, льда, древесины [11–13]. Конкретные экспериментальные кривые ползучести бетона можно найти, например, в [14].

Постановка задачи

Пусть в некоторый момент времени $t = t_0 > 0$ на жесткое горизонтальное основание установлена полуциркулярная арочная заготовка и закреплена на нем посредством скользящей заделки, обеспечивающей свободное скольжение подошв арки по основанию без отслоения. Заготовка выполнена заранее без остаточных напряжений из однородного изотропного вязкоупругого стареющего материала, изготовленного в нулевой момент

времени и описываемого уравнением состояния (1). Начиная с некоторого момента $t = t_1 \geq t_0$ и до момента $t = t_2 > t_1$ происходит постепенное утолщение установленной заготовки посредством непрерывного присоединения к ее внутренней цилиндрической поверхности равномерных по толщине элементарных слоев дополнительного материала, идентичного материалу заготовки по возрасту и свойствам. Внутренняя поверхность конструкции не загружается на протяжении всего процесса возведения и после его окончания. Действие скользящей заделки распространяется на всю текущую площадь подошв свода, увеличивающуюся за счет присоединения материала.

Анализ полученных результатов

На основании построенных авторами аналитических решений, описывающих в рамках предложенной модели процесс деформирования рассматриваемой аддитивно возводимой конструкции, в работе выполнены многочисленные числовые расчеты. В расчетах принимаются аппроксимации механических характеристик используемого материала и значения входящих в них параметров, согласующиеся с экспериментальными данными по ползучести ряда сортов бетона [12].

Анализ рассматриваемых процессов возведения на базе построенной модели убедительно показывает, что реальное напряженно-деформированное состояние сооруженного в присутствии сил тяжести объекта кардинально отличается от того состояния, которое может быть получено на основании традиционного подхода, не принимающего во внимание механической специфики самого процесса сооружения.

Так, если на начальной стадии возведения конструкция имеет значительные размеры, но при этом малую прочность, то под действием сил тяжести уже с первого момента возведения она будет испытывать значительные напряжения. Последующее усиление, а значит, в то же время и догружение такой конструкции весом дополнительных материальных элементов без принятия в процессе возведения каких-либо специальных мер

может не только не снизить, но существенно увеличить уровень первоначально возникших в ней напряжений, что приведет в итоге к появлению в готовой к эксплуатации конструкции областей с высокими технологическими напряжениями. Наличие этих областей не могут предсказать традиционные расчеты по конечной конфигурации. Однако расчеты, выполненные на основании предложенной модели механики аддитивных процессов, позволяют, с одной стороны, адекватно качественно и количественно описать эволюцию технологических напряжений в возводимой конструкции при каждом конкретном режиме ее возведения и, с другой стороны, указать возможные пути эффективного воздействия на характер протекания процесса развития этих напряжений.

В работе продемонстрирована возможность изготовления тяжелой сводчатой конструкции из стареющего вязкоупругого материала с первоначально относительно малой прочностью, в которой возникающие на начальной стадии возведения высокие напряжения будут в конечном итоге ощутимо снижены, причем в течение процесса возведения во всей конструкции не будет превышен определенный допустимый уровень напряжений. Такого эффекта в рассматриваемом случае удастся добиться за счет надлежащего варьирования по мере возведения конструкции скорости присоединения к ней дополнительных материальных элементов.

Также при анализе результатов расчетов обнаружено, что на периферийных участках подошв не слишком толстостенной арочной заготовки возникают в момент ее установки на основание зоны отрицательного контактного давления – положительных контактных напряжений. Установлено, что при дальнейшем наращивании такой арки по внутренней поверхности ненапряженными элементами, в том числе и после значительного утолщения стенки, эти зоны не только не исчезают, но даже увеличиваются в размерах. Добиться лишь некоторого снижения максимальной величины отрывающих напряжений в указанных зонах

относительно первоначального значения удастся в процессе интенсивного изготовления всей конструкции, причем из «молодого» материала, когда достаточно мал интервал времени между изготовлением материала ($t = 0$) и завершением наращивания ($t = t_2$).

Технологически обнаруженный факт означает, что на протяжении всего рассматриваемого процесса возведения арочной конструкции из не слишком толстостенной заготовки на эту конструкцию со стороны основания должны постоянно действовать некоторые удерживающие связи, не допускающие ее отслоения. Однако с эксплуатационной точки зрения более важным является то обстоятельство, что эти связи должны сохраняться и в течение неограниченного интервала времени после окончания возведения, что в определенных ситуациях может оказаться нежелательным. Поэтому актуальна постановка вопроса о поиске такого варианта моделируемого технологического процесса, который при сохранении условия скользящей заделки подошв в процессе возведения приводил бы к исчезновению отрывающих напряжений на подошвах после завершения этого процесса.

Стремление к отрыву от гладкого основания внешних участков подошв не слишком толстостенной тяжелой арки вызывается, очевидно, тем, что основная часть массы такой конструкции проецируется не на ее опорные площадки (как в случае очень толстой арки), а на часть основания, расположенную между ними, а силы трения, способные компенсировать возникающий при этом изгибающий момент, отсутствуют. Понятно, что исправить эту ситуацию можно, например, организовав поддержку арки возле ее вершины с помощью подвеса с контролируемой силой натяжения. В этом случае вес находящегося между опорами материала будет частично воспринят подвесом, и материал, расположенный над подошвами, сможет полностью прижать их к основанию. Это кажется совершенно очевидным по отношению к арке, которая была изготовлена прежде, чем установлена на основание. Вопрос же состоит в том, возможно ли с помощью локальной

силовой поддержки арки, возводимой непосредственно на гладком основании, сформировать в ней такое поле напряжений, чтобы после окончания возведения и отсоединения подвеса готовая конструкция стояла, не отрываясь, на гладком основании, на котором более не действуют удерживающие связи.

В работе выполнены расчеты для поддерживающей силы, распределенной по малому участку наружной цилиндрической поверхности возводимой сводчатой конструкции. Эта сила компенсирует до начала и во время процесса наращивания свода некоторую заданную (фиксированную) долю его текущего, увеличивающегося вследствие добавления нового материала, веса, а после окончания наращивания быстро убывает до нуля. Результаты расчетов показывают, что финальное, устанавливающееся спустя длительное время после окончания возведения и снятия поддерживающей нагрузки, распределение контактного давления на подошвы возведенной аддитивным методом тяжелой арки можно сделать всюду положительным, причем практически равномерным в исходной части конструкции. Этого удастся добиться, если в дополнение к локальной силовой поддержке арки в процессе ее возведения еще использовать для ее наращивания не свободные от начальных напряжений, а предварительно растянутые в окружном направлении конструктивные элементы. В таком случае даже очень тонкостенный тяжелый свод, изготовленный непосредственно на основании, после освобождения от удерживающих подошвы связей и поддерживающей его поверхностной нагрузки будет сколь угодно долго стоять на гладком основании, не отрываясь от него ни в одной точке. Как отмечено выше, такое невозможно даже у весьма толстостенных арочных конструкций, установленных на гладкое основание сразу в готовом виде, когда их прочность максимальна.

Отметим, что использование одной только силовой поддержки, без преднапряжения конструктивных элементов, позволяет получить во всей

готовой конструкции значительно более низкий уровень напряжений, чем при обычном наращивании точно такой же конструкции предварительно не напряженным материалом в таком же временном режиме.

Выводы и рекомендации практического характера

В работе предложена математическая модель процессов аддитивного возведения полусферических сводчатых конструкций из линейно вязкоупругих стареющих материалов, в частности, бетона методом послойного утолщения заранее изготовленной и установленной на горизонтальное основание арочной заготовки. Модель учитывает действие на конструкцию сил тяжести на протяжении всего процесса ее возведения, а также возможность создания предварительных напряжений в присоединяемых в процессе возведения конструктивных элементах и силового воздействия на поверхность формируемой конструкции.

Поставлены соответствующие нетрадиционные для классической механики деформируемого твердого тела начально-краевые задачи механики наращиваемых тел. Построены их аналитические решения. Проведено множество численных экспериментов.

Показано, что, варьируя надлежащим образом скорость наращивания вязкоупругой конструкции, можно добиться в итоге весьма ощутимого снижения в ней напряжений, не превысив при этом их допустимых значений во время изготовления.

В ходе исследований обнаружено, что даже весьма толстостенная арочная заготовка после установки на гладкое основание стремится отслоиться от него на периферийных участках своих опорных площадок под действием собственного веса. Избавиться от зон отрывающих контактных напряжений за счет последующего усиления такой заготовки аддитивным методом без принятия специальных мер невозможно.

В качестве специальных мер в работе предлагается закрепление вершины формируемого свода на подвесе с контролируемой силой

натяжения, которая компенсирует во время возведения определенную долю текущего веса формируемой конструкции и снимается по окончании ее формирования, а также подвержение присоединяемых к конструкции в процессе ее формирования элементов определенному начальному растяжению. Применение этих технологических приемов позволяет добиться того, что даже весьма тонкостенная окончательно изготовленная арочная конструкция будет оказывать в итоге всюду положительное контактное давление на основание, причем распределенное по опорным площадкам достаточно эффективно, что невозможно даже в том случае, если бы эта конструкция не подвергалась в процессе своего изготовления действию сил тяжести и была установлена на основание уже в готовом виде, когда ее прочность максимальна.

При самых различных вариантах и режимах аддитивного изготовления рассматриваемой конструкции уровень напряжений в ней может в процессе изготовления значительно превышать итоговый уровень напряжений, устанавливающийся спустя длительное время после окончания изготовления, причем расположение критических зон в конструкции в процессе и по окончании ее изготовления может быть совершенно различным.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках проектов 17-01-00712-а, 18-01-00920-а.

Литература

1. Манжиров А.В., Паршин Д.А. Возведение арочной конструкции с использованием аддитивной технологии под действием силы тяжести // Изв. РАН. МТТ. 2015. № 5. С. 94–107.
2. Манжиров А.В., Паршин Д.А. Влияние режима возведения на напряженное состояние вязкоупругой арочной конструкции, возводимой с использованием аддитивной технологии под действием силы тяжести // Изв. РАН. МТТ. 2015. № 6. С. 69–91.
3. Manzhirov A.V., Parshin D.A. Accretion of spherical viscoelastic objects under self-gravity // Lecture Notes in Engineering and Computer Science. 2016.

Vol. 2224. No. 1. P. 1131–1135.

4. Манжиров А.В., Паршин Д.А. Применение преднапряженных конструктивных элементов при возведении тяжелой вязкоупругой арочной конструкции с использованием аддитивной технологии // Изв. РАН. МТТ. 2016. № 6. С. 93–104.

5. Паршин Д.А. Аналитические решения задачи об аддитивном формировании неоднородного упругого шарового тела в произвольном нестационарном центральном поле сил // Изв. РАН. МТТ. 2017. № 5. С. 70–82.

6. Parshin D.A., Nakobyan V.N. Additive manufacturing of a cylindrical arch of viscoelastic aging material under gravity action at various modes of the process // Procedia IUTAM. 2017. Vol. 23. P. 66–77.

7. Parshin D.A. The technological stresses in a vaulted structure built up on a falsework // Advanced Structured Materials. 2017. Vol. 46. P. 377–386.

8. Parshin D.A., Manzhairov A.V. Quasistatic problems for piecewise-continuously growing solids with integral force conditions on surfaces expanding due to additional material influx // Journal of Physics: Conference Series. 2017. Vol. 937. P. 012038.

9. Manzhairov A.V., Parshin D.A. Modeling spherical accretion of aging viscoelastic objects under self-gravitation // IAENG Transactions on Engineering Sciences: Special Issue for the International Association of Engineers Conferences 2016. Vol. II. World Scientific Publishing, 2018. P. 14–27.

10. Арутюнян Н.Х. Некоторые вопросы теории ползучести. М.; Л.: Гостехиздат, 1952. 323 с.

11. Арутюнян Н.Х. Ползучесть стареющих материалов. Ползучесть бетона // Механика в СССР за 50 лет. Т. 3. М.: Наука, 1972. С. 155–202.

12. Арутюнян Н.Х., Манжиров А.В. Контактные задачи теории ползучести. Ереван: Изд-во АН АрмССР, 1990; Изд-во НАН РА, 1999. 318 с.

13. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966. 752 с.

14. Ross A.D. Creep of concrete under variable stress // J. Amer. Concr. Inst. 1958. Vol. 29. No. 9. P. 739–758.

УДК 666.3.015, 669.01/.09

Научно-технологические основы синтеза металлокерамических композиционных материалов и их применения в аддитивном производстве

Прوماхов В.В.^{1,2}, к.т.н.; Зиатдинов М.Х.¹, д.т.н.;

Жуков А.С.¹, д.ф.-м.н.; Жуков И.А.^{1,2}, к.т.н.;

Климова-Корсмик О.Г.³, к.т.н.; Корсмик Р.С.³

vvpromakhov@mail.ru; ziatdinovm@mail.ru; zhuk_77@mail.ru

gofra930@gmail.com; o.klimova@ltc.ru; r.korsmik@ltc.ru

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск*

²*Институт проблем химико-энергетических технологий, г. Бийск*

³*Санкт-Петербургский государственный морской технический
университет, Санкт-Петербург*

Аннотация:

Разработаны научно-технологические основы синтеза металлокерамических композиционных материалов. С применением высокопроизводительной аддитивной технологии прямого лазерного выращивания получены композиционные материалы с повышенными физико-механическими свойствами.

Ключевые слова:

аддитивные технологии, композиционные материалы, структура, свойства.

Введение

Опираясь на мировой опыт в развитии современных подходов физического материаловедения и новых технических решений необходимо признать, что изготовление узлов и отдельных деталей из новых конструкционных и функциональных материалов без развития аддитивных технологий (АТ) осуществить невозможно. Полноценное внедрение аддитивных технологий в производственный процесс обеспечит революционный прорыв в промышленности. Другие производственные процессы требуют тщательного и подробного анализа геометрии изделий, чтобы определить последовательность операций и применяемых инструментов для их изготовления. Аддитивные технологии, прежде всего, позволяют с минимальными затратами реализовать любые конструкторские и инженерные идеи в наукоёмких отраслях производства, таких, как авиастроение, двигателе- и моторостроение, ракетостроение, современные электронные приборы и др. Расширение номенклатуры стандартизированных материалов для аддитивных технологий будет способствовать их внедрению в массовое производство, что позволит в кратчайшие сроки вывести страну на новый технологический и экономический уровень.

В промышленности РФ идёт активное осмысление границ целесообразной применимости аддитивных технологий. Для освоения и внедрения АТ в производство необходимо проведение исследований и разработок российского оборудования и порошков. Российской промышленности необходимы справочники на получаемые по данной технологии свойства материалов. Между тем в многочисленных исследованиях отечественных и зарубежных авторов приводятся данные о свойствах материалов, полученных по аддитивным технологиям на металлической основе и керамической основе [1–4]. Разнообразие металлических порошковых материалов, используемых для АТ продолжает расширяться. В настоящее время существует около 29 металлов в виде

порошков, в том числе нержавеющей стали, алюминиевые сплавы, инструментальные стали, сплавы на основе Co, Ni, Mo, Al, Cu, в достаточной степени изученных при получении изделий из них с применением аддитивных технологий.

Между тем, актуальным является создание порошковых материалов способных каким-то образом внести новый вклад в формирование свойств изделий. Совершенно очевидно, что это должен быть новый уровень эксплуатационных параметров материалов (прочность, твердость, износостойкость, работоспособность при повышенных температурах, высокая трещиностокость, устойчивость к многоцикловому нагружению и др.). Согласно классическим представлениям физики конденсированного состояния, структура определяет свойства материалов, т.е. новые свойства возможно получить каким-либо образом изменив структуру материала. В данном случае именно композиционные (гетерофазные) материалы позволяют получать параметры свойств, не достижимых на традиционных материалах. Для АТ это новое направление, которое позволит сформировать опережающий задел по комплексу свойств изделий и, соответственно, стратегических направлений развития промышленного комплекса.

В рамках настоящего исследования была поставлена цель - изучить возможность применения новых металлокерамических композиционных материалов в перспективной технологии прямого лазерного выращивания (ПЛВ) и наплавки, базирующейся на принципах гетерофазной лазерной порошковой металлургии.

Технология ПЛВ дает возможность создания сложных деталей за один технологический процесс без применения дополнительного оборудования. Технология ПЛВ основана на подведении материала непосредственно в точку воздействия лазерного излучения, где в данный момент происходит построение объекта. В этом заключается её отличие от метода селективного лазерного спекания (сплавления), где порошковый материал формирует слой,

а затем происходит его облучение лазерным излучением в заданных зонах. Оборудование для ПЛВ является универсальным и основано на принципе модульного построения. Оно позволяет изготавливать крупногабаритные детали, в том числе градиентной структуры, из нескольких материалов любой конфигурации и сложности без применения дополнительных устройств и оснастки.

Материалы и методы исследований

Базовым методом для синтеза металлокерамических композиционных материалов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Отличительной особенностью обычного СВС метода является осуществление самоподдерживающегося процесса горения за счет тепла, выделяющегося в результате реакции прямого синтеза без участия кислорода [5]:



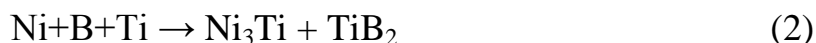
где A_xB_y – карбиды, бориды, нитриды, сульфиды и т.д.

Q – теплота реакции синтеза.

В качестве исходных материалов для синтеза металлокерамических композиционных материалов применяли порошки Ni (средний размер частиц ~ 5–10 мкм), Ti марки ПТОМ-1 (средний размер частиц ~ 10–20 мкм) и бора аморфного марки Б-99А (средний размер частиц ~ 50–700 нм). Для удаления ОН-группы порошки предварительно просушивали в вакуумном сушильном шкафу при температуре 200°C не менее 1 часа. После чего для приготовления исходной смеси порошки металлов смешивались в пропорции 63.5% масс. NiB+ 36.5% масс. Ti и порошка никеля 10 мас.% сверх массы основной смеси. Для получения гомогенных смесей, смешивание порошков проводили в планетарной мельнице.

Полученную шихту порошков засыпали в формообразующую оснастку цилиндрической формы, изготовленную из целлюлозной бумаги. Масса одной засыпки варьировалась в пределах 100÷500 г. После подготовки

образец помещался в реактор и проводили вакуумирование. Синтез горением осуществлялся в лабораторном СВС-реакторе объемом 12 л. в атмосфере инертного газа (аргона) по реакции (2):



После синтеза образцы имели форму цилиндрических спеков. Для получения порошков из продуктов синтеза применялся метод дробления с последующим измельчением. Первый этап измельчения спеков, ввиду их высокой твердости, осуществлялся с применением щековой дробилки. Полученный порошок просеивали через сито диаметром 3 мм. Частицы, размер которых превышал 3 мм, отправлялись на повторное дробление до получения требуемого диаметра частиц. В результате первой стадии измельчения был получен порошок дисперсностью менее 3 мм. Вторым этапом порошок измельчали до более тонкого по дисперсному составу. Для получения порошка требуемой фракции, помол производился в планетарной мельнице. Измельчение порошка происходило в стальных барабанах, мелющие тела – стальные шары различного диаметра.

Для получения фракции 50–150 мкм (заданной требованиями аддитивной технологией прямого лазерного выращивания) подбиралось время измельчения, которое для данного состава являлось оптимальным. Затем порошок просеивался через сито 150 мкм и сито 50 мкм для извлечения мелкой фракции. Частицы, размер которых превышал 150 мкм, отправляли на повторный цикл измельчения в планетарной мельнице.

Исследование структуры и элементного состава порошков и образцов, полученных с применением аддитивной технологии прямого лазерного выращивания, проводили на растровом электронном микроскопе QUANTA 200 3D. Рентгенофазовый анализ проводился с использованием дифрактометра Shimadzu XRD 6000 на $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Механические испытания на трехточечный изгиб проводились на универсальной электромеханической испытательной машине «Insron 3369». Измерение

твердости проводилось с применением универсального твердомера с автоматическим датчиком силы DURAMIN-500. Оборудование для исследований предоставлено Томским материаловедческим центром коллективного пользования (ТМЦКП).

Результаты и их обсуждение

После размола и классификации получали целевую фракцию порошка системы NiTi-TiB₂ с размером частиц $50 < \langle d \rangle < 150$ мкм. На рисунке 1 представлено РЭМ – изображение полученных порошков.

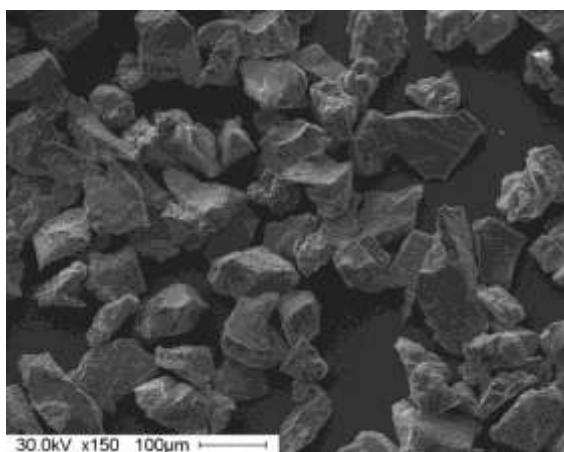


Рис. 1 – РЭМ изображение порошков системы NiTi-TiB₂

Установлено, что по структуре, каждая отдельная частица порошка представляет собой композиционный материал, рисунок 2. Состав матрицы – интерметаллид с включениями микрочастиц (средним размером 0,5–3 мкм) керамики (TiB₂).

Результаты рентгенофазового анализа порошков показали, что в порошках содержалось порядка 70% керамической фазы диборида титана со средним размером кристаллитов 180 нм. Средний размер кристаллитов для матричного интерметаллида составил 80 нм.

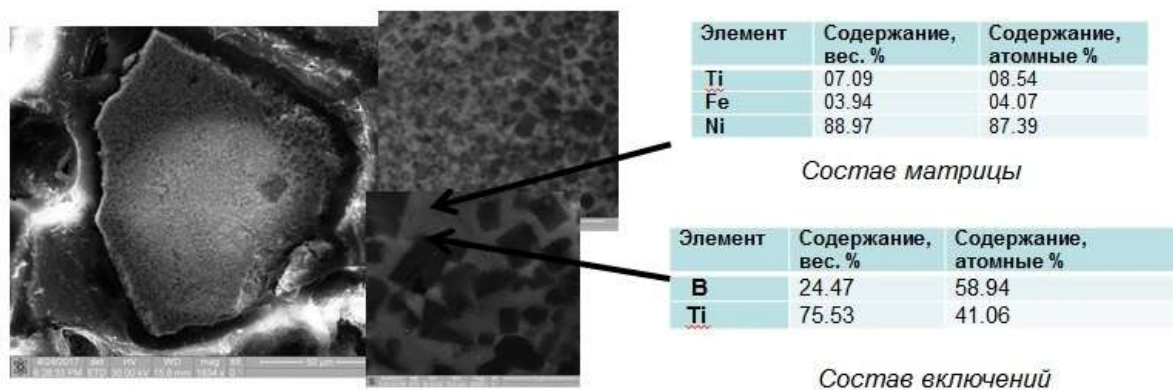


Рис. 2 – Композиционная структура порошков системы NiTi-TiB₂, полученных по СВЧ технологии

Известно, что для процессов, реализуемых в аддитивных технологиях, требуются порошки сферической формы. В данном направлении плазменная сфероидизация порошков один из самых эффективных и производительных способов получения качественного сырья для аддитивных технологий. Особенно перспективны аппараты и конструкции, использующие высокочастотный нагрев газа. Отсутствие электродов позволяет получить высокочастотную плазму особо чистой, не загрязненную продуктами их разрушения, а невысокая скорость плазменной струи, в сравнении с дуговыми струйными плазмотронами, позволяет частицам дольше находиться в реакционной зоне плазменной струи. Промышленное применение высокочастотных индукционных (ВЧИ) плазмотронов дает возможность проводить обработку мелкодисперсных порошков с большой производительностью и является актуальным и многообещающим направлением в порошковой металлургии.

Таким образом, с применением ВЧИ плазмотрона была проведена сфероидизация полученных порошков. Типичные изображения структуры порошков после плазменной сфероидизации представлены на рисунке 3. Изображение 3б демонстрирует сохранение композиционной структуры порошков после плазменной обработки.

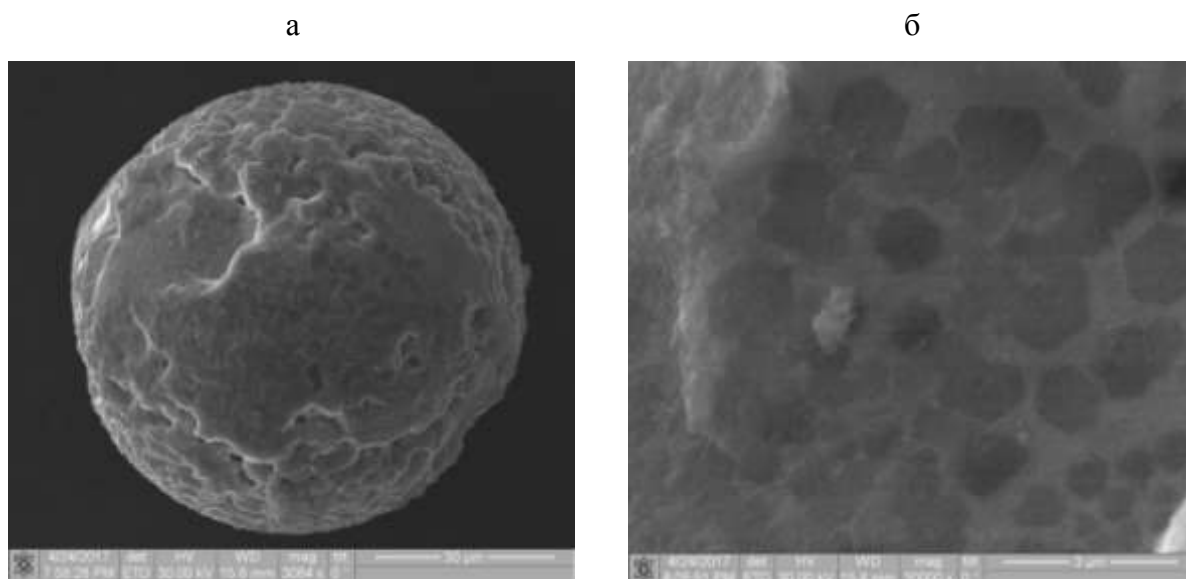


Рис. 3 – Структура металлокерамических композиционных порошков системы NiTi-TiB2 после плазменной сфероидизации

В качестве основного метода для реализации послойного выращивания образцов из новых металлокерамических композиционных материалов реализована Российская технология гетерофазного лазерного выращивания, которая является частным случаем эффективных и производительных технологий направленного энерговклада (DED - direct energy deposition, согласно классификации ASTM). В этом процессе для нанесения порошковых материалов на подложку применяется осаждающая головка, которая обеспечивает производительность установки до 2 кг/час. Осаждающая головка - это интегрированный набор лазерной оптики, сопел для подачи порошка и системы подачи инертного газа. Нанесение материала осуществляется путем перемещения осаждающей головки относительно подложки с применением роботизированной системы. Такая система позволяет выращивать изделия абсолютно любой формы. Отличительной особенностью гетерофазного лазерного выращивания является не полное плавление частиц, что обеспечивает отсутствие ванны расплава и, как следствие, меньшие градиенты температур и внутренних напряжений.

В рамках настоящей работы для выявления технологической применимости металлокерамических композиционных материалов в

аддитивной технологии прямого лазерного выращивания проводили смешивание порошка марки Inconel 625 и порошки системы NiTi-TiB₂ в соотношении 95:5 масс.%, соответственно.

Для определения оптимального режима прямого лазерного выращивания варьировались следующие параметры: диаметр лазерного луча, мощность излучения, скорость перемещения лазерного луча относительно изделия и массовый расход порошка.

Изучение влияния мощности излучения показало, что низкие значения ведут к образованию несплавлений в смежных валиках (рисунок 4 а), высокие значения приводят к формированию трещин (рисунок 4 б), и выходу из строя фокусирующей линзы, что приводит к нестабильному формированию наплавляемого валика (рисунок 4 в).

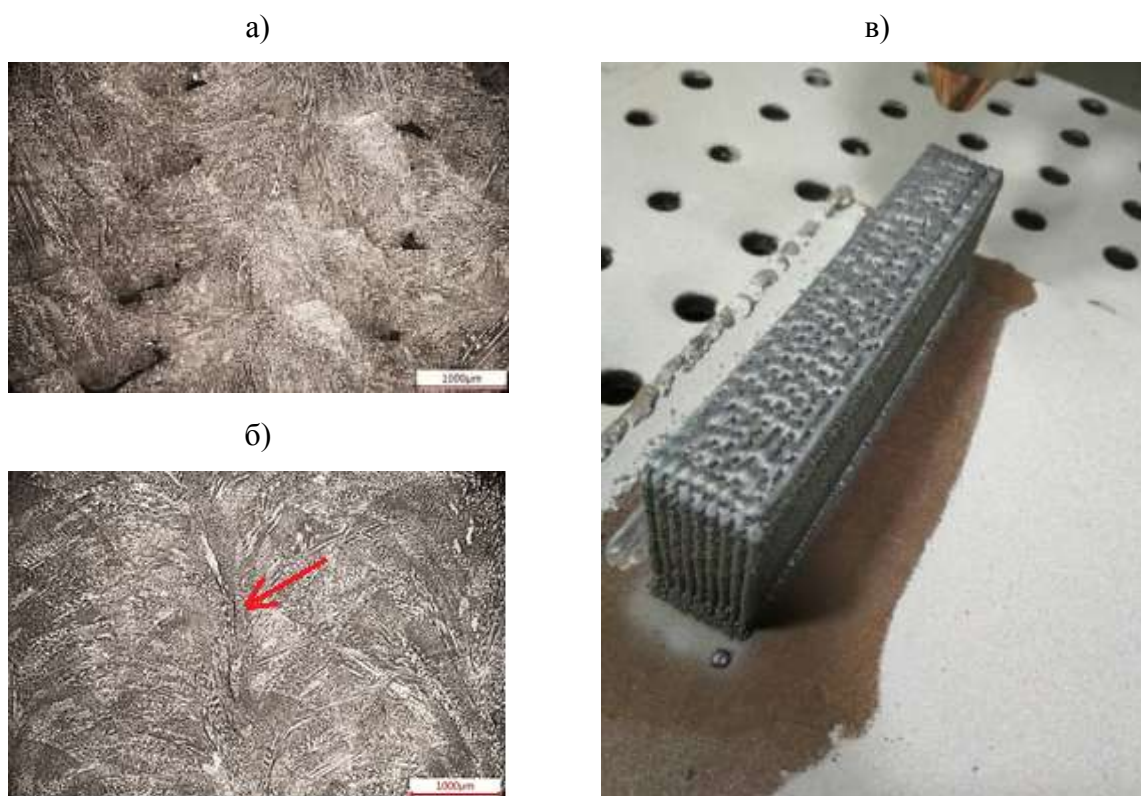
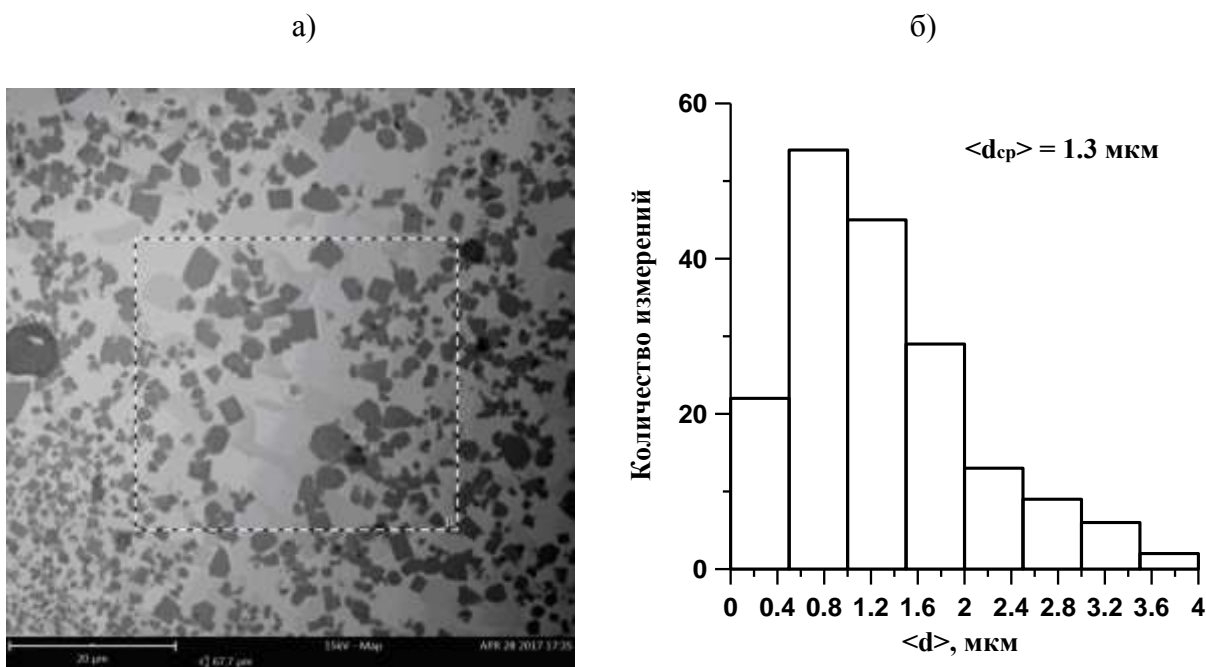


Рис. 4 – Дефекты в структуре образцов, возникающие вследствие неправильно подобранных технологических параметров процесса: а) несплавления; б) трещины; в) нестабильное формирование наносимого валика, вызванное выходом из строя фокусирующей линзы

После выявления оптимальных режимов выращивания образцов были получены слитки и стенки для изучения структуры и свойств новых

металлокерамических композиционных материалов. Установлено, что после прямого лазерного выращивания композиции 95%Inconel 625 + 5% NiTi-TiB₂ в структуре материалов хорошо различимы включения керамики (TiB₂), средний размер которых составил 1,3 мкм, рисунок 5.

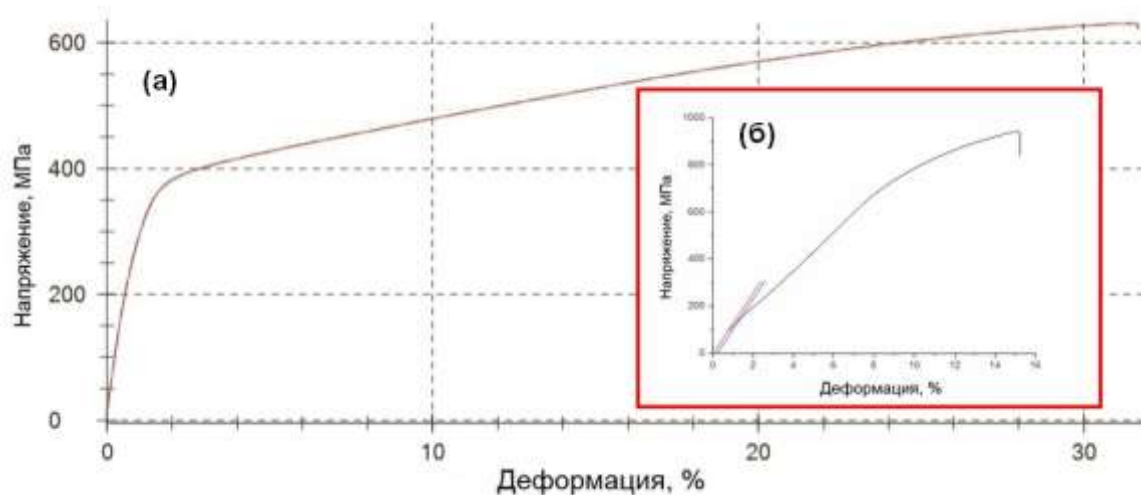


а) РЭМ –изображение структуры композитов 95%Inconel 625 + 5% NiTi-TiB₂

б) распределение по размерам керамических включений TiB₂

Рис. 5

На рисунке 6 показаны типичные диаграммы деформирования полученных металлокерамических композиционных материалов системы 95%Inconel 625 + 5% NiTi-TiB₂ при испытаниях на растяжение. Выявлено, что предел прочности при растяжении увеличивается от 630 МПа до 945 МПа, при этом предел текучести остается практически неизменным (таблица 1). Закономерно, что при введении высокомодульных керамических микрочастиц в металлическую матрицу происходит снижение пластичности. Из таблицы 1 видно, что добавление порошка NiTi+TiB₂ приводит к повышению твёрдости по Виккерсу HV10 до 400 МПа.



а – образцы сплава Inconel 625, полученные прямым лазерным выращиванием;
 б – образцы композиты (95%Inconel 625 + 5% NiTi-TiB₂), полученные прямым лазерным выращиванием

Рис. 6 – Деформационные кривые, полученные при испытаниях образцов при растяжении

Таблица 1

Сравнительная оценка значений механических свойств чистого сплава Inconel 625 и композита (95%Inconel 625 + 5% NiTi-TiB₂), полученных прямым лазерным выращиванием

	Предел прочности, МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$	Деформация до разрушения, %	Микротвердость, HV10
Inconel 625	630	140	33	260
Композит (95%Inconel 625 + 5% NiTi-TiB ₂)	945	145	15,2	400

Заключение

Авторами работы проведен синтез металлокерамических композиционных материалов в виде узкофракционных порошков сферической формы с уникальными свойствами. Уникальность разрабатываемых порошков заключается в том, что композиционная структура и свойства материала (Me-керамика) закладываются на стадии синтеза порошков и полностью наследуются структурой образцов, полученных по аддитивным технологиям. При этом композиционная

структура порошков включает в себя металлическую и/или интерметаллидную матрицу с включениями частиц керамики строго контролируемого размера (0,5–3 мкм). Разрабатываемая технология позволяет получать различные композиции $\text{Al}_3\text{Ti-TiB}_2$, $\text{Ti}_3\text{Al-TiB}_2$, Ni-TiB_2 , Fe-TiB_2 , Al-TiB_2 , NiCr-TiB_2 , $\text{Fe-Si}_3\text{N}_4$, Fe-TiC и др. Получение таких композиций традиционными методами механоактивации практически невозможно осуществить. Получение гетерофазных порошковых материалов такого класса возможно только с применением технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

Определены технологические параметры прямого лазерного выращивания полученных металлокерамических композиционных материалов в смеси с порошками Inconel 625. Получены экспериментальные образцы композиционных сплавов. Показано, что введение 5% порошков NiTi-TiB_2 в матрицу Inconel 625 приводит к формированию композиционной металлокерамической структуры. У композитов значительно увеличивается предел прочности при растяжении, относительно чистого сплава Inconel 625. Установлено снижение пластических свойств и повышение твердости в 1,5 раза.

Очевидно, что разработанные научно-технологические основы синтеза металлокерамических композиционных материалов имеют перспективы применения в аддитивном производстве для получения новых гетерофазных материалов с высокой прочностью, твердостью, износостойкостью и повышенной температурой эксплуатации.

Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-60028 мол_а_дк, а также при частичной финансовой поддержке Гранта Президента МК - 2424.2017.8 договор № 14.У30.17.2424-МК.

Литература

1. Ermurat, M., Arslan, M. A., Erzincanli, F., and Uzman, I., 2013 Process Parameters Investigation of a Laser-Generated Single Clad for Minimum Size Using Design of Experiments//Rapid Prototyping J., 19(6), pp. 452–462.
2. Schick, D., Babu, S. S., Foster, D. R., Dapino, M., Short, M., and Lippold, J. C., Transient Thermal Response in Ultrasonic Additive Manufacturing of Aluminum 3003//Rapid Prototyping J., 2011, 17(5), pp. 369–379.
3. Промахов В.В., Жуков И.А., Ворожцов С.А., Шевченко М.В., Третьяков Б.Г., Жуков А.С., Ворожцов А.Б О возможности получения аддитивных керамических структур с использованием метода послойного наплавления//Сборник докладов II Международной конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» Москва, 16 марта 2016 г., ВИАМ. -2016. -С. 12.
4. Промахов В.В., Жуков И.А., Ворожцов С.А., Шевченко М.В., Платов В.А., Архипов В.А., Муравлев Е.В. Аддитивный способ формирования изделий из порошков тугоплавких соединений//Ползуновский вестник. -2016 -№ 4.-С. 59–63.
5. Промахов В.В., Зиатдинов М.Х., Жуков И.А., Ворожцов С.А., Матвеев А.Е., Титов С.С. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез нового класса лигатур для алюминиевых сплавов//Ползуновский вестник, 2016, №4(1), С. 76–79.

УДК 666.3.022:542.65:546.831-31:546.64-31

Суспензии на основе оксида циркония в акрилатных мономерах для 3D печати

Соколов П.С.¹, к.х.н.; Комиссаренко Д.А.¹, к.х.н.; Досовицкий Г.А.¹, к.х.н.; Шмелёва И.А.¹; Слюсарь И.В.¹, к.х.н.; Досовицкий А.Е.²

sokolov-petr@yandex.ru; dossov@com2com.ru

¹ НИЦ «Курчатовский институт» – ИРЕА, Москва, Россия

¹ NRC «Kurchatov Institute» – IREA, Moscow, Russia

² ЗАО «Неохим», Москва, Россия

² NeoChem, Moscow, Russia

Аннотация:

Проведено исследование свойств высококонцентрированных суспензий, состоящих из нанокристаллических порошков оксида циркония (до 30 об%) и жидких УФ-фотоотверждаемых мономеров различной природы. Динамическая вязкость полученных суспензий (с наполнением до 30 об%) составила ~ 3 Па·с при скорости сдвига 10 с^{-1} и при комнатной температуре.

Ключевые слова:

оксид циркония, 3D-печать, стереолитография, керамика.

Введение

Керамика из оксида циркония привлекает устойчивое внимание конструкторов и инженеров в силу сочетания в одном материале целого ряда выдающихся свойств – высоких показателей химической стабильности,

износостойкости, твердости и механической прочности, а также кислород-ионной проводимости при повышенных температурах.

В настоящее время активно развиваются новые методы формирования керамических заготовок – «сырцов». В совокупности эти подходы называются аддитивное производство или аддитивные технологии [1–3]. В отличие от традиционных методов формирования, аддитивные технологии предполагают изготовление физического объекта по компьютерной модели методом добавления материала.

Одним из перспективных методов трехмерной печати керамики является метод стереолитографии (SLA). Метод SLA основан на локальном отверждении (полимеризации) после контролируемой засветки жидкого мономера, находящегося в емкости-ванне. Трехмерный объект, как правило, формируется последовательно и послойно под воздействием УФ-излучения на подвижной платформе, погружаемой или извлекаемой из ванны.

Метод SLA позволяет получать изделия сложной геометрической формы с высоким пространственным разрешением печати с относительно высокой скоростью и высоким качеством получаемой поверхности. Ранее метод SLA был успешно применен для получения керамик из простых оксидов, таких как SiO_2 [1–3], Al_2O_3 [1–3] и сложных оксидов, таких как иттрий алюминиевый гранат [4] и фосфаты кальция [5, 6].

Для получения керамики с использованием SLA-метода необходимы суспензии с высоким объемным наполнением порошком и подходящими реологическими свойствами. При этом керамические частицы должны иметь хорошую склонность к спеканию, а органическая основа должна придавать отвержденному композиту подходящие вязкоупругие свойства в ходе печати и в заключение должна хорошо выжигаться.

Суспензии обычно имеют сложный состав, в качестве ключевых компонентов выступают: УФ-фотоотверждаемые мономеры (олигомеры) на основе акрилатов (метакрилатов) или их смеси; УФ-фотоинициаторы и УФ-

поглотители; наполнитель – керамический порошок; различного рода функциональные добавки. Дополнительные сложности при 3d-печати методом SLA при использовании оксида циркония добавляет его высокая плотность ($>6,0 \text{ г/см}^3$), высокий коэффициент преломления ($>2,15$), высокая дисперсия ($V_d \sim 33$), двойное лучепреломление для тетрагонального ZrO_2 относительно характеристик стандартных акрилатов (табл. 1). В силу указанных причин работ, посвященных получению суспензий с наполнением из ZrO_2 подходящих для 3d-печати методом SLA и изучению их свойств, относительно немного [1–3]. В научно-технической литературе представлено ограниченное количество сведений об используемых составах. Как правило, авторы не полностью, даже в патентах, раскрывают информацию, показывая, прежде всего принципиальную возможность такой печати.

Таким образом, целью данной работы являлось исследование реологических свойств суспензий на основе различных органических связок и высокодисперсных порошков оксида циркония, в том числе и стабилизированного ZrO , полученных разными методами «мокрой» химии.

Экспериментальная часть

В настоящей работе модельные порошки стабилизированного оксида циркония с мольным содержанием 4 и 8% оксида иттрия были получены методом соосаждения из водных растворов оксихлорида циркония и нитрата иттрия водным раствором аммиака с последующей гомогенизацией продукта в бисерной мельнице, его сушкой и термообработкой при температуре от 800 до 1100°C [7]. Следует отметить, что данные концентрации позволяют реализовать два основных состояния системы $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$: частичную и полную стабилизацию с формированием тетрагональной и кубической модификаций оксида циркония, соответственно. Порошки стабилизированного оксида циркония обозначали как 4YSZ и 8YSZ для составов с 4 и 8 мол.%. оксида иттрия, соответственно.

В качестве образца сравнения брали порошок ZrO_2 (ТУ 6-09-2486–77 П.20 от IV-84 г.) с моноклинной структурой. Этот порошок обозначали как $m-ZrO_2$. Согласно техническим условиям, данный порошок был получен прокалкой при 800–900°C из циркония углекислого основного в соответствии с ТУ 6-09-4195–76. При этом $Zr_2O(OH)_4CO_3 \cdot xH_2O$ получают по реакции основного сульфата циркония с водным раствором аммонийной соли NH_4HCO_3 с последующей отмывкой от примесей сульфата.

Фазовую чистоту выбранных порошков оксида циркония подтверждали методами рентгенофазового анализа (РФА), ИК- и Раман-спектроскопии. Размер кристаллитов (D_{OKP} , ОКР – области когерентного рассеяния) порошков оксида циркония оценивали по методу Вильямсона-Холла. Особенности морфологии частиц порошков изучали электронной растровой и просвечивающей микроскопией (РЭМ и ПЭМ). Также были проведены измерения удельной поверхности порошков ($S_{уд}$ по BET) и объема пор ($V_{пор}$ по ВЖН) методом капиллярной сорбции азота, построено распределение частиц по размерам методом лазерной дифракции, определена насыпная плотность порошков ($\rho_{таp}$) по ГОСТ 25279–93 и их влажность (МС) (табл. 2).

В качестве органической основы для суспензий был использован ряд акрилатов (см. табл. 1). Все выбранные акрилаты являются относительно легкодоступными компонентами и представляют собой низковязкие неполярные гидрофобные жидкости с низкой летучестью и приемлемой скоростью отверждения. Химическую чистоту акрилатных мономеров (технической чистоты) подтверждали ИК-спектроскопией, измерением плотности ρ и коэффициента преломления n . В рамках погрешностей инструментальных методов отклонений от табличных значений (табл. 1) выявлено не было. Дополнительно в качестве основы для приготовления суспензий брали коммерчески доступные смолы PR48 [9] и PR57 (Autodesk).

В качестве поверхностно активных добавок использовали коммерчески доступные Triton X-100 (Aldrich) и ВУК w969. Triton X-100 является неионным поверхностно-активным веществом, которое имеет гидрофильную полиэтиленоксидную цепь и ароматическую углеводородную гидрофобную группу. ВУК w969 представляет собой смесь 2-феноксиэтанола и алканоламмониевой соли кислого полиэфира.

Реологические характеристики суспензии изучали при температурах 20, 30 и 40°C с помощью реометра Physica MCR 52 (Anton Paar, Австрия). Использовалась измерительная схема плоскость-плоскость с измерительным диском диаметром 25 мм и зазором 0,200 мм.

Предварительно порошки стабилизированного ZrO_2 просеивали через сито с ячейкой 70 мкм, а порошок $m-ZrO_2$ по ТУ через сито с ячейкой 32 мкм и сушили при 105–110°C не менее 8 ч. Суспензии получали путем постепенного добавления порошков небольшими порциями в мономер при непрерывном перемешивании на магнитной мешалке в течение 8 ч. Дегазацию суспензий проводили при 10–30 мбар до полного прекращения выделения пузырьков. Однородность перемешивания определяли визуально.

Основные результаты

По данным лазерной дифракции, средний размер частиц $m-ZrO_2$, который использовался для приготовления высококонцентрированных суспензий, составил 8,6 мкм (табл. 2). При этом, согласно данным РФА, размер первичной частицы 29 нм, что подтверждается наблюдением по методу РЭМ (рис. 2, а). Первичные частицы собраны в агрегаты сферической формы разного размера. Агрегаты визуально неплотные. Средний размер частиц порошков 4YSZ и 8YSZ весьма близок, порядка 0,8 мкм. При этом, согласно РЭМ, агрегаты 4YSZ имеют угловатую форму (огранку), первичные частицы плотно спечены друг с другом.

Таблица 1

Сводная таблица свойств жидких (мета)акрилатных мономеров при 20°C

Мономер	Индекс	ρ , г/см ³	n	Молекулярная масса, г/моль	Молекулярная формула	Вязкость, мПа·с
1,4-бутандиол диакрилат	BDDA	1,051	1,456	198,22	C ₁₀ H ₁₄ O ₄	~8
Диэтиленгликоль диакрилат	DEGD A	1,118	1,463	214,22	C ₁₀ H ₁₄ O ₅	-
1,6-гександиол диакрилат	HDDA	1,01	1,456	226,27	C ₁₂ H ₁₈ O ₄	5–8
Изоборнил акрилат	IBOA	0,986	1,476	208,30	C ₁₃ H ₂₀ O ₂	7–9
2-гидроксиэтил метакрилат	HEMA	1,073	1,453	130,14	C ₆ H ₁₀ O ₃	6–8

Таблица 2

Экспериментальные характеристики нанокристаллических порошков оксида циркония *m*-ZrO₂ и оксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия с молярным содержанием 4 и 8 % (4YSZ и 8YSZ) соответственно

Индекс	d_{50} , мкм	$S_{уд}$, м ² /г	$V_{пор}$, см ³ /г	$D_{ОКР}$ (нм)	МС, %	$\rho_{тап}$, г/см ³
<i>m</i> -ZrO ₂	8,6	15 – 17	0,07	29	0,30	2,43
4YSZ	0,83	11 – 12	0,04 – 0,07	30 – 33	0,30	1,53
8YSZ	0,84	12 – 14	0,06 – 0,07	45	0,39	1,31

Удельная поверхность по методу ВЕТ и пористость по методу ВЖН у всех трех порошков отличается незначительно (см. табл. 2). Согласно ПЭМ, первичные частицы всех порошков являются однодоменными, без каких-либо внутренних особенностей. Их наблюдаемый размер по ПЭМ и РЭМ хорошо совпадает с размером $D_{ОКР}$, оцененный по уширению рентгеновских линий.

Исследование реологии суспензий *m*-ZrO₂/HDDA с добавкой w969 в интервале массового содержания от 0,1 до 0,4 % с наполнением по объему более 30 % ясно указывает на их псевдопластическое поведение (рис. 1). Аналогичная картина значительного понижения вязкости при увеличении скорости сдвига наблюдается также с добавкой X-100. Обе используемые

добавки работают одинаково хорошо, существенно повышая текучесть суспензий.

Относительно высокую наполняемость суспензий HDDA с $m\text{-ZrO}_2$ можно объяснить двумя факторами – подходящей сферической микроморфологией агрегатов с пониженной микропористостью, и, возможно, отсутствием кислородных вакансий и иттрия как добавки на поверхности частиц. Именно благоприятная сферическая морфология порошка $m\text{-ZrO}_2$ позволяет ему иметь значительно большую насыпную плотность по сравнению с порошками 4YSZ и 8YSZ (см. табл. 2).

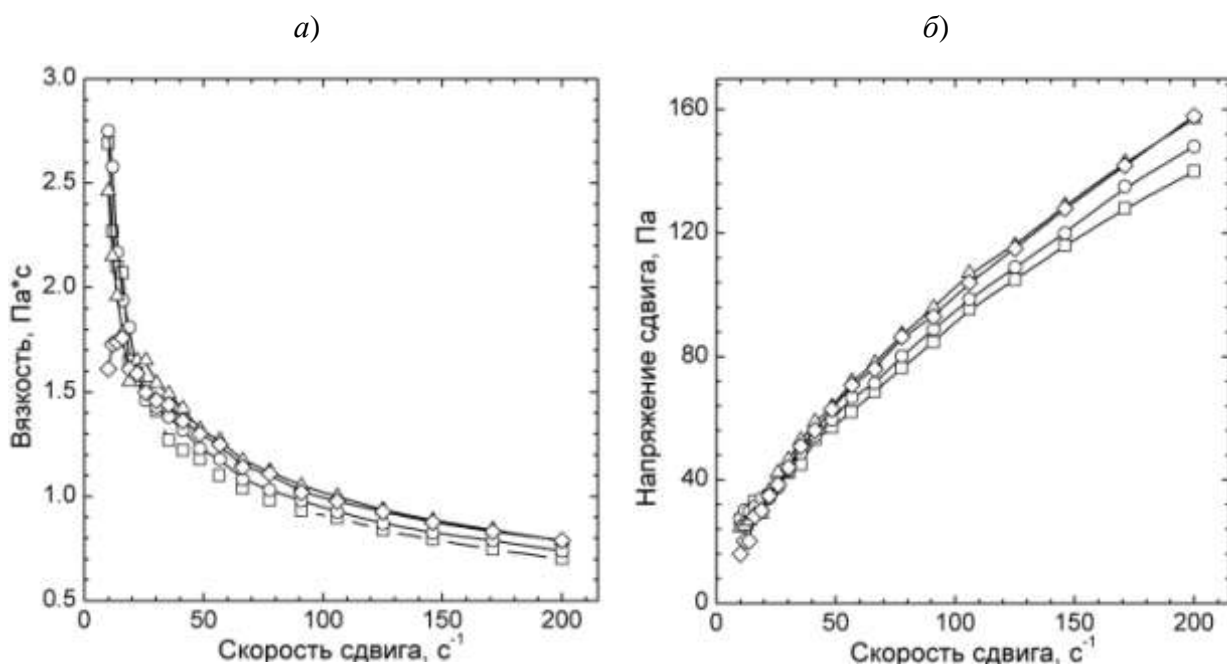


Рис. 1 – Кривые вязкости (а) и текучести (б) суспензий $m\text{-ZrO}_2/\text{HDDA}$ с объемной долей 32 % и с массовой долей ВУК w969 0,1 (круг); 0,2 (квадрат); 0,3 (треугольник) и 0,4 % (ромб)

Без предварительной просушки порошков 4YSZ и 8YSZ и без введения каких-либо добавок не удастся получить суспензию с наполнением более 12–14 об% с сохранением свободной текучести. Введение в них добавок в интервале от 1 до 3 мг/м² порошка позволяют поднять наполнение по объему до 25–26% с сохранением текучести у свежеприготовленной суспензии. Порошки 8YSZ при прочих равных условиях дают заметно более густые и малоподвижные суспензии, чем порошки 4YSZ.

Увеличение температуры позволяет несколько понизить вязкость суспензий с HDDA (рис. 2). Отметим, что эффект заметного понижения вязкости с ростом температуры наблюдали только на суспензиях с добавками X-100 и w969, при этом чем больше относительная доля добавки, тем эффект был сильнее. Без введения добавок в рамках погрешности эксперимента не наблюдали смещения кривых текучести и вязкости с ростом температуры.

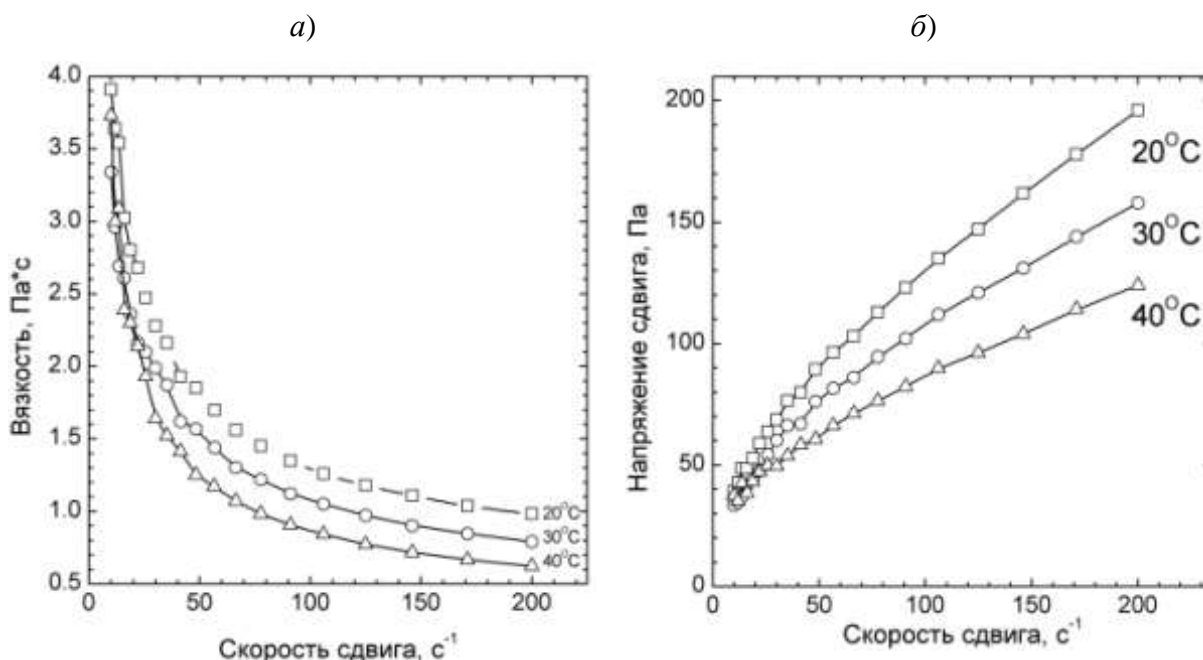


Рис. 2 – Кривые вязкости (а) и текучести (б) суспензий 4YSZ/HDDA с объемной долей 25% с ВУК w969 в количестве 2 мг/м² с разверткой по температуре

Замена HDDA на другие мономеры и коммерческие смолы PR48 PR57 (рис. 3) показала несколько интересных эффектов. Первое – поведение BDDA в точности аналогично HDDA. Суспензии на основе DEGDA заметно более вязкие до 15 Па·с и имеют сильный эффект псевдопластичности (не представлены на рисунке). Монофункциональные мономеры НЕМА и ИВОА позволяют существенно поднять наполнение с сохранением приемлемой вязкости для SLA процесса. Второе – суспензии на основе смол PR48 и PR57 имеют классическое ньютоновское поведение (вязкость практически не зависит от скорости сдвига). Без введения добавок в суспензиях на основе смол PR48 и PR57 удалось достичь наполнения порошками 4YSZ и 8YSZ ~11

об% при общей вязкости суспензий не более 1 Па·с. Добавление X-100 и w969 дает обильную пену, вязкость повышается до 2–3 Па·с и рост наполнения до 16–17 об%. Наполнение суспензий с порошком $m\text{-ZrO}_2$ со смолами PR48 и PR57 достигает (без введения добавок) 25 и 25 об% при вязкости около 2,5 Па·с при 20°C и менее 1 Па·с при 40°C не зависимо от скорости сдвига. С НЕМА и ИВОА с $m\text{-ZrO}_2$ наполнение достигло 29 и 35 об% при вязкости около 2,5 Па·с при 10 с⁻¹ и менее 1 Па·с при 200 с⁻¹.

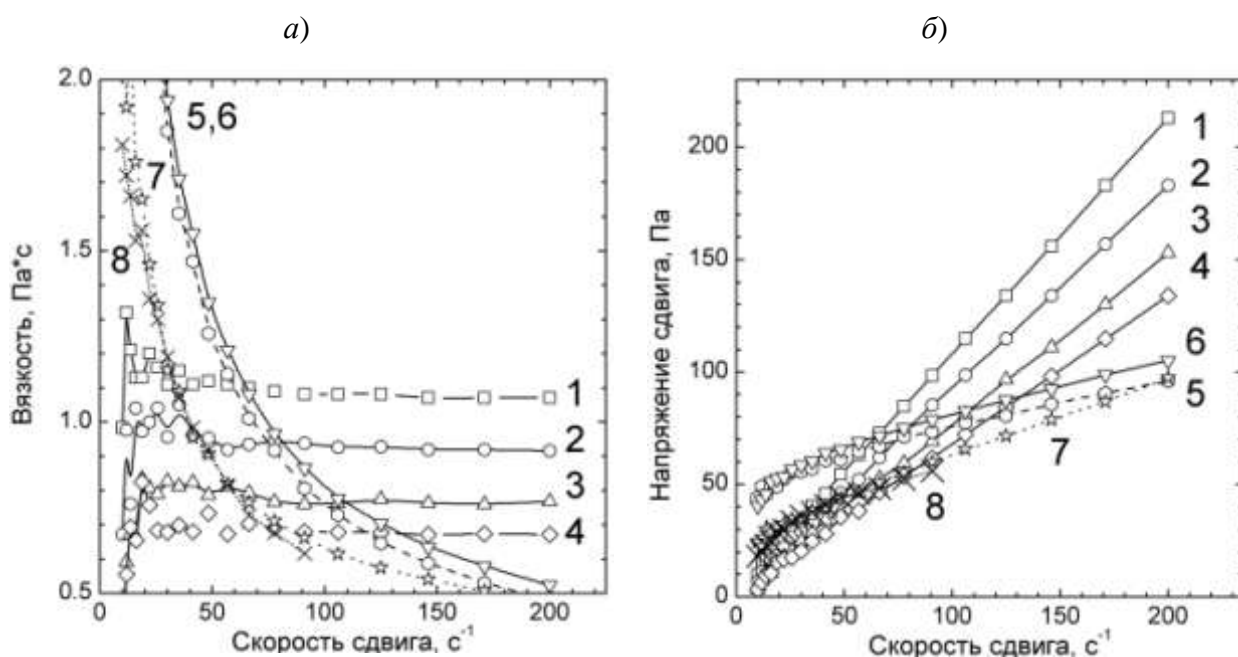


Рис. 3 – Кривые вязкости (а) и текучести (б) суспензий 4YSZ и 8YSZ с различными мономерами и коммерческими смолами. 1 – 8YSZ/PR48; 2 – 8YSZ/PR57; 3 – 4YSZ/PR48; 4 – 4YSZ/PR48; 5 – 4YSZ/HDDA/X-100; 6 – 4YSZ/BDDA/X-100; 7 – 4YSZ/ИВОА/X-100; 8 – 4YSZ/НЕМА/X-100; составы 1 – 4 без добавки, составы 5 – 8 с введением X-100, наполнение по объему ~11%; составы 5, 6 и 8 – наполнение по объему ~26%; состав 7 – наполнение по объему 30%

Возможность трехмерной печати суспензиями на основе порошков оксида циркония и HDDA была проверена на коммерчески доступном стереолитографическом 3D принтере Ember (Autodesk). Путем подбора условий печати была успешно сформирована сложная геометрическая структура «модель Кельвина», которая затем была отожжена в плотную керамику. Линейная усадка при спекании достигла 30%. После спекания на керамическом изделии наблюдали единичные трещины, что можно связать с относительно большой усадкой.

Более полно все текущие детали и результаты работы изложены в наших публикациях [7, 9, 10].

Заключение

Удалось получить суспензии на основе 1,6-гександиол диакрилата и нанопорошков стабилизированного ZrO_2 с наполнением по объему до 26% и вязкостью менее 3 Па·с при 20°C. Наполнения по объему 30% на порошках 4YSZ удалось достичь с изоборнил акрилатом. Все изученные суспензии имеют заметный вклад псевдопластичности. Применение повышенных значений температуры для УФ-фотоотверждаемых суспензий позволяет заметно уменьшить их вязкость.

Благодарности

Авторы признательны П.В. Евдокимову и В.И. Путляеву (МГУ имени М.В. Ломоносова) за содержательную дискуссию, а также своим коллегам из НИЦ «Курчатовский институт» – ИРЕА П.А. Волкову, Е.И. Панариной и С.К. Белусь. за техническую помощь на отдельных этапах работы. Для исследования использовалось оборудование ЦКП НИЦ «Курчатовский институт» – ИРЕА. Работа выполнена при финансовой поддержке государства в лице Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках соглашения о предоставлении субсидии № 14.625.21.0040 от 29 сентября 2016 года. Уникальный идентификатор прикладных научных исследований (проекта) RFMEFI62516X0040.

Литература

1. Mitteramskogler G., Gmeiner R., Felzmann R. et al. Light curing strategies for lithography-based additive manufacturing of customized ceramics // Additive Manufacturing. — 2014. — V. 1. — P. 110.
2. Hu K., Wei Y., Lu Z. et al. Design of a shaping system for stereolithography with high solid loading ceramic suspensions // 3D Printing and Additive Manufacturing. – 2018. — V. 4.

3. Chartier T., Chaput C., Doreau et al. Stereolithography of structural complex ceramic parts // Journal of materials science. – 2002. —V. 37. P. 3141.
4. Dosovitskiy G.A., Karpyuk P.V., Evdokimov P.V. et al. First 3D-printed complex inorganic polycrystalline scintillator // CrystEngComm. —2017. V. 19. P. 4260.
5. Путляев В.И., Евдокимов П.В., Филиппов Я.Ю. и др. Исследование высококонцентрированных кальцийфосфатных суспензий для формования биокерамики сложной архитектуры // Стекло и керамика. — 2017. — № 10. — С. 43.
6. Путляев В.И., Евдокимов П.В., Сафронова Т.В. и др. Формирование остеокондуктивной кальцийфосфатной биокерамики $\text{Ca}_{3-x}\text{M}_{2x}(\text{PO}_4)_2$ (M = Na, K) методом стереолитографической 3d-печати // Неорганические материалы. — 2017. — Т. 53. — № 5. — С. 534.
7. Соколов П.С., Карпюк П.В., Досовицкий Г.А. и др. Наноструктурированные порошки на основе стабилизированного оксида циркония для твердооксидных топливных элементов // Электрохимия. — 2018. — № 6. *принято к печати.*
8. Autodesk Releases. Ember's 3D Printing Resin as Open Source. URL: http://autodesk.blogs.com/between_the_lines/2015/03/autodesk-releases-embers-3d-printing-resin-as-open-source.html
9. Соколов П.С., Комиссаренко Д.А., Досовицкий Г.А. и др. Реологические свойства суспензий оксида циркония в акрилатных мономерах для использования в 3D печати // Стекло и Керамика. — 2018. — № 2. — С. 18.
10. Sokolov P.S., Komissarenko D.A., Shmeleva I.A. et al. Suspensions on the basis of stabilised zirconium oxide for three-dimensional printing // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering . — 2018. *подано в редакцию.*

УДК 621.45.03

Разработка аддитивных технологических процессов изготовления жаровых труб ГТД из отечественного порошка марки ВВ751П

Сотов А.В.¹; Смелов В.Г.¹, к.т.н.; Агаповичев А.В.¹, Зайцев И.О.¹

SotovAnton@yandex.ru, pdla_smelov@mail.ru, agapovichev5@mail.ru,
invest@niiekran.ru

¹*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» (Самарский университет)*

Аннотация:

В данной работе представлены результаты разработки методики проектирования технологических процессов селективного лазерного сплавления жаровых труб ГТД. Разработанная методика включает: выбор ориентации 3D модели детали на платформе построения; создание технологической 3D модели, учитывающей припуски и элементы поддержки; выбор основных технологических условий процесса СЛС, или определение их с использованием разработанной математической модели нагрева и плавления порошкового материала. Апробация разработанной методики была выполнена при разработке технологического процесса изготовления жаровой трубы малоразмерного ГТД из отечественного порошка жаропрочного сплава марки ВВ751П.

Ключевые слова:

газотурбинный двигатель, жаровая труба, селективное лазерное сплавление, жаропрочный порошок, предел прочности, стендовые испытания.

Введение

В технологии производства газотурбинных двигателей (ГТД) в последние годы происходят революционные изменения, связанные с созданием и расширяющимся применением новых технологий, способных коренным образом улучшить качественные показатели выпускаемых изделий, всю структуру и условия производства. Их называют приоритетными, ключевыми или критическими технологиями. К таким технологиям, в частности, относятся технологии аддитивного производства [1–4].

Использование малооперационных технологий селективного лазерного сплавления (СЛС) при проектировании опытных технологических процессов (ТП) позволяет значительно сократить трудоемкость и стоимость изготовления сложнопрофильных деталей ГТД из труднообрабатываемых материалов. К данной группе деталей относятся жаровые трубы камер сгорания ГТД, отличающиеся высоким уровнем оригинальности технических решений [5].

В данной работе представлены результаты разработки методики проектирования ТП СЛС жаровых труб ГТД, включающая: выбор ориентации 3D модели детали на платформе построения; создание технологической 3D модели, учитывающей припуски и элементы поддержки; выбор основных технологических условий процесса СЛС из созданной базы данных, реализованной в информационно-поисковой системе, или определение их с использованием разработанной математической модели нагрева и плавления порошкового материала. Разработанная математическая модель [6] учитывает особенности передачи энергии лазерного излучения через верхнюю половину частицы при её размерах меньших, но сравнимых с диаметром пятна излучения и позволяет оценить термическое состояние частиц в их композиции при сплавлении на одном режиме, а также определить область рациональных параметров послойного сплавления

материала и формообразования детали в целом. Также численным моделированием установлено, что при величине диапазона дисперсности размеров частиц используемой порошковой фракции марки ВВ751П, равной (20...40) мкм, существует режим лазерной обработки, при котором у всех частиц этой фракции температура в их нижней точке, не менее температуры ликвидуса, а в их верхней точке не превышает температуру испарения материала. С увеличением величины диапазона дисперсности размеров частиц допустимый диапазон мощности и скорости движения лазерного излучения для такой обработки убывает и отсутствует, начиная с определенной величины диапазона размеров частиц. Для композиции порошкового материала марки ВВ751П установлены требования к допустимому диапазону дисперсности частиц, равной (20...40) мкм, и режимы их обработки лазерным излучением, которые подтверждены результатами экспериментальных исследований.

Методика исследования и оборудование

Изготовление образцов для физико-механических и эксплуатационных исследований было произведено на 3D установке SLM 280HL немецкой компании SLM Solutions.

Гранулометрический анализ металлического порошка определяли с использованием программного обеспечения Image Expert на оптическом металлографическом микроскопе Метам ЛВ-32 со встроенной телевизионной камерой. Определение сыпучести порошка было проведено с помощью калиброванной воронки (прибор Холла) в соответствии с ГОСТ 20899-98. Насыпная плотность была определена методом с использованием воронки в соответствии с ГОСТ 19440-94. Для анализа морфологии частиц порошкового материала, а также оценке химического состава порошка и опытных образцов был использован аналитический сканирующий электронный микроскоп Tescan Vega при увеличении изображения $\times 300 \dots \times 1000$.

Металлографические исследования проводили методами световой микроскопии с использованием металлографического микроскопа Neophot 30 и растровой электронной микроскопии – КУКУ 2800В. Подготовка металлографических шлифов проводилась с помощью однодискового шлифовально-полировального станка Metkon Gripo IV. Микроструктуру образцов выявляли путем травления в течение 4 – 5 мин в холодном реактиве, состоящем из 100 см³ HCl, 5 см³ H₂SO₄, 20 г CuSO₄ · 5H₂O, 80 см³ H₂O.

Объемную долю несплошности в материале определяли методом количественной металлографии (точечный метод Глаголева) на нетравленных шлифах. Подсчет указанной объемной доли проводили в 150–200 полях зрения при увеличении 200. При этом погрешность определения не превышала 0,10% при 95% гарантии достоверности.

Исследование механических свойств выращенных образцов производили на универсальной испытательной машине модели INSTRON 8802. Значения шероховатости поверхности синтезируемых образцов анализировали с помощью прибора Hommel Tester W55 согласно ГОСТ 2789-73.

Экспериментальная часть

В результате экспериментальных исследований [5] выявлены рациональные технологические параметры режимов (мощность лазерного излучения 140 Вт, скорость сканирования 328 мм/с) при СЛС отечественного жаропрочного порошкового материала марки ВВ751П и получен заданный комплекс эксплуатационных характеристик материала и изделия в целом (таблица 1).

Значения механических свойств цилиндрических образцов синтезируемого материала ВВ751П

№ п/п	Образец		Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
1	Исходный	Вертикал.	1430	1000	13,5
		Горизонт.	1280	900	20,0
2	После ГИП и ТО	Вертикал.	1540	1180	16,0
		Горизонт.	1490	1150	14,5

Апробация разработанной методики была выполнена при разработке ТП изготовления жаровой трубы малоразмерного ГТД из отечественного порошка жаропрочного сплава марки ВВ751П. Результат изготовления жаровой трубы методом СЛС, а также её стендовые испытания изображены на рисунке 1.



Рис. 1 – Жаровая труба камеры сгорания малоразмерного ГТД:
а – результат изготовления методом СЛС, б – стендовые испытания жаровой трубы

Выводы

Проведены стендовые испытания изготовленного изделия в составе камеры сгорания малоразмерного ГТД по методикам, обеспечивающим реальные условия эксплуатации. На основании испытаний установлено, что расходные характеристики изготовленной жаровой трубы полностью соответствуют характеристикам оригинальной жаровой трубы, изготовленной традиционными методами обработки. Также установлено, что материал ВВ751П, полученный методом СЛС, обеспечивает работоспособность камеры сгорания малоразмерного ГТД.

Благодарности

Изготовление образцов и испытания были выполнены на оборудовании ЦКП САМ-технологий (RFMEFI59314X0003).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15_19_00284).

Литература

1. Технология производства авиационных газотурбинных двигателей: Учебное пособие для вузов / Ю.С. Елисеев, А.Г. Бойцов, В.В. Крымов, Л.А. Хворостухин. М.: Машиностроение, 2003. 512 с.

2. Смелов, В.Г. Исследование структуры и механических свойств изделий, полученных методом СЛС из порошка стали 316L / В.Г. Смелов, А.В. Сотов, А.В. Агаповичев // Черные металлы. – 2016. – №9. – С. 61–65.

3. Суфияров, В.Ш. Влияние толщины слоя построения при селективном лазерном плавлении сплава Inconel 718 на микроструктуру и свойства / В.Ш. Суфияров, А.А. Попович, Е.В. Борисов, И.А. Полозов // Цветные металлы. – 2016. - №1(877). – С. 81–86.

4. Евгенов, А.Г. Перспективы разработки высокопроизводительных режимов селективного лазерного сплавления жаропрочных сплавов на основе никеля для изготовления деталей ГТД / А.Г. Евгенов, В.А. Королев, С.В. Шуртаков // статья в сборнике трудов конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее». – 2017. – С.23.

5. Сотов, А.В. Разработка методики проектирования технологических процессов изготовления деталей ГТД методом селективного лазерного сплавления порошка жаропрочного сплава ВВ751П / А.В. Сотов, Н.Д. Проничев, В.Г. Смелов, В.И. Богданович, М.Г. Гиорбелидзе, А.В. Агаповичев // Известия СамНЦ РАН. – 2017. – Т. 19. - №4. – С. 96–104.

6. Богданович, В.И. Математическое моделирование процессов плавления порошка в технологии селективного лазерного сплавления / В.И. Богданович, М.Г. Гиорбелидзе, А.В. Сотов, Н.Д. Проничев, В.Г. Смелов, А.В. Агаповичев // Известия СамНЦ РАН. – 2017. – Т. 19. - №4. – С. 105–114.

УДК 681.6, 004.94

Влияние расчетной сетки и объема нанесенного материала на точность прогнозирования остаточных напряжений и короблений при моделировании аддитивного производства

Демезон Оливье¹, Троянова К.И.², к.т.н.

Ksenia.Troyanova@esi-group.com

¹*ESI Group, Франция*

²*Представительство MECAS ESI s.r.o., ESI Group в РФ, г. Екатеринбург*

Аннотация:

Метод селективного лазерного спекания обеспечивает уникальные преимущества с точки зрения стоимости, объема партии и технологичности изготовления сложной продукции. Однако, используемая энергия приводит к возникновению деформаций в процессе производства. Величину деформации одиночных слоев можно сопоставить с толщиной порошкового слоя. В результате возникает контакт между лезвием для нанесения покрытия и нанесенным материалом, и процесс может прекратиться. Кроме того, накопленные остаточные напряжения могут привести к отклонениям окончательной формы от проектной.

В данной работе упор делается на точность моделирования остаточных напряжений и деформаций в изделиях, а также приводятся данные как по деформации изделия в процессе выращивания слой за слоем, так и по остаточным напряжениям и формоизменению детали в конце процесса. Модели для расчета остаточных напряжений и короблений внедрены в платформу ICME, которая учитывает как распределение порошка, так и

взаимодействие порошка и источника тепла. Дается краткое описание моделей для расчета на микроуровне, а данные, необходимые для анализа остаточных напряжений, записываются перед анализом технологичности производства целого изделия и его окончательной формы.

Ключевые слова:

численное моделирование, аддитивное производство, селективное лазерное спекание, промышленность.

1 Введение

Подготовка технологии селективного лазерного спекания для производства критически важных компонентов является сложной задачей, с которой в настоящее время сталкиваются крупные экспериментальные кампании, и которая включает в себя определение подходящего технологического окна, оптимизирование стратегии выращивания и регулировку конечных свойств материала. Моделирование на основе физики было предложено в качестве инструмента для быстрой оценки аддитивного производства [1].

Тепловая энергия, используемая для плавления порошка, приводит к возникновению деформаций в процессе выращивания заготовки. Основным механическим феноменом является термическая усадка, происходящая после нанесения металла и перемещения лазера для плавления других областей [2]. Величину деформации одиночных слоев можно сопоставить с толщиной порошкового слоя. В результате возникает контакт между лезвием для нанесения покрытия и нанесенным материалом, и процесс выращивания может прекратиться. В дополнение к возможному повреждению машины, возникает необходимость повторного проведения процесса выращивания с самого начала, что значительно увеличивает себестоимость конечного продукта. Кроме того, накопленные остаточные напряжения могут привести к отклонениям окончательной формы от проектной. Существует вероятность

того, что предполагаемые размеры не будут достигнуты.

Несмотря на то, что аддитивное производство путем селективного лазерного спекания (СЛС) является относительно новой областью, оно основывается на хорошо известных сварочных процессах [3, 4]. Действительно, физическая картина аналогична: сплавление материала и его быстрое затвердевание обусловлено внутренней проводимостью. Тем не менее, сложность процесса СЛС заключается в необходимости решить задачу объединения различных физических эффектов, происходящих в одном изделии в объемах, различающихся на несколько порядков.

2 Методика проведения расчетов

2.1 Платформа ICME

Моделирование процессов аддитивного производства подразумевает анализ несопоставимых по разряду размерных величин. Диаметр частиц порошка измеряется в микронах, в то время как объем заготовки может составлять несколько кубических метров. Источник тепла может перемещаться на несколько сотен метров для нанесения материала. Таким образом, модель должна обеспечивать анализ масштабов длины, отличающихся на 8-9 порядков. Время, в течение которого источник тепла взаимодействует с порошком, составляет всего несколько микросекунд. Время выращивания может занимать несколько часов или даже дней. Поэтому временная сетка также охватывает от 8 до 9 порядков.

Анализ деталей физических явлений, происходящих при моделировании производства всей заготовки, является проблемой, которую невозможно решить с помощью имеющихся в настоящее время вычислительных ресурсов. Поэтому задача подразделяется на модели, которые фокусируются на различных аспектах процесса аддитивного производства: моделирование распределения порошка, плавления порошка и моделирование короблений / остаточных напряжений (подробнее см. ниже). Каждая модель осуществляет связь с мезомасштабным модулем,

обеспечивающим данными по свойствам материала и фазовым переходам по мере необходимости [5, 6, 7].

2.2 Модель для расчета короблений для аддитивного производства

Сопряжение величин различных масштабов обуславливает уровень основных затрат при моделировании короблений и остаточных напряжений. Использование допущений и упрощений процессов позволяет облегчить моделирование, ускорить запуск и повысить эффективность при решении промышленных задач. В этом отношении была разработана описанная модель конечных элементов.

Учитывая, что коробление деталей вызвано тепловыми деформациями, следовательно, термо-механический анализ является обязательным для точного прогнозирования, как напряжений, так и деформаций. Не отвердевший порошок является почти адиабатическим [8, 9] (т. е. он является изолятором из-за ограниченной площади контакта между частицами и воздуха, который находится между ними), температура изготовленной детали стабильна, а ее охлаждение обусловлено только собственной проводимостью. Следовательно, конечная тепловая деформация, возникающая на каждом новом выращенном слое, определяется термомеханическими свойствами материала. Это упрощение особенно верно в том случае, когда большие тепловые деформации происходят при низких температурах, т.е. когда деталь полностью охлаждена или нагрета. Исходя из этого наблюдения, можно численно нанести целый слой, используя допущение, которое подразумевает, что приложенная нагрузка будет эквивалентна общей нагрузке тепловой деформации, обеспечиваемой процессом. Поведение подложки и заготовки рассматривается как упругопластическое.

На основе этого подхода, последовательное нанесение слоев моделируется с использованием метода активации элементов с несколькими состояниями, определенного в рамках теоремы Лагранжа. С учетом текущего выращиваемого слоя, активируются все элементы уже выращенных слоев

(включая текущий слой). Элементы, составляющие следующий слой, находятся в «неактивированном» состоянии.

Скорость расчета любой модели конечных элементов зависит от нелинейности механической задачи (например, законов, описывающих поведение материала, или граничных условий) и от разрешения сетки (т.е. количества узлов). Разделение исходной геометрии на структурированные слои привело к использованию гекса элементов для построения сеток для анализа процесса СЛС. Описанная модель основана на аналогичной сетке в сочетании с инструментом для перестроения конечно-элементной сетки. Чтобы уменьшить размер модели в процессе выращивания, сетка уже обработанных слоев укрупняется. Для расчета наносимого слоя применяется мелкая сетка.

2.3 Проверка пригодности

Проверка платформы ICME была проведена при тесном сотрудничестве с компанией Honeywell Aerospace. Качественные и количественные аспекты прогнозирования короблений оцениваются на основе как «учебных», так и «промышленных» испытаний. Используемые материалы EOS M290 и Inconel 718Plus®. Смещение стола составляет 25 мкм. Термо-механические свойства взяты из базы данных Sysweld [10].

3 Результаты расчета и сравнение с натурным экспериментом

3.1 Учебное испытание: Балка на пяти опорах

Геометрия соответствует балке на пяти опорах (см. Рис. 1). Балка имеет длину 40 мм, ширину 5 мм и толщину 2 мм. Опоры имеют высоту 5 мм, ширину 5 мм и толщину 2 мм. Деталь разделена на 280 слоев толщиной 25 мкм каждый. Сетка состоит из 455343 узлов и 408720 трехмерных элементов для заготовки и 21799 узлов и 14484 трехмерных элементов для подложки. После моделирования процесса выращивания, моделируются два дополнительных этапа: выкатка опорной пластины из машины и удаление детали с подложки.

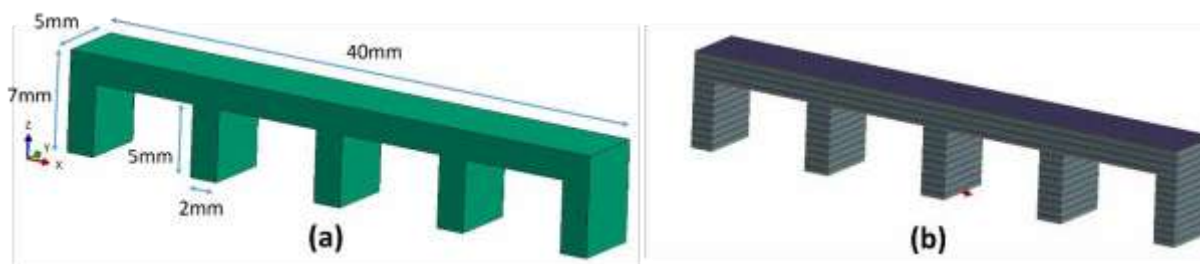


Рис. 1 – (а) Учебное испытание: балка на пяти опорах. (б) Начальная сетка и последовательность нанесения слоев

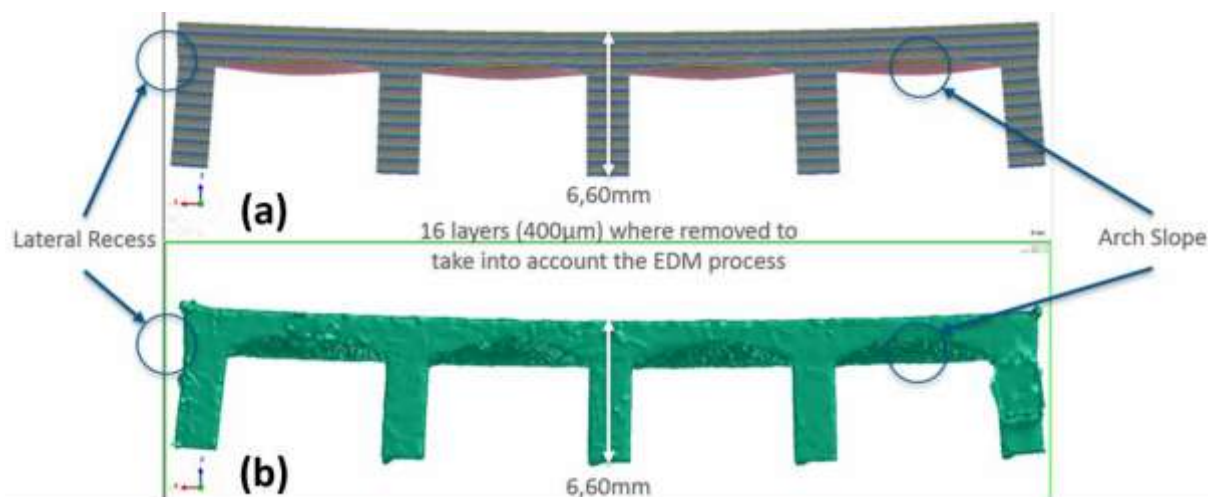


Рис. 2 – Сравнение конечной формы, полученной численно (а) и экспериментально (б)

На Рисунке 2 (б) показано трехмерное сканированное изображение выращенного изделия. Следует отметить, что несмотря на то, что расчетная балка является плоской, мы получаем арочную структуру между опорами. Исходя из экспериментальных данных, нельзя выяснить, является ли изгиб следствием нехватки материала (проблемы, связанные с нанесением последующего слоя) или короблений. При численном моделировании короблений было использовано допущение идеальных условий нанесения последующего слоя. Окончательная форма заготовки показана на Рисунке 2 (а). Следует отметить, что программа фактически изменила топологию сетки до формы, очень близкой к наблюдаемой экспериментально.

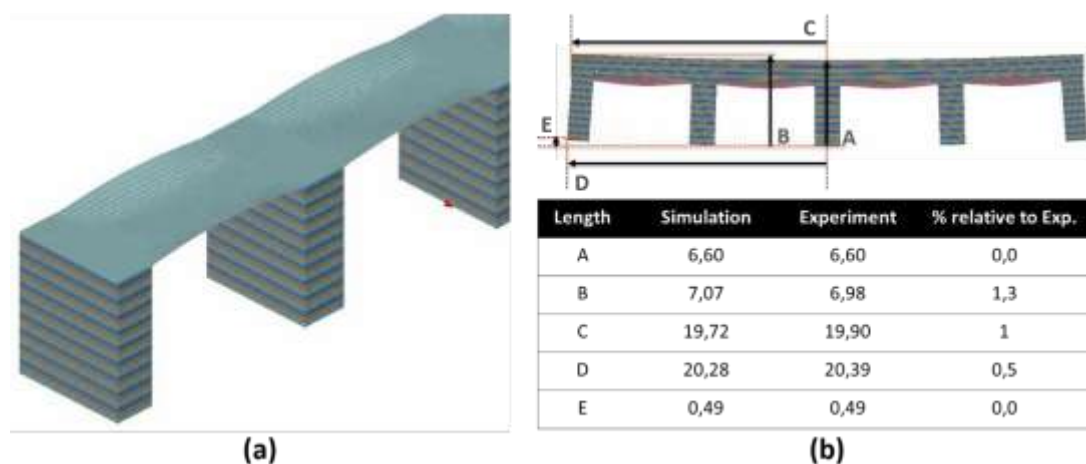


Рис. 3 – (а) Увеличенное изображение первых нанесенных слоев балки и рост наклона арки. (б) Сравнение размеров, полученных при эксперименте и моделировании

Как показано на Рисунке 3(а), первые нанесенные слои балки, соединяющие опоры, сильно деформируются вверх вдоль свободных краев. Воздействие термической усадки является максимальным в этих областях, поскольку здесь нижняя поверхность не имеет опоры. Такое поведение распространяется на несколько слоев до достижения устойчивого состояния. Поэтому можно сделать вывод, что основной причиной изменения геометрии является не процесс нанесения последующего слоя, а, скорее, термомеханическое поведение материала. На Рисунке 3 (б), в таблице приведено сравнение измерений длины как для численной, так и для экспериментальной деталей. Погрешность при численном прогнозировании составляет менее 2%.

3.2 Анализ чувствительности расчетного метода к объему нанесенного материала и разрешению сетки

Одной из задач моделирования СЛС является обеспечение правильного прогнозирования окончательной формы выращенного изделия в разумные сроки. В результате того, что нелинейность механической задачи сложно уменьшить, следовательно, расчетное время можно уменьшить за счет увеличения объема нанесенного материала или за счет укрупнения сетки. Первый вариант заключается в объединении нескольких слоев в один при

нанесении (или активации). Метод объединения $\times 2$ подразумевает нанесение 140 слоев вместо 280, каждый из которых имеет толщину 50 мкм (вместо 25 мкм). Вторым вариантом – использование более крупной сетки. Он заключается в объединении смежных элементов вдоль оси z (если применяется метод объединения) или вдоль плоскости $X-Y$ (путем увеличения соотношения сторон каждого элемента – размеров на плоскости). Результаты тестирования указанных вариантов приведены в Таблице 1. Относительное отклонение от натурального эксперимента основано на значениях A , B , C , D и E , представленных на Рисунке 3 (б). Модель № 0 соответствует описанной выше модели.

Как и предполагалось, в результате объединения слоев конечное время вычисления уменьшается в 4 раза при сравнении модели с отсутствием объединения слоев с моделью, где фактор объединения соответствует $\times 5$ (модели 0 и 1 соответственно). При этом погрешность расчета увеличивается с 0,5% до 4,6%. При удваивании слоя (модель 2), время расчета существенно не уменьшается, точность размеров близка к модели 0, но модель 2 не предсказывает наличие изгиба. За счет уменьшения количества элементов сетки ($N/2$, $N/8$ и $N/16$), при использовании фактора объединения $\times 2$ – модели 3, 5 и 7, соответственно, время вычисления значительно уменьшается. Относительное отклонение от измерений аналогично для трех моделей (около 5%), а изгиб всегда прогнозируется правильно. Комбинация крупной сетки и объединения слоев, ранее признанная приемлемой (например, $\times 5$), приводит к потере точности в размерах и точности формоизменения (модели 4, 6 и 8).

Таблица 1

Анализ чувствительности модели к объему нанесенного материала и размеру сетки. Зеленым цветом обозначены хорошие результаты (отклонение <5% или время расчета <1 ч, изгиб смоделирован верно)

Model identification	Elements Number	Lumping Strategy	Rel. deviation to experiment (%)	Elapse time	Arch Slope Modeling
0	N	X1	0.5	12h	Yes
1	N	X5	4.6	3h	Yes
2	N	X10	5.3	2h 20 min	No
3	N/2	X2	4.1	2h 42 min	Yes
4	N/2	X5	5.8	1h 20 min	No
5	N/8	X2	4.5	40 min	Yes
6	N/8	X5	6.2	20 min	No
7	N/16	X2	5.4	17 min	Yes
8	N/16	X5	10.6	11 min	No

В заключение стоит отметить, что при условии мелкой сетки и отсутствии объединения слоев, алгоритм способен точно прогнозировать крупные геометрические коробления. Большая толщина слоя (объединение) и крупная сетка являются альтернативными методами для уменьшения времени вычислений, позволяющие проводить быстрые исследования. Однако, чем больше толщина слоя и крупнее сетка, тем выше погрешность решения.

3.3 Промышленное испытание: Тонкостенная лопасть

Используется изделие в виде лопасти для промышленного применения. Размеры составляют около 50 мм в высоту, 40 мм в длину и 20 мм в ширину. Толщина стенки лопасти составляет ок. 0,4 мм. На Рисунке 4 (а) показана геометрия лопасти без подложки. Центральная пластина имеет поддержки вдоль всей нижней поверхности.

Учитывая размер детали по отношению к толщине стенок, было принято решение использовать коэффициент объединения слоев 5 и перестроить конечно-элементную сетку с целью ее уменьшения/укрупнения

по мере необходимости. Для моделирования полного цикла производства детали было автоматически создано пять подсеток. Эти сетки показаны на Рисунке 4 (б). Общее количество узлов составляет 1 миллион. Были заданы операции сопоставления сеток и проецирования результатов для того, чтобы объединить сетки и обеспечить связность переменных (перемещений, напряжений и деформаций). Всего во время моделирования наносится 434 слоя.

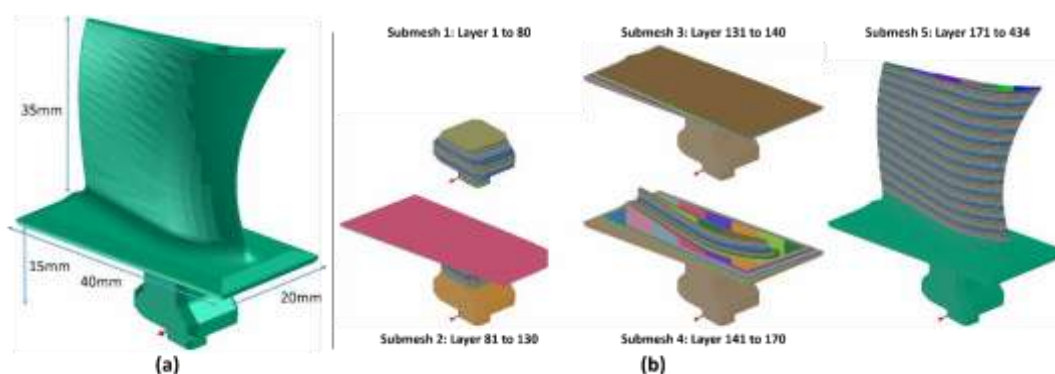


Рис. 4 – (а) CAD-геометрия для промышленного тестирования. (б) Подсетки

Расчет на 8 ядрах занял приблизительно 45 часов. Время вычисления может быть уменьшено за счет увеличения коэффициента объединения слоев и укрупнения сетки; как показано выше. Тем не менее, было решено сосредоточиться на максимально возможной точности в качестве предварительного этапа проверки.

На Рисунке 5 показано наложение трехмерного сканированного изображения выращенной лопасти на смоделированную заготовку. Поверхности 2-х моделей выделены разными цветами. Если виден один цвет, значит, одна из поверхностей перекрывает другую, поэтому экспериментально выращенная модель на рисунке 5 представлена в полупрозрачном отображении, чтобы была возможность увидеть поверхность смоделированной детали. Близость поверхностей друг к другу подтверждает точность численного прогнозирования. Основное различие можно увидеть в верхней части лопасти, где результаты численного моделирования показывают более высокие значения изгиба.

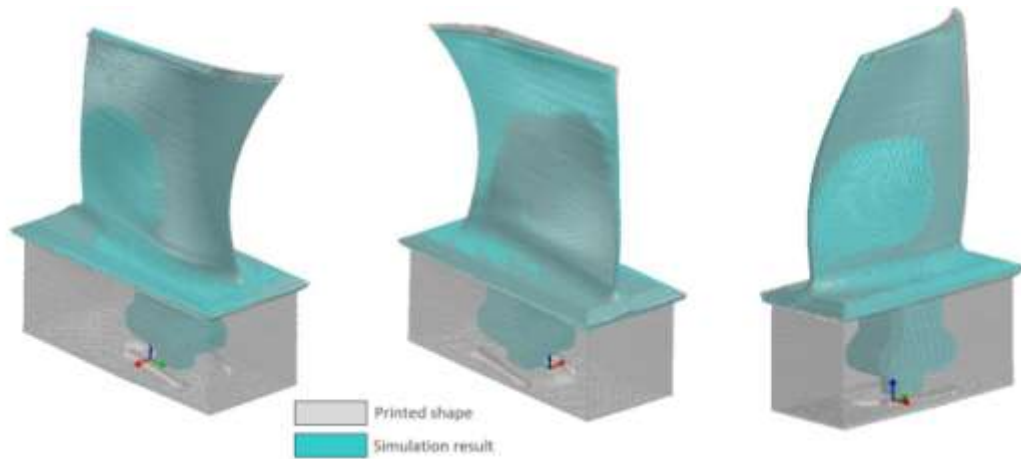


Рис. 5 – Сравнение формоизменения в конце процесса (после отрезки от подложки)

На Рисунке 6 сравниваются профили на расстоянии по оси $z=40$ мм. На отрицательной стороне оси x показано очень небольшое отклонение; положительная сторона оси x аналогична. Изгиб лопасти был верно определен с помощью числового моделирования.

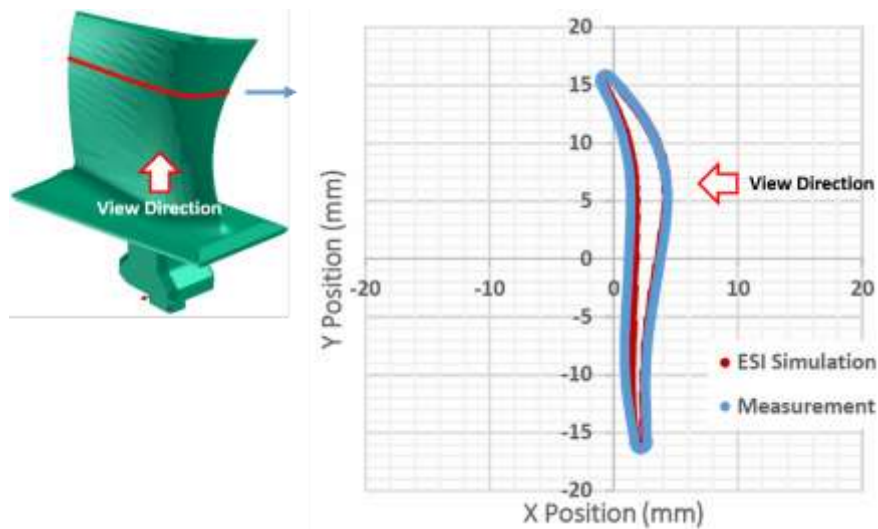


Рис. 6 – Сравнение конечной формы лопасти при координате $z=40$ мм (эксперимент и моделирование)

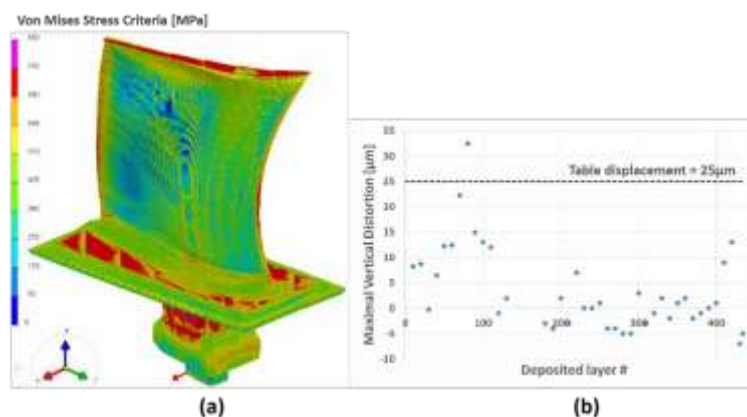


Рис. 7 – (а) Остаточные напряжения по Мизесу после выкатки изделия на подложке из машины. (б) Максимальное вертикальное смещение последнего нанесенного слоя

На Рисунке 7 (а) показано остаточное напряжение по Мизесу сразу после того, как деталь вырастили и достали из машины вместе с подложкой. Максимальные напряжения находятся в нижней опорной части и центральном столе. Напряжение на стенках лопасти невысокое. Быстрый анализ технологичности детали представлен на Рисунке 7 (б). Из численного решения были экспортированы максимальные вертикальные отклонения от первоначальных размеров после нанесения каждого 10-го слоя и проведено сравнение с экспериментальным смещением стола. Значения отклонений остаются на уровне ниже 25 мкм, за исключением 80-го слоя, где они достигают 35 мкм, что, однако, в данном случае также является приемлемым и подтверждает технологичность детали.

4 Выводы

Предлагаемые методы для упрощения процесса моделирования позволяют точно предсказывать коробления. Коробления рассчитываются для каждого слоя для подтверждения технологичности изделия и суммируются в процессе выращивания для получения окончательной формы детали. Прогнозируемые остаточные напряжения являются корректными и объясняют причины полученных короблений. Время вычисления промышленной заготовки, которое должно выполняться с максимальной возможной точностью, составляло 45 часов. Дальнейшее сокращение этого

времени возможно за счет увеличения количества ядер без потери точности. Простые методы ускорения вычислений, такие как использование крупной сетки и большой толщины слоя (объединение слоев) позволяют сократить время вычисления за счет снижения точности. При использовании ограничения для максимально допустимого значения погрешности не более 5%, предложенного алгоритма и инструмента перестроения сетки возможно получить результаты оценочного расчета в течение нескольких минут.

Литература

1. A. D. Peralta, M. Enright, M. Megahed, J. Gong, M. Roybal and J. Craig, "Towards rapid qualification of powder bed laser additively manufactured parts" Integrating Materials and Manufacturing Innovation, vol. 5:8, 2016.
2. P. Mercelis and J.-P. Kruth, "Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting" Rapid Prototyping Journal, vol. 12, no. 5, pp. 256-265, 2006.
3. J. Tejc, J. Kovařík, V. Zedník, A. Sholapurwalla, M. Nannapuraju, H. Porzner and F. Boitout, "Using numerical simulation to predict the distortion of large multi-pass welded assemblies" in Proceedings from the 12th International Conference on Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes, 2009.
4. J.-M. Bergheau, V. Robin and F. Boitout, "Finite element simulation of processes involving moving heat sources. Application to welding and surface treatment" in Proc. Of 1st Int. Conf. On Thermal Process Modelling and Computer Simulation, Shanghai, 2000.
5. M. Megahed, H.-W. Mindt, N. N'Dri, H.-Z. Duan and O. Desmaison, "Metal Additive Manufacturing Process and Residual Stress Modelling" Integrating Materials and Manufacturing Innovation, 5:4 2016.
6. H.-W. Mindt, M. Megahed, N. P. Lavery, M. A. Holmes and S. R. Brown, "Powder bed layer characteristics: The overseen first-order process input" Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 47, no. 8, 2016.

7. H.-W. Mindt, O. Desmaison, M. Megahed, A. Peralta and J. Neumann, "Modeling of Powder Bed Manufacturing Defects" in MS&T 16, Salt Lake City, Utah, USA, Oct. 23-27, 2016.

8. P. Fischer, V. Romano, H. P. Weber, N. P. Karapatis, E. Boillat and R. Glardon, "Sintering of Commercially Pure Titanium Powder with a Nd:YAG Laser Source" *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 1651-1662, 2003.

9. K. Dai and L. Shaw, "Thermal and Mechanical Finite Element Modeling of Laser Forming from Metal and Ceramic Powders" *Acta Materialia*, vol. 52, pp. 69-80, 2004.

10. ESI-Group, Sysweld User Manual, 2016.

УДК 538.911

Моделирование динамики, структурной механики и теплообмена частиц порошка для аддитивных лазерных технологий

Хамидуллин Б.А.¹; Мансуров Ш.Р.¹; Рахимова Л.Р.¹;

Романова Д.С.¹; Цивильский И.В.¹, к.т.н.

bakor23@gmail.com, shamilka178@gmail.com, lrah@mail.ru, romanova.diana144@rambler.ru,
icivv@mail.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева – КАИ*

Аннотация:

Представлены результаты математического моделирования динамики взвешенных в газе частиц, а также твердотельного моделирования структурной механики с учетом столкновений, внутренних напряжений, теплообмена и деформации металла при сверхзвуковой лазерной наплавке (напылении) и селективном лазерном спекании. Расчеты выполнены в пакете ANSYS.

Ключевые слова:

лазерная наплавка, математическое моделирование, структурная механика, вычислительная газовая динамика.

Введение

Моделирование частиц в лазерных аддитивных технологиях осложняется не только необходимостью разработки самосогласованной модели, одновременно учитывающей динамику газа, взвешенных в ней частиц,

теплообмена и фазовых превращений, но и учетом механики деформаций при взаимодействии частиц друг с другом и с обрабатываемой поверхностью. Наиболее важно твердотельное моделирование частиц при селективном лазерном спекании на этапах нанесения слоя порошка и его разравнивания, а также при сверхзвуковом напылении, когда во время соударения гранулы порошка с обрабатываемой поверхностью происходит не только их пластичная деформация, но и локальный разогрев. Моделирование возможных неоднородностей плотности покрытия и внутренних напряжений при различных начальных условиях должно помочь в оптимизации всего технологического процесса аддитивного производства с целью повышения прочностных характеристик изделия либо покрытия, поскольку получение металлических образцов с заданными свойствами требует тонкой настройки аддитивной машины, что невозможно без предварительного определения влияния условий наплавки на свойства нанесенного покрытия. Для решения этой проблемы, в данной работе представлена трехмерная математическая модель нестационарной динамики газопорошковых потоков, теплообмена и структурной механики в сверхзвуковом лазерном напылении и селективном лазерном спекании.

1. Модель частиц для селективного лазерного спекания

В селективном лазерном спекании на поверхность подложки наносится слой порошка, поступающий из емкости подачи, и равномерно распределяется с помощью устройства выравнивания. При этом скорости частиц относительно невелики, и их деформации пренебрежимо малы по сравнению с их размерами – это позволяет рассчитывать динамику достаточно большого количества частиц порошка с приемлемой производительностью. Для структурного анализа малых и конечных деформаций используется полная Лагранжева формулировка. Это означает, что вычисленные напряжения и состояние деформации всегда относятся к конфигурации материала, а не к текущему положению в пространстве. К

тому же, свойства материала всегда заданы для частиц материала и, вместе с тензорными компонентами, ссылаются на систему координат, основанную на структуре этого материала: тогда изменяющиеся в пространстве свойства материала можно оценить только один раз для начальной формы материала, и они не будут меняться по мере того, как твердое тело деформируется и вращается.

Рассмотрим некоторую физическую частицу, изначально расположенную в координате X . При деформации эта частица следует по траектории

$$x = x(X, t) \quad (1)$$

Здесь x – пространственные координаты, а X – координаты материала (относительная координаты).

Для простоты предположим, что недеформированные и деформированные положения измеряются в одной и той же системе координат. Используя смещение u , можно написать

$$x = X + u(X, t) \quad (2)$$

Смещение рассматривается как функция координат материала (X, Y, Z), а не как функция пространственных координат (x, y, z). Таким образом, вычислить производные можно только по отношению к координатам материала. Градиент смещения вычисляется по отношению к координатам материала:

$$\nabla u = \begin{pmatrix} \frac{\partial u}{\partial X} & \frac{\partial u}{\partial Y} & \frac{\partial u}{\partial Z} \\ \frac{\partial v}{\partial X} & \frac{\partial v}{\partial Y} & \frac{\partial v}{\partial Z} \\ \frac{\partial w}{\partial X} & \frac{\partial w}{\partial Y} & \frac{\partial w}{\partial Z} \end{pmatrix} \quad (3)$$

Тензор градиента деформации F показывает, как бесконечно малый линейный элемент dX отображается на соответствующий деформированный линейный элемент dx :

$$dx = \frac{\partial x}{\partial X} dX = FdX \quad (4)$$

Градиент деформации F содержит полную информацию о локальном напряжении и вращении материала. Это двухточечный тензор (или двойной вектор), который преобразуется как вектор по каждому из его индексов. Он включает в себя как эталонную, так и текущую конфигурации. В терминах градиента смещения F можно записать в виде:

$$F = \frac{\partial x}{\partial X} = \nabla u + I \quad (5)$$

Это основное уравнение, решаемое при расчете деформаций в пакете ANSYS Structural. Деформация материала, как правило, приводит к изменению плотности материала. Соотношение между текущим и начальным объемами определяется соотношением

$$\frac{dV}{dV_0} = \frac{\rho_0}{\rho} = \det F = J \quad (6)$$

Здесь ρ_0 – начальная плотность, ρ – плотность после деформации. Определитель тензора градиента деформации F связан с объемными изменениями по отношению к начальному состоянию. Для несжимаемого материала $J=1$. Определитель тензора градиента деформации всегда положителен (поскольку отрицательная плотность массы невозможна). Из соотношения $\rho = \rho_0/J$ следует, что при $J < 1$ происходит сжатие, а при $J > 1$ – расширение. Так как $J > 0$, градиент деформации F обратим.

В формулировках материала, используемых в интерфейсах структурной механики, плотность массы должна быть, в основном, постоянной, поскольку уравнения сформулированы для неподвижных материальных частиц. Изменения объема, вызванные изменениями температуры, вычисляются с использованием коэффициента теплового расширения.

2. Модель частиц для сверхзвуковой наплавки

В отличие от модели медленного нанесения и разравнивания частиц на подложке в селективном лазерном спекании, для сверхзвуковой наплавки необходимо учитывать газовую динамику и теплоперенос – поскольку частицы доставляются к обрабатываемой поверхности именно сверхзвуковой

газовой струей, полученной в сопле с профилем Лавалья (сходящееся-расширяющееся сопло). Также, деформации частиц намного значительнее, чем в случае разравнивания слоя порошка для последующего селективного лазерного спекания. Разработанная нами ранее модель сверхзвуковой наплавки [1] дополнена в данной работе учетом деформации частиц порошка и подложки во время соударения.

Для моделирования газовой динамики рассматривается течение вязкого сжимаемого газа с учетом теплопроводности. Методом конечных элементов в пакете ANSYS Fluent решается система уравнений Навье-Стокса [2]. Задача дополнена учетом турбулентности в виде стандартной k-ε-модели [3], учитывающей массовую плотность турбулентной энергии, а также ее скорость диссипации в виде нелинейных уравнений диффузии.

Для описания поведения инжектированных в газовый поток частиц уравнения движения в лагранжевой формулировке интегрируются вдоль линий потока газа, которые были получены на первом этапе, как результат решения уравнений Навье-Стокса. Допускается, что частицы и их количество настолько малы, что их влияние на истечение газа из сопла несущественно. Учитываются соударения частиц. По рассчитанному полю скоростей газа решается нестационарное уравнение движения для отдельно взятой частицы:

$$\frac{du_p}{dt} = F_D (u - u_p) + \frac{g_x(\rho_p - \rho)}{\rho_p} + F_x \quad (7)$$

$F_D = \frac{18\mu}{\rho_p d_p^2} \frac{Re C_D}{24}$ – сила переноса для частиц. $Re = \frac{\rho d_p (u - u_p)}{\mu}$ – число Рейнольдса. u, u_p – скорости газа и частицы. g_x – ускорение свободного падения. F_x – другие силы, действующие на частицу (в частности, броуновское движение).

Частицы подгреваются лазерным пучком, пространственное распределение интенсивности в котором для моды TEM₀₀ заданы гауссовым профилем:

$$I(r, t) = 2 \frac{P}{\pi R^2} e^{-2 \frac{r^2}{R^2}} \quad (8)$$

Пучок сканирует поверхность с постоянной скоростью v . P – мощность лазера, R – его эффективный радиус (в плоскости). Изменение энтальпии в процессе нагрева лазером для отдельно взятой частицы с учетом конвекции, теплопроводности и лучистого обмена описывается уравнением:

$$\rho \frac{\partial H_p}{\partial t} = \frac{\lambda_p}{R_p} Nu_p (T_p - T_{gas}) - \sigma \varepsilon (T_p^4 - T_{gas}^4) - \frac{s_p}{V_p R_p} \alpha I \quad (9)$$

где λ_p – теплопроводность частицы, Nu – число Нуссельта, R_p , V_p – радиус и объем частицы. Для моделирования распределения температуры поверхности для наплавки частиц в виде тонкого слоя решается нестационарное уравнение теплопроводности:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(k(T) \cdot \nabla T) + Q \quad (10)$$

Граничные условия для поверхности подложки, на которую наплавляются быстро движущиеся частицы (с кинетической энергией K), с учетом нагрева лазером и теплообмена излучением, конвекции и теплопроводности, выражаются в виде:

$$k \nabla T, n = h (T - T_{gas}) - \sigma \varepsilon (T^4 - T_{gas}^4) + \alpha I, n + K \quad (11)$$

k – коэффициент теплопроводности, n – вектор нормали поверхности подложки, h – коэффициент конвекции, ε – излучательная способность поверхности, σ – постоянная Стефана-Больцмана, α – коэффициент поглощения излучения, $I(r, t)$ – плотность мощности лазерного излучения.

Уравнение движения для деформации частиц и подложки учитывает пластичность материала отдельно взятых гранул порошка. При этом, все частицы предполагаются сферичными. Используя первый тензор напряжения Пиола-Кирхгофа, уравнение движения может быть записано как

$$\rho_0 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = F_v - \nabla_x \cdot P \quad (12)$$

Плотность соответствует плотности материала в первоначальном недеформированном состоянии, вектор силы имеет компоненты в актуальной конфигурации, но даны в отношении недеформированного объема, и

оператор тензора деформаций вычисляется относительно материальных координат (как в модели селективного лазерного спекания). Компоненты первого тензора напряжения Пиолы-Кирхгофа не симметричны в общем случае: $P_{ij} \neq P_{ji}$.

Напряжения Коши, s , связывают силы с текущей пространственной структурой и являются симметричным тензором:

$$s = J^{-1}PF^T = J^{-1}FSF^T \quad (13)$$

Уравнение движения в терминах напряжения Коши выражается следующим образом:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = f_v - \nabla_x \cdot s \quad (14)$$

где плотность соответствует плотности в фактическом деформированном состоянии, вектор объемной силы f_v записан в пространственных координатах, заданных относительно деформированного объема, а оператор деформаций вычисляется относительно пространственных координат. Давление вычисляется, как определитель матрицы напряжений Коши:

$$p = -\frac{1}{3}Tr(s) \quad (15)$$

Девиаторная часть напряжений Коши определяется, как напряжения с учетом гидростатического давления: $s_d = s + pI$, а ее второй инвариант: $J_2 s = \frac{1}{2}s_d : s_d$ используется для вычисления напряжений по Мизесу:

$$s_M = \sqrt{3J_2(s)} \quad (16)$$

Решение управляющих уравнений модели выполнено методом конечных элементов в пакетах ANSYS Structural + ANSYS Fluent (самосогласованная модель).

3. Результаты моделирования разравнивания частиц для селективного лазерного спекания

Для моделирования селективного лазерного спекания использовались частицы стали средним диаметром 40 мкм сферической формы. Материал подложки – сталь. Защитная атмосфера в рабочей камере – аргон под

давлением 1 кПа. Температура газа в рабочей камере, а также порошка составляет 300 К. Используется подход, описанный в части 1 данной работы.

Общее число моделируемых частиц – 100 000. Размеры моделируемого участка подложки: 10×10 мм. Порошок подается сверху из движущегося со скоростью 5 мм/с источника, массовый расход частиц составляет 20 мг/с. Свойства стали приведены в таблице 1. Результаты моделирования динамики осаждения и разравнивания слоя порошка представлены на Рис. 1. Видно, что взаимная адгезия гранул порошка в процессе осаждения на подложку приводит к их группировке (см. Рис. 1-а, неоднородности заметны еще до касания подложки, пока частицы взвешены в газе) и, в итоге, неоднородностям плотности на подложке, которую трудно устранить даже после разравнивания.

Таблица 1

Физические свойства материала частиц и подложки (сталь)

Характеристика	Значение
Теплоемкость, c_p	475 Дж/(кг·К)
Коэффициент теплопроводности, k	44,5 В/(м·К)
Коэффициент теплового расширения, α	$12,3 \cdot 10^{-6}$ 1/К
Плотность, ρ	7850 кг/м ³
Модуль Юнга, E	$2 \cdot 10^{11}$ Па
Коэффициент Пуассона, ν	0,3
Модули упругости третьего порядка Мурнагана, l ; m ; n	$-3 \cdot 10^{11}$ Па; $-6,2 \cdot 10^{11}$ Па; $-7,2 \cdot 10^{11}$ Па
Коэффициенты Ламе, λ ; μ	$1,15 \cdot 10^{11}$ Па; $7,69 \cdot 10^{10}$ Па
Константы Муни-Ривлина, C_{01} ; C_{10}	$4 \cdot 10^5$ Па; $1,5 \cdot 10^6$ Па
Интенсивность выделения энергии растяжения, G_{1c}	1130 Дж/м ²
Интенсивность выделения энергии сдвига, G_{1ls}	1800 Дж/м ²

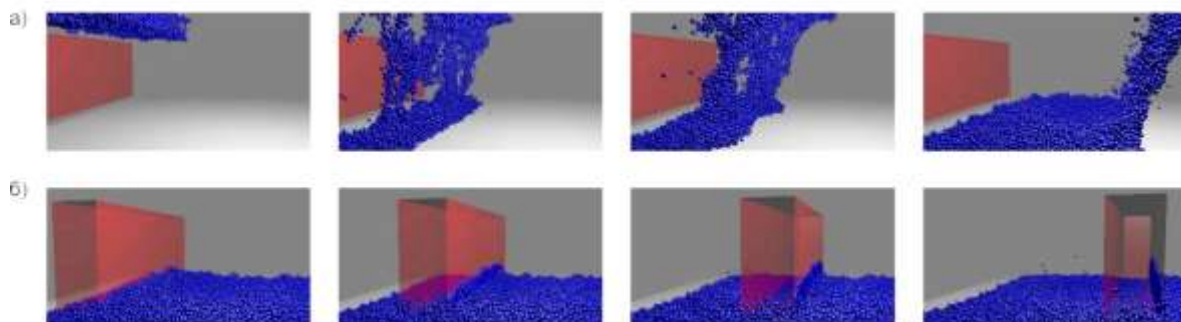


Рис. 1 – Результаты моделирования: а) насыпания стальных частиц на подложку; б) разравнивания слоя порошка (разравниватель указан красным)

Пространственная неоднородность частиц увеличивается с добавлением новых слоев порошка – сравнивая Рис. 2-а и Рис. 2-б можно заметить, что дефекты после разравнивания первого слоя менее существенны (относительная площадь покрытия 98,5%), чем с двумя слоями (площадь покрытия 82%). Полупрозрачная красная плоскость соответствует средней высоте подложки (а) и первого слоя (б). В ходе моделирования был обнаружен интересный эффект сгущения частиц за разравнивателем (Рис. 2-в, слева, а сам параллелепипед разравнивателя показан изнутри) – это объясняется тем, что частицы перекатываются в ложбинки предыдущего слоя. Сказывается и взаимная адгезия частиц, проявляющаяся тем сильнее, чем плотнее они упакованы друг с другом.

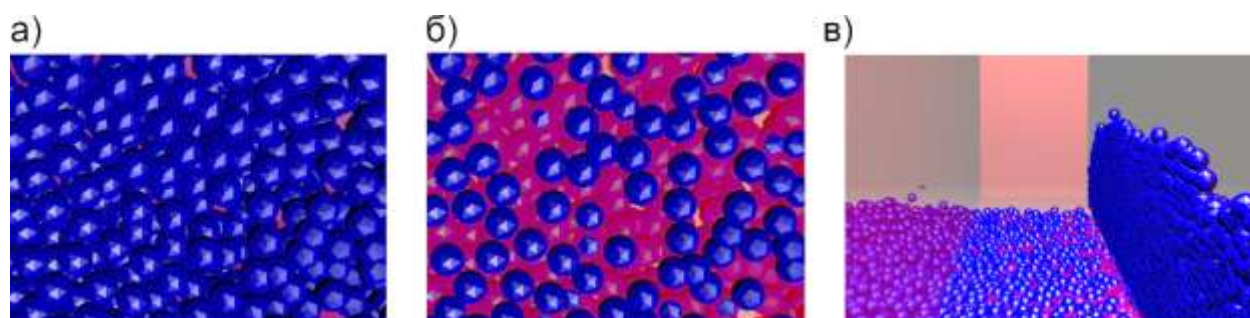


Рис. 2 – Вид сверху на 2 слоя частиц порошка после разравнивания:
 а) Красные области – средний уровень исходной подложки; б) Красные области – средний уровень первого слоя частиц; в) Вид сбоку изнутри разравнивателя

Однако если же частица находится в отдалении от основной массы гранул порошка, такие отдельные частицы в большей мере проявляют упругие свойства при столкновении с подложкой, чем группы частиц. На Рис. 3 представлена траектория отдельно взятой частицы, которая изначально находилась вдали от других частиц, покидая источник. В отдалении также видна траектория падающей отдельно частицы. При этом, группы частиц, двигаясь к подложке, начинают проявлять свойства единого неупругого тела и почти не отражаются от поверхности подложки при соударении с ней.

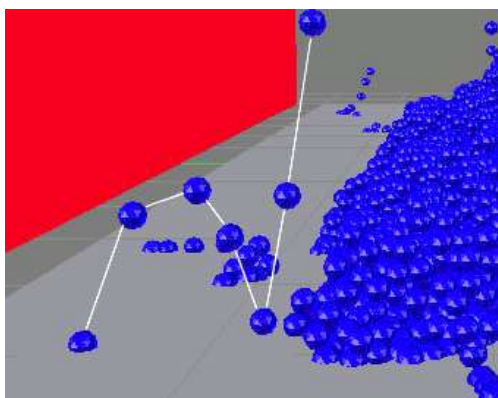


Рис. 3 – Наложение из 10 последовательных результатов расчетов положений частиц порошка при нанесении на подложку. Белыми линиями показана траектория отдельной частицы

4. Результаты моделирования термодинамики и деформаций частиц и подложки при сверхзвуковой наплавке

На первом этапе моделирования динамики частиц в сверхзвуковом сопле была проведена серия расчетов соударения отдельной частицы, впрыснутой на оси симметрии сопла Лавалья, с подложкой (Рис. 4). Материал порошка и подложки – сталь с характеристиками, указанными выше в таблице 1. Диаметр частицы 40 мкм. Объемный расход газа варьируется таким образом, чтобы скорость частицы на выходе из сопла менялась в диапазоне 100 – 800 м/с (Рис. 4-а-г).

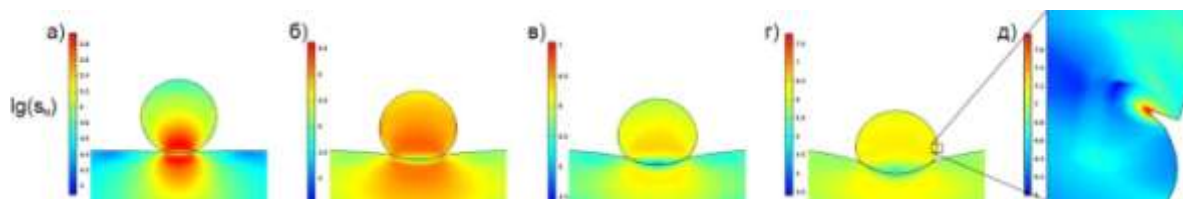


Рис. 4 – Логарифм напряжений по Мизесу в частице и подложке, выраженных в Па для различных скоростей частицы на выходе из сопла Лавалья: а) 100 м/с; б) 600 м/с; в) 700 м/с; г) 800 м/с. д) Увеличенная область посередине частицы

Пластичный материал начинает повреждаться в местах, где напряжение по Мизесу становится равным предельному напряжению (пределу текучести), поэтому для визуализации расчетов выбраны именно напряжения по Мизесу. Для более заметных переходов цветовой градации, от выраженного в паскалях напряжения по Мизесу взят десятичный логарифм. Расчеты показывают, что чем меньше скорость частицы – тем выше градиент напряжений внутри нее. Это прослеживается по неоднородностям цвета на Рис. 4-а, где внизу частицы (вблизи подложки) напряжения составляют порядка 10^6 Па, а вверху – 10^4 Па. С ростом скорости, закономерно, увеличиваются напряжения в частице и подложке, возрастает их деформация. При этом, нижняя половина частицы, соприкасающаяся с подложкой, претерпевает в 1,5–2 раза большие деформации по сравнению с ее верхней половинкой. Из-за неоднородности деформации нижней и верхней частей, посередине гранулы на ее поверхности возникают существенные напряжения. Верхняя половина, двигаясь по инерции, смещает нижнюю половину, вызывая быстрый разогрев частицы, и в металле появляется трещина. Трещина начинает заметно проявляться лишь начиная со скорости частицы 700 м/с и выше (Рис. 4-в,г). Это может приводить к хрупкости полученного покрытия по средней линии частицы. С другой стороны, при скоростях ниже 600 м/с ввиду малых деформаций площадь соприкосновения частицы с подложкой крайне мала (Рис. 4-а), что ухудшает металлургический контакт покрытия с подложкой, а также потенциально увеличивает его рыхлость.

Далее была проведена серия расчетов с варьированием начальной скорости стальных частиц (100–800 м/с) и их массового расхода (30–60 г/с) для определения влияния этих параметров на локальный разогрев поверхности подложки вследствие преобразования кинетической энергии частиц порошка в тепло. При этом, сама подложка предварительно подогрета лазерным излучением до температуры 700 К – это существенно отличается от температуры плавления стали (1670 К), но делает материал более пластичным и увеличивает металлургический контакт частиц с обрабатываемой поверхностью. Начальная температура частиц также 700 К. Диаметр выходного отверстия сопла Лавалья – 6 мм. На Рис. 5 представлены соответствующие результаты моделирования газопорошковых потоков. На Рис. 5-а хорошо заметно существенное повышение давления в зоне соударения газопорошковой струи с обрабатываемой поверхностью, как для скорости истечения газа 100 м/с (максимальное давление на подложке составляет $1,1 \cdot 10^5$ Па), так и для 800 м/с (давление на подложке $5,5 \cdot 10^5$ Па) – поэтому на рисунке две шкалы давления, отмеченные индексами (1) и (2) (красным цветом). Увеличение скорости газа в струе на 700 м/с приводит к пятикратному возрастанию давления на подложке.

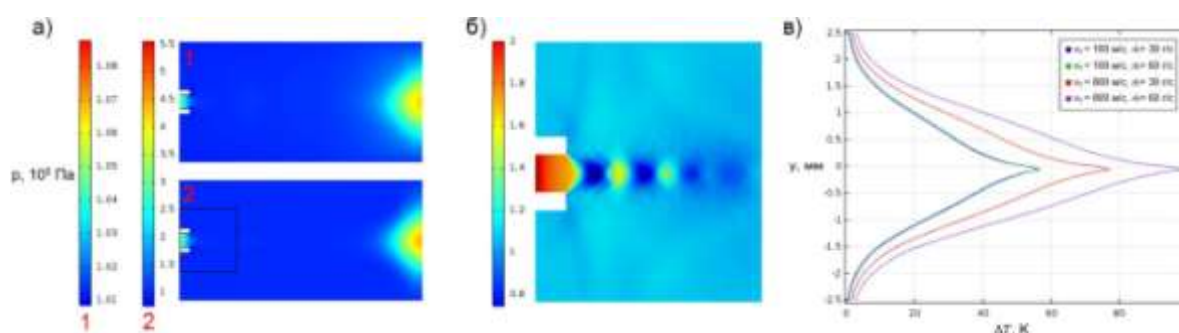


Рис. 5 – а) Распределение давления в газе при скоростях газа 100 м/с (1) и 800 м/с (2), правый край – обрабатываемая поверхность; б) Давление в сверхзвуковой струе при скорости истечения 800 м/с (увеличенная область вблизи сопла); в) Профили температуры обрабатываемой поверхности (указана, как разность конечной и начальной температуры)

Вследствие высокой разницы давления в струе и на подложке, периодические перепады давления, вызванные ударными волнами в сверхзвуковой струе визуально не заметны на Рис. 5-а, где шкала составляет $5,5 \cdot 10^5$ Па. Для демонстрации возникновения «бочек Маха» в струе на выходе из сопла, часть рисунка (а) увеличена (черный прямоугольник) и показана на Рис. 5-б с уменьшенной до $2 \cdot 10^5$ Па шкалой давления – при этом хорошо прослеживается периодичная в пространстве структура ударных волн, затухающих с удалением от сопла. Затухание ударных волн вызвано вязкими диссипациями, а также повышением давления и температуры при приближении к нагретой поверхности подложки.

На Рис. 5-в представлены распределения относительной температуры подложки в зависимости от расстояния от оси сопла (y) для следующего набора комбинаций скоростей частиц (v_0) на выходе из сопла и массового расхода порошка (m): $v_0=100-800$ м/с, $m=30-60$ г/с. Значение ΔT – это разность конечной и начальной температур подложки ($T_0 = 700$ К). Результаты представлены для времени 3 с после начала подачи газа. Бомбардировка подложки частицами порошка приводит к постепенному увеличению температуры подложки (менее, чем за 0,3 с), и дальнейшее увеличение температуры не происходит вследствие диссипации тепла. Согласно расчетам (Рис. 5-в), на повышение температуры подложки в большей степени влияет скорость частиц, а не их массовый расход (что представляется логичным, поскольку переданное тепло пропорционально кинетической энергии частиц порошка, то есть, первой степени их массы и квадрату скорости). И влияние массового расхода тем выше, чем больше начальная скорость. Так, для начальной скорости частиц 100 м/с подложка нагревается на оси сопла на 56,5 К при расходе порошка 30 г/с, и на 57 К при расходе порошка 60 г/с (увеличение расхода в 2 раза увеличивает температуру всего на 0,89%). При начальной скорости частиц 800 м/с нагрев подложки составляет 77,1 К и 98,5 К для расходов порошка 30 г/с и 60 г/с,

соответственно (увеличение расхода в 2 раза увеличивает температуру уже на 28%). Таким образом, меняя параметры подачи порошка, можно эффективно управлять температурой поверхности подложки в зоне обработки, а, следовательно, и пластичными свойствами металла, что, в итоге, будет определять прочностные характеристики полученного покрытия.

Заключение

В работе выполнено моделирование нанесения и разравнивания порошка на подложку при селективном лазерном спекании для оценки однородности полученных слоев частиц. Результаты показали, что:

1. Группы частиц при осаждении на поверхность ведут себя, как единое высокопластичное тело, либо жидкость – поэтому плотный поток частиц практически не отражается от подложки. Одиночные же частицы, напротив, проявляют упругие свойства, отскакивая от подложки;

2. С увеличением слоев однородность покрытия после разравнивания уменьшается, но перегруппировка частиц за разравнивателем приводит к заполнению пустот, оставшихся в предыдущем слое порошка.

Проведена серия математических расчетов динамики газопорошковой смеси при сверхзвуковой наплавке, а также твердотельное моделирование соударения частиц с обрабатываемой поверхностью с последующей деформацией обеих. Основные выводы:

1. При скоростях частиц более 700 м/с нижняя половина частицы, соприкасающаяся с подложкой, претерпевает в 2 раза большие деформации по сравнению с верхней – и по средней линии частицы на ее поверхности формируется трещина, влияющая на прочность покрытия;

2. Влияние массового расхода порошка на повышение температуры подложки тем выше, чем больше начальная скорость частиц. Двукратное увеличение расхода порошка при скоростях 100 м/с и 800 м/с повышает нагревает подложку на 0,89% и 27%, соответственно.

Работа выполнена в рамках государственного задания №9.3236.2017/4.6, Федеральной Целевой Программы №14.578.21.0245 и в рамках госконтракта № 14.Z50.31.0023 по 220 постановлению.

Литература

1. Цивильский И.В., Сераева Н.Р., Старшова И.И. Численное моделирование динамики частиц порошка и газа в латеральных и сверхзвуковых соплах для лазерной наплавки. Научно-технический вестник Поволжья – 2017. №3. –С. 31–34.
2. J. Ferziger, M. Peric, Computational Methods for Fluid Dynamics. Springer-Verlag, 2001.
3. Weiss J. M. Implicit Solution of Preconditioned Navier-Stokes Equations Using Algebraic Multigrid. AIAA Journal. – 1999. – Vol. 37, № 1. – P. 29–36.

УДК: 678.674.004.14:539.1.044

Разработка УФ-отверждаемых полимерных материалов для использования в аддитивных технологиях

Мурох А.Ф.¹, к.х.н.; Синеокова О.А.¹; Зайтова Н.В.¹;
Хамидулова З.С.¹, к.х.н.; Луконин В.П.¹, д.т.н.

niip@kis.ru

¹ФГУП «НИИ полимеров», г. Дзержинск, Нижегородская обл.

Аннотация:

Представлены данные по влиянию акриловых олигомеров и мономеров, а также фотоинициаторов различной природы на физико-механические свойства и параметры фотоотверждения композиций, используемых в аддитивных технологиях. Показана возможность получения композиций широкой цветовой гаммы. Разработанные фотоотверждаемые полимерные материалы испытаны на серийных 3D-принтерах.

Ключевые слова:

аддитивные технологии, фотоотверждаемые полимерные материалы.

Создание промышленных изделий при помощи аддитивных технологий достаточно широко применяется в настоящее время. Интересующие нас технологии с использованием полимеров основаны на отверждении акриловых композиций с помощью фотоинициаторов, способных диссоциировать при УФ-облучении.

Как правило, при изготовлении объемного объекта по технологиям, основанным на фотоотверждаемых полимерах, используют два материала.

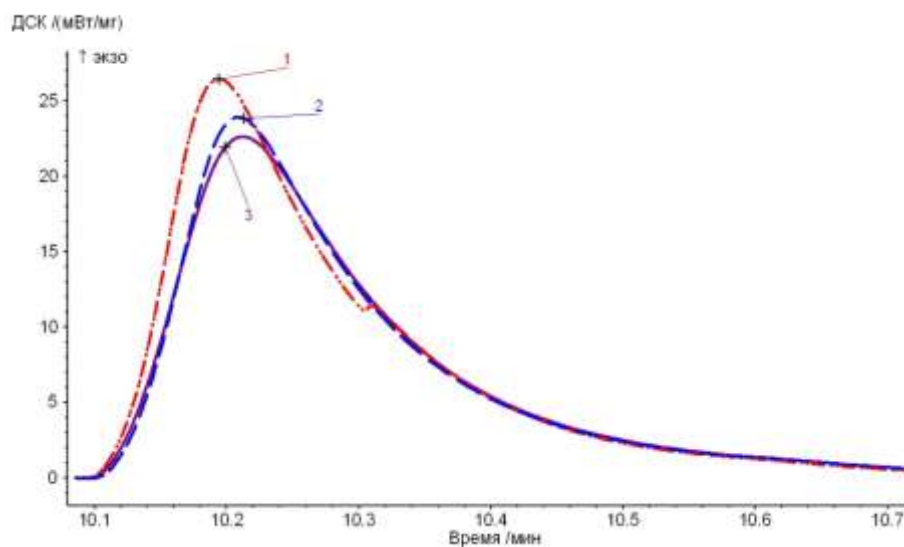
Первый – конструкционный, пригодный для конструирования самого объекта, и который после отверждения может быть твердым, жестким или эластомерным продуктом. Второй материал служит для поддержки при изготовлении тонкостенных и нависающих элементов и должен обладать аморфной структурой, легко отделяться от готового изделия, вымываться водой после отверждения.

В состав конструкционного материала входят акриловые и уретанакрилатные мономеры и олигомеры, которые определяют физико-механические свойства получаемых моделей. Влияние некоторых олигоуретанакрилатов на физико-механические свойства модельных композиций и параметры фотоотверждения (фото-ДСК) на воздухе приведены в таблице 1 и на рисунке 1.

Таблица 1

Влияние строения олигоуретанакрилата на свойства УФ-отвержденных композиций

№ п/п	Наименование показателя	ОУА-1000ТЛ	ОУА-2000ТГФ	ОУА-3000ТЛ
1	Прочность при растяжении, МПа	19	27	27
2	Относительное удлинение при разрыве, %	9	8	10
3	Модуль упругости при 2,5% удлинении при растяжении, МПа	388	315	375
4	Твердость по Бринеллю, МПа	69	49	49
5	Ударная вязкость по Шарпи, кДж/м ²	2,9	5,5	4,6
6	Прочность при изгибе, МПа - стрела прогиба 1,5 h - стрела прогиба 3 h	36,9	31,1	25,3
		55,0	32,8	33,8
7	Модуль упругости при изгибе, МПа	1490	1000	990
8	Водопоглощение, %	0,20	0,24	0,36



1 – ОУА-1000ТЛ, 2 – ОУА-3000ТЛ, 3 – ОУА-2000ТФ

Рис. 1 – ДСК-кривые фотоотверждаемых композиций, содержащих различные олигоуретанакрилаты

Введение в состав композиций сшивающих агентов, таких как трициклодекандиметанолдиакрилат и тетраакрилат пентаэритрита повышает твердость и прочность отвержденной композиции (таб.2). Следует отметить, что скорость фотоотверждения при добавке метакрилового сшивателя (диметакрилата триэтиленгликоля) понижается по сравнению с добавкой аналогичного акрилатного сшивателя (диакрилата трипропиленгликоля). Полифункциональные мономеры одновременно играют роль сшивающих агентов и разбавителей.

Таблица 2

Влияние добавок полифункциональных мономеров на свойства фотополимеризуемых композиций на основе олигоуретанаакрилатов

№ п/п	Наименование показателя	ОУА-1000ТЛ		ОУА-2000ТГФ			
		трицикло-деканди-метанол-диакрилат	тетраакрилат-пента-эритрита	трицикло-деканди-метанол-диакрилат	тетраакрилат-пента-эритрита	трипропиленгликоль-диакрилат	триэтиленгликоль-диметакрилат
1	Прочность при растяжении, МПа	30	39	27	30	20	26
2	Относительное удлинение при разрыве, %	4	4	7,5	8	4	5
3	Модуль упругости при растяжении, МПа	390	460	325	330	325	403
4	Твердость по Бринеллю, МПа	81	76	57	58	59	80
5	Ударная вязкость по Шарпи, кДж/м ²	1,5	3,2	7,7	4,7	3,8	7,0
6	Прочность при изгибе, МПа						
	- стрела прогиба 1,5 h	56	40	-	24	26	49
	- стрела прогиба 3 h	63	45	24	25	32	64
7	Модуль упругости при изгибе, МПа	1700	1470	1115	930	830	1730
8	Водопоглощение, %	0,19	0,29	0,26	0,24	0,15	0,22
9	Максимальное тепловыделение при УФ-отверждении, мВт/мг	23,0	23,5	20,8	21	35,7	22,5
10	Время достижения максимального тепловыделения, с	7,0	6,7	7,4	7,5	3,7	9,0
11	Энтальпия, Дж/г	225	270	246	240	285	240

Регулирование вязкости фотоотверждаемой композиции обеспечивали введением в ее состав загустителей различной природы, например, сополимера бутилметакрилата с метилметакрилатом (рис. 2).

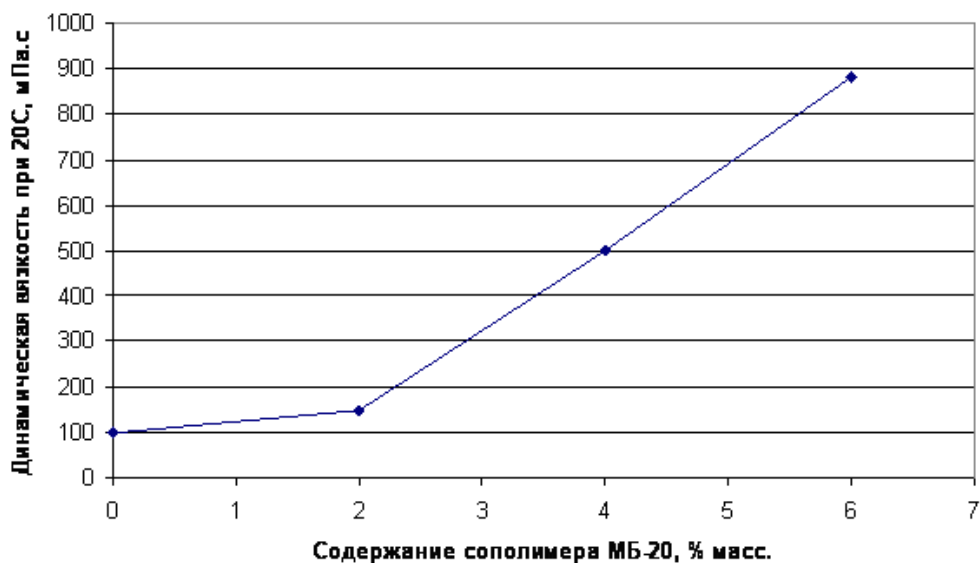


Рис. 2 – Влияние сополимерного загустителя на вязкость фотоотверждаемой композиции

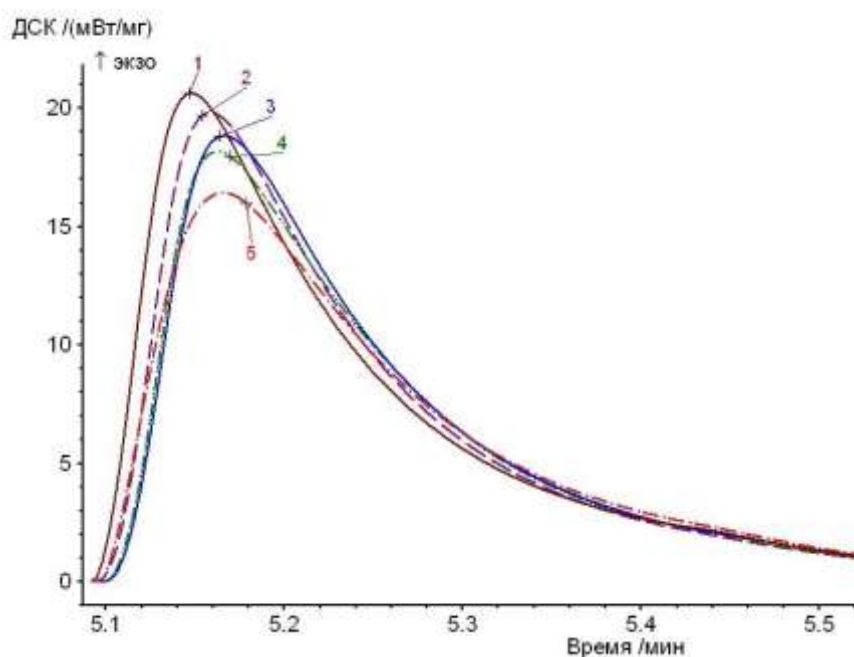
В 3D-системах используются фотоинициаторы различной химической природы. В таблице 3 приведены характеристики наиболее часто используемых фотоинициаторов.

Таблица 3

Фотоинициаторы для фотоотверждаемых композиций

№ п/п	Название	Химическое название	Механизм фотоиницирования	Область поглощения, нм
1	Irgacure 819	бис(2,4,6-триметилбензоил) фенилфосфиноксид	Норриш-I	300-370
2	Darocure 1173	2,2-диметил- α -гидроксиацетофенон	Норриш-I	250-350
3	Irgacure 184	1-гидроксициклогексилфенилкетон	Норриш-I	250-350
4	TPO-L	Этил-2,4,6-триметилбензоилфенилфосфиноксид	Норриш-I	300-400
5	Irgacure 651	α , α -диметокси- α -фенил-ацетофенон	Норриш-I	250-340

Методом фото-ДСК изучено их влияние на параметры отверждения композиций (рисунок 3).



1 – Irgacure 819, 2 – Darocure 1173, 3 – Irgacure 184, 4 – TPO-L, 5 – Irgacure 651

Рис. 3 – Влияние фотоинициаторов на скорость отверждения композиций на воздухе

С целью расширения ассортимента фотоотверждаемых материалов изучена возможность получения окрашенных композиций. Для этого в состав вводили красители в виде колеровочных паст РО, представляющих собой мелкодисперсные пигменты, диспергированные в сложноэфирных растворителях, а также органические жирорастворимые азокрасители. При введении красителей в композицию в количестве 0,02-0,1% масс. получали ярко-окрашенные полимеры, параметры фотоотверждения и физико-механические свойства которых приведены в таблице 4.

Результаты фотоотверждения показывают, что исследованные красители незначительно изменяют свойства композиций для 3D-прототипирования, что позволяет получать модели различной цветовой гаммы.

Таблица 4

Свойства окрашенных УФ-отверждаемых композиций

№ п/п	Наименование показателя	без красителя	Красители, %масс.						
			колеровочные пасты			азокрасители			
			PO1101, 0,1	PO1201, 0,1	PO1167, 0,1	Тира- золь, 0,1	ОН-120, 0,02	Темно- крас- ный 0,02	Жел- тый 0,02
1	Цвет полимера	Прозрач- ный, бесцвет- ный	Желтый	Зеленый	Красный	Се- рый	Си- ний	Крас- ный	Жел- тый
2	Прочность при растяжении, МПа	20	21	20	20	18	17	16	17
3	Относительное удлинение при разрыве, %	10	8	9	9	6	5	8	6
4	Модуль упругости при растяжении, МПа	296	285	252	253	232	240	235	272
5	Максимальное тепловыделе- ние при УФ- отверждении, Вт/г	45,4	44,2	47,1	45,3	48,6	41,2	40,5	36,8
6	Время достижения максималь- ного тепловы- деления, с	3,6	3,6	3,7	3,7	3,6	3,9	4,4	4,7
7	Индукционный период, с	0,85	0,57	0,70	0,80	0,75	0,70	0,71	0,89
8	Энтальпия, Дж/г	339	340	345	339	351	339	333	337

При разработке материала поддержки особое внимание уделялось его способности легко смываться водой. С этой целью в композиции на основе диакрилата полиэтиленгликоля вводили высокомолекулярные гликоли. При увеличении доли ПЭГ вязкость композиции меняется незначительно, а смываемость отвержденных материалов водой улучшается. Результаты, полученные при фотополимеризации материала поддержки приведены в таблице 5.

Влияние полиэтиленгликолей на свойства
фотополимеризуемой композиции материала поддержки

№ п/п	Наименование показателя	Содержание ПЭГ-600, % масс.				Содержание ПЭГ-400, % масс.	
		40	50	60	70	50	70
1	Максимальное тепловыделе- ние при УФ- отверждении, мВт/мг	7,9	9,0	5,5	6,5	8,4	6,4
2	Время достиже- ния максималь- ного тепловы- деления, с	7,4	8,7	8,2	4,1	8,0	4,2
3	Энтальпия, Дж/г	79	117	79	61	106	60

Как видно из таблицы 5 при 50%-ном содержании ПЭГ-400 и ПЭГ-600 композиции обладают высокими параметрами УФ-отверждения.

Таким образом, в результате проведенных исследований разработаны фотоотверждаемые полимерные материалы (модельный и поддержки), которые были испытаны на 3D-принтере. Результаты натуральных испытаний УФ-отверждаемых материалов показали их работоспособность в программируемых режимах 3D-принтеров и возможность получения моделей с характеристиками, близкими к моделям, полученным из импортных материалов.

УДК 629.7.054.07

**Опыт использования аддитивных технологий при конструировании
бесплатформенных инерциальных навигационных систем
беспилотных летательных аппаратов**

Фролов А.В.¹, к.т.н.; Шаповалов П.А.¹

Frolov@Frolov.moscow; kinik.keni@yandex.ru

¹АО «ЦНИИАГ»

Аннотация:

В работе показан опыт применения аддитивных технологий при проектировании корпуса электроники бесплатформенной инерциальной навигационной системы беспилотных летательных аппаратов с применением конечно-элементных расчетов.

Ключевые слова:

проектирование приборов, БИНС, Ultem, аддитивные технологии.

Введение

В современных беспилотных летательных аппаратах (БПЛА) для решения задачи навигации и ориентации на борту, используются бесплатформенные инерциальные навигационные системы (БИНС), пример которого показан на рисунке 1. Приборы состоят из трех основных составных частей (см. рисунок 1): блок чувствительных элементов 1; блок электроники 2; корпус 3.



Рис. 1 – Пример БИНС: 1 – блок чувствительных элементов; 2 – блок электроники;
3 – корпус

Так как системы БПЛА используются в условиях больших перегрузок (до 12 g), то одной из важнейших целей при модернизации отдельных конструкций и всего изделия в целом, является уменьшение веса системы управления БПЛА, в том числе и БИНС, без потери жесткости. Уменьшение веса прибора позволяет увеличить полезную нагрузку БПЛА [1].

Задача модернизации разбивается на работу с разными блоками. Одной из задач являлась разработка конструкции нового корпуса электроники. Конструкции корпусов, как правило, изготавливаются из сплава алюминия - Д16. Пример такого корпуса показан на рисунке 2.

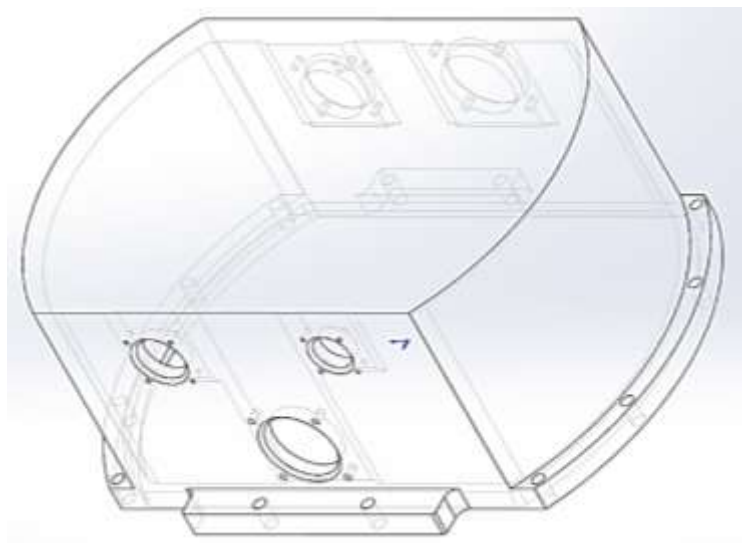


Рис. 2 – Пример корпуса блока электроники

Задача и метод решения

При конструировании корпуса электроники БИНС были предъявлены следующие основные требования:

- уменьшением массы не менее чем в два раза;
- недопустимость снижения жёсткости несущей системы или ее повышение;
- недопустимость увеличения объема или его уменьшение;
- обеспечение герметичности корпуса, а также его обеспечение необходимых теплопроводящих и экранирующих свойств.

Учитывая поставленные требования было принято решение использовать перспективные материалы и аддитивные технологии, разработанные под них.

Для достижения цели, были сформулированы следующие задачи:

- спроектировать и рассчитать теоретические модели корпусов исходя из основных требований, указанных выше;
- подбирать аддитивный материал;
- изучить механические свойства корпусов электроники, изготовленных с помощью аддитивных технологий;
- спроектировать герметичный корпус под использование аддитивных технологий, с теплоотводящими и экранирующими свойствами;

Выбор был остановлен на материале Ultem 9085, поскольку он обладает в 2,01 меньшей плотностью (массой), чем традиционный сплав алюминия Д 16 [2, 3]. При этом данный материал обладает сопоставимой жесткостью. Ultem 9085 применяется для изготовления ненагруженных корпусных деталей [4].

Был разработан ряд моделей корпуса электроники и проведен ряд теоретических расчётов в программном комплексе ANSYS и экспериментальных исследований.

Разработана первая конструкция корпуса V1 (рисунок 3 а). Расчет производился в ANSYS 18.0 (при этом количество узлов – 210 тысяч, вибрационная нагрузка – 12 g, материал – Ultem 9085).

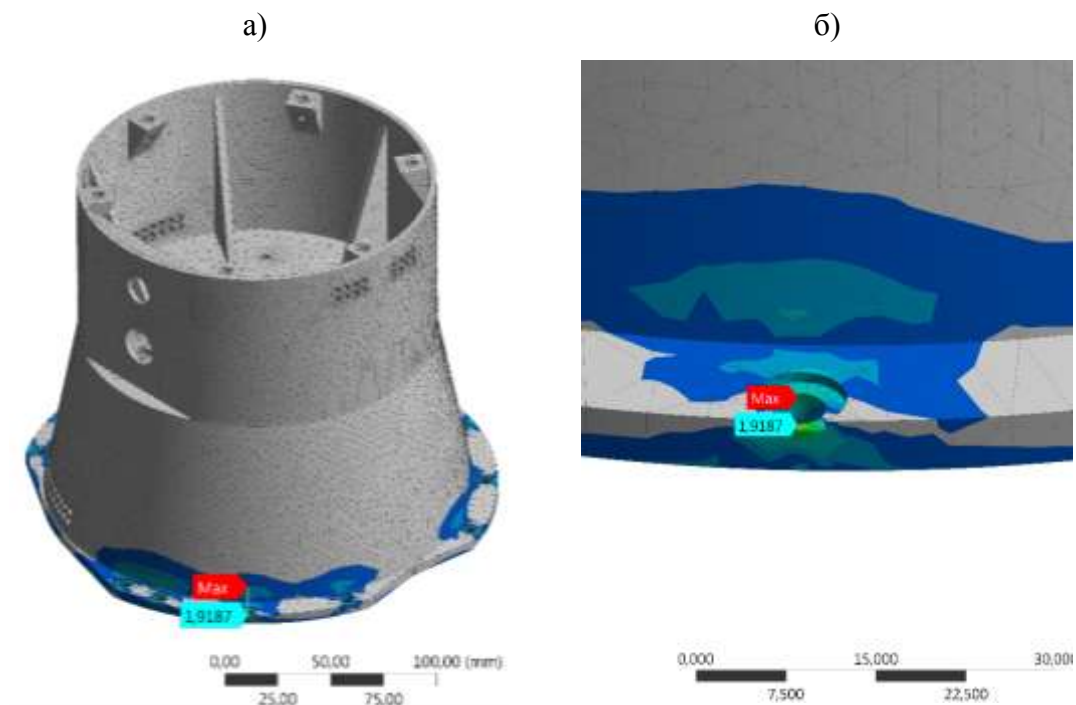


Рис. 3 – Расчет модели корпуса электроники V1; а) – напряженное состояние модели V1; б) – место с максимальными расчетными напряжениями в модели V1

Расчеты показали (рисунок 3 б), что максимальная нагрузка не превышает предельных значений для выбранного материала и составляет 2,1 МПа в местах закрепления.

По моделям были изготовлены детали корпусов электроники V1, показанные на рисунке 4 а.

При проведении испытаний на вибростенде с амплитудой 12g одно место закрепления разрушилось (см. рисунок 4 б).

Анализ показал, что в модели не была учтена анизотропия свойств аддитивного материала Ultem 9085. Поэтому расчёт не показал возможность разрушения конструкции, при этом места возможных разрушений были известны. В результате доработки, были созданы корпуса электроники, показанные на рисунке 4 в, 4 г.

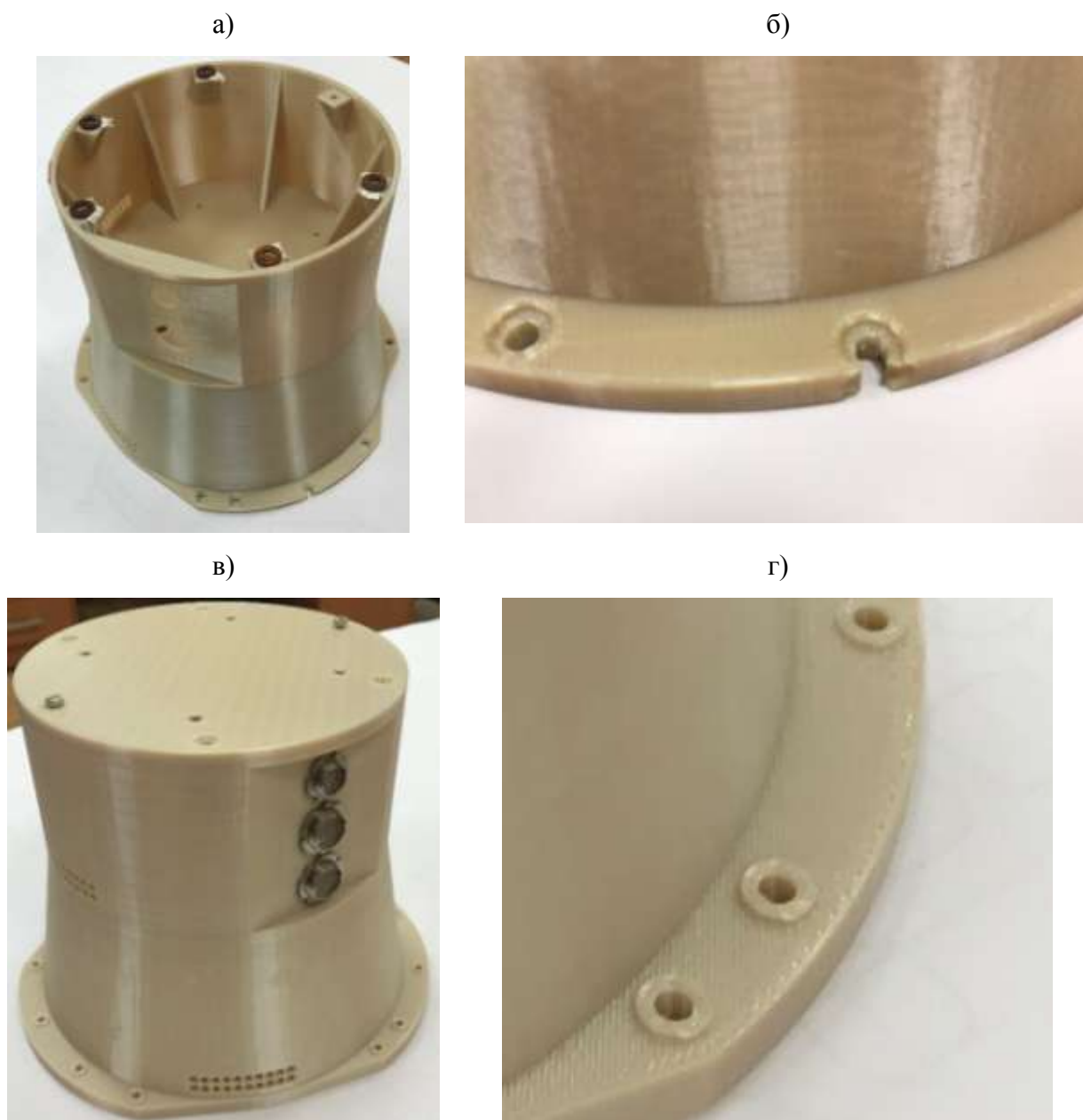


Рис. 4 – Детали корпуса электроники V1; а) – общий вид детали; б) – место разрушения корпусной детали корпуса электроники V1; в) – общий вид корпусной детали V1.1; г) – усиленные места закрепления корпусной детали V1.1

Полученная конструкция корпуса электроники V1.1 вдвое меньшей массой, чем первоначальная конструкция, при этом, не уступая в жесткости. В связи с необходимостью изменения габаритных характеристик была разработана конструкция V2 (см. рисунок 5 а).

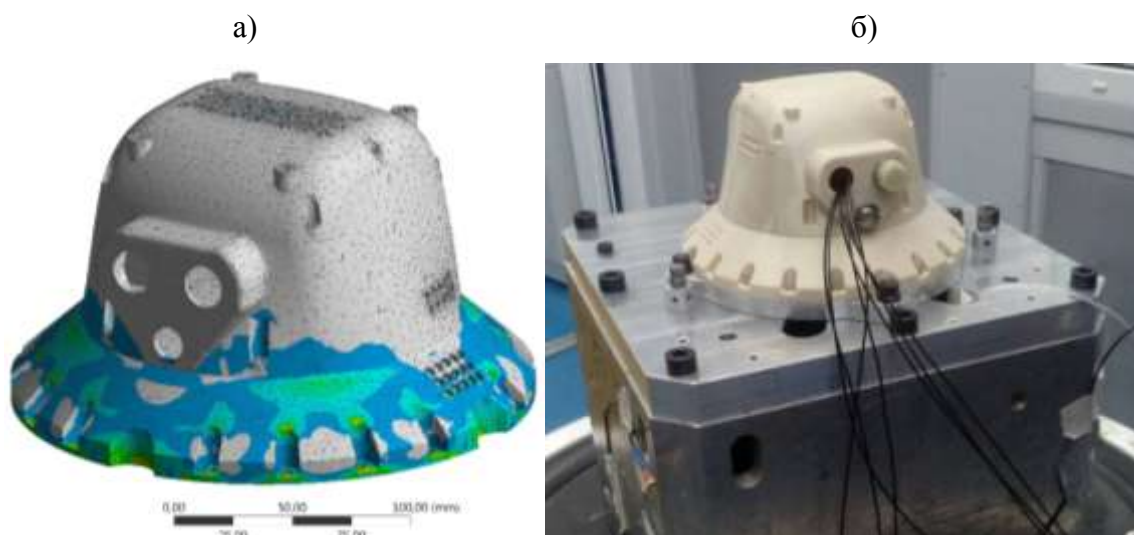


Рис. 5 – Детали корпуса электроники V2; а) – общий вид детали; б) – модель корпуса электроники V2 на виброиспытаниях

Модель корпуса электроники V2 была рассчитана в программе ANSYS 18.0 с исходными данными, аналогичными предыдущей задаче (см. рисунок 5 а). Максимальное напряжение в конструкции не превысило допустимого значения и составило 1,5 МПа.

Экспериментальные исследования проводились на вибростенде с 16-ти канальной системой съема данных (см. рисунок 5 б), в условиях аналогичных вышеупомянутых. Испытания прошли успешно и корпус был поставлен в опытный образец БПЛА.

Для решения последней задачи был изготовлен образец корпуса электроники V 2 AL из алюминиевого сплава с помощью аддитивных технологий (см. рисунок 6 а и 6 б).

В процессе производства из-за особенностей технологического процесса не была получена правильная геометрия детали. После изменения конструкции и изменения направления выращивания были получены годные образцы (см. рисунок 6 в).

Полученную конструкцию планируется испытать в дальнейшем.



Рис. 6 – Детали корпуса электроники V2 из алюминиевого сплава; а) – дефектная деталь, вид сверху; б) – дефектная деталь, вид снизу; в) – годные детали

Сравнительные данные по полученным изделиям показаны в таблице 1.

Сравнительные данные

	Масса, кг	Максимальное напряжение в конструкции, МПа	Материал	Результат эксперимента (успешно/не успешно)
Прототип	1,13	1,1	Сплав Д16	Успешно
V1	0,6	2,1	Ultem 9085	Не успешно
V1.1	0,63	1,8	Ultem 9085	Успешно
V2	0,44	1,5	Ultem 9085	Успешно
V2 AL	0,91	1,15	Al порошок	Нет данных

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Применение аддитивных технологий позволило увеличить механические свойства конструкции корпуса электроники БИНС для БПЛА.
2. Масса конструкции корпуса электроники уменьшена в 2,6 раза.
3. Применение аддитивных технологий позволило изготовить детали с такой формой, получить которую иными способами было практически невозможно.
4. Аддитивные технологии сократили время создания деталей, но потребовалось проведение испытаний механических свойств всех деталей.
5. Недостаток данных и нормативных документов не позволяет гарантированно рассчитать поведение конструкции, а требует проведение отдельных испытаний.

Литература

1. Основы теории систем управления высокоточных ракетных комплексов Сухопутных войск / Б.Г. Гурский, М.А. Лющанов,

Э.П. Спирин; Под ред. В.Л. Солунина. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 328 с., ил.

2. Таблицы физических величин. Справочник. Под ред. акад. И. К. Кикоина. М., Атомиздат, 1976, 1008 с.

3. Физические величины: Справочник / А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский и др.; Под. ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с. – ISBN 5-283-04013-5

4. Ultem 9085. Описание материала (Data Sheet) URL: <http://can-touch.ru/materials/poliefirimid-pe-i-ultem-9085-ultem-1010/> (дата обращения: 12.03.2018 года).

УДК 621.81

3D-принтер с программируемой термостатичной камерой для работы с высокотемпературными и специальными техническими полимерами

Благинин С.И.¹; Синьков А.В., к.т.н.^{1,2}; Бойцов Е.П.²

demilano@mail.ru, sinkov73@mail.ru, diamagnetik@mail.ru

¹*Волжский политехнический институт (филиал) ВолгГТУ*

²*ООО «ВОЛТЕХНО», г. Волжский*

Аннотация:

Крупные авиационные концерны, такие как Airbus и Boeing, еще недавно делали основной упор на селективно-лазерное сплавление, используя металлические порошки. В последнее время концерны стали использовать технологии FDM (FFF) – послойное наплавление пластика.

Ключевые слова:

FDM, технические пластики, термостатичная камера.

Введение

В процессе 3D-печати методом FDM часто возникают различные дефекты. В устройствах с закрытой камерой (без подогрева до определенной температуры) при изготовлении крупногабаритных деталей из технических полимеров проявляется деламинация, расслоение материала (рис. 1), загибание изделий (рис. 2) и малая адгезия к платформе, что нарушает прочность изделий и их конструкционную форму, а отсюда и невозможность применения этой детали по прямому назначению.

Современные FDM/FFF устройства для трехмерного прототипирования на рынке России не позволяют работать с техническими полимерами в полной мере. Практически все типы FDM 3D принтеров имеют одинаковый

набор полимеров пригодных для изготовления деталей (прототипов), а именно ABS, полилактид и его композиты (PLA), PETG (набирающий популярность материал), FLEX, WOOD и другие полимеры не требующие определенной среды печати.

Это связано с сложностью изготовления изделий из технических пластиков, для которых требуется высокая температура экструзии, программируемая термостатичная камера и специализированная платформа на которой укладывается материал.

Пример дефектов при 3D-печати представлены на рисунках 1, 2.



Рис. 1 – Трещины и разрушение



Рис. 2 – Расслоение (деламинация) материала

Для технических полимеров прежде всего необходима определенная среда (в частности температура и давления) для устранения эффектов приведенных выше.

Оборудование и материалы

Устройства, которые допускают регулировать температуру среды в области печати, позволяют изготавливать конечные функциональные изделия сложной формы и больших размеров из технических полимеров типа поликарбонат (PC), PC-ABS, нейлон (Neylon), полипропилен (PP), полиэфиримид (ULTEM-9085), полиформальдегид (POM) и др.

Подобные полимеры применимы практически во всех типах промышленности. Появляется возможность изготавливать не просто прототипы, а конечные функциональные изделия сложной формы из технических полимеров.

Краткие характеристики и бренды таких FDM 3D-устройств приведены ниже в таблице 1.

Таблица 1

FDM принтеры для печати техническими полимерами [8, 9]

	<p>Производитель: Roboze Модель: Roboze Argo 500 Рабочая камера: 500 x 500 x 500 mm Толщина слоя от: 50 мкм Температура в камере: 180°C Температура экструдера: до 550°C Рабочие материалы: CARBON PEEK, PEEK, ULTEM 9085, CARBON PA</p>
	<p>Производитель: 3DGence Модель: 3DGence INDUSTRY F340 Технология: FDM Рабочая камера: 260x300x340 мм Толщина слоя от: 0,4 мм Особенности: высокотемпературный модуль, способный печатать PEEK и др. материалами с температурой до 500°C, камера с подогревом</p>
	<p>Производитель: STRATASYS Модель: Fortus 450mc Технология: FDM Рабочая камера: 406x355x406 мм Толщина слоя от: 0,127 - 0,33 мм Рабочие материалы: ULTEM 9085, ULTEM1010, Nylon 12CF, FDM Nylon 12, PC-ISO, PC-ABS, ST-130</p>

Пластики для FDM печати в основном выпускаются в виде прутка (филамента) диаметром 1,75 мм, намотанного на пластиковую катушку. Обычная масса катушек от 0,2 до 1 кг. На качество изделия также влияет используемый материал для трехмерной FDM печати, так каждый вид материала имеет свои свойства и особенности при печати.

Некоторые технические пластики (материалы) для FDM с их краткой характеристикой, которые используются при производстве деталей и устройств в приведенных выше устройствах, указаны ниже в таблице 2.

Так, например, объекты, изготовленные из термопласта PEEK, имеют показатели механических свойств близкие к металлам.

Таблица 2

Промышленные технические полимеры для FDM и изделия из них [10, 11]

	<p>FDM Nylon 6 Для прочных крепких инструментов</p>
	<p>FDM Nylon 12CF Угленаполненный термопластик, отличные механические характеристики</p>
	<p>ULTEM 9085 Высокотемпературный пластик.</p>
	<p>PC-ABS Ударопрочный инженерный пластик.</p>
	<p>ULTEM 1010 Прочный, биосовместимый, термическая и химическая стойкость, высокая прочность на разрыв. Применение: наружные элементы в аэрокосмической промышленности и в автомобилестроении.</p>
	<p>PC-ISO Биосовместимый пластик</p>
	<p>PEEK Имеет превосходные механические свойства и термостойкость</p>

Изделия. Прочность. Устройство

Некоторые прикладные изделия, которым необходима высокая прочность, и/или, например, химическая стойкость и которые имеют малый вес при изготовлении методом FDM рассматриваются ниже.

Это, например, оснастка для прокладки трубы внутри тоннеля под мостовым переходом (рис. 3). Была изготовлена и применена заказчиком взамен изготовления дорогостоящей пресс-формы и отливки изделия.



Рис. 3 – Оснастка из восьми секторов.

Вращающийся распылитель жидкости (ВРЖ), детали и узлы которого до настоящего времени производились исключительно из металлических сплавов традиционными технологиями в условиях механического цеха. Была проверена возможность изготовления деталей ВРЖ методом послойной печати (FDM) на 3D-принтере. Требуется прочность и химическая стойкость пластика, т.е. изготовление изделий, которые по своим характеристикам устраивают заказчика (рис. 4) и которые не имеют аналогов в РФ.



Рис. 4 – Изготовленные детали ВРЖ методом FDM

Применение материалов и устройств, подобных тем, которые описаны в предыдущей главе предопределило создание нового устройства – 3D-принтера

с программируемой термостатичной камерой для работы с высокотемпературными и специальными техническими полимерами (филаментом) (рис. 5).



Рис. 5 – 3D-принтер 3D LIFE с термостатичной камерой (концепт)

Преимущества применения принтера: быстрая печать функциональных деталей, изготовление конечных изделий сложной формы из технических полимеров, частичная замена металла, изготовление оснастки для формовки.

Технические характеристики: сенсорное управление всеми системами, LCD дисплей с емкостным тачскрином, изготовление деталей из 2-х видов материалов одновременно, изготовление деталей повышенной прочности больших размеров из технических полимеров различного типа, область изготовления модели $400 \times 400 \times 400$ мм, изготовление деталей из технических полимеров, в т.ч. из полиэфиримида (ULTEM 1010, ULTEM 9085, PEI).

Заключение

Компания Airbus за счет использования 3D-печати и промышленных полимеров планирует снизить к 2020 году вес каждого самолета более чем на 1 т. Доля России на рынке аддитивных технологий пока невелика – около 1,5%, а российский научный задел и того меньше – 0,76% от мирового объема научных публикаций в этой области. За последние 15 лет в России выдан 131 патент по различным аспектам АТ, это 0,14% от мирового количества патентов в этой сфере, где доминируют США, Япония Китай и Южная Корея, владеющие совокупно 90% патентов [12].

Литература

1. Gibson, I., Rosen, D. W., & Stucker, B. (2010). Additive manufacturing technologies: Rapid prototyping to direct digital manufacturing. *Additive manufacturing technologies: Rapid prototyping to direct digital manufacturing* (pp. 1-459) doi:10.1007/978-1-4419-1120-9
2. Brensons, I., Polukoshko, S., Silins, A., & Mozga, N. (2015). *FDM prototype experimental research of processing parameter optimization to achieve higher tensile stress* doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.220-221.767
3. Каблов В.Ф. Компьютерный дизайн полимерных материалов - структура и свойства. В кн. 25 симпозиум «Проблемы шин и резинокордных композитов». -М.: Научно-производственный коммерческий центр ВЕСКОМ, 2014, с.41-50.
4. Гончарова, Е.В. Продвижение инновационных разработок ВПИ в сфере 3D-технологий в виртуальном технопарке [Электронный ресурс] / Е.В. Гончарова, С.И. Благинин // XII межрегиональная научно-практическая конференция «Взаимодействие предприятий и вузов – наука, кадры, новые технологии» (г. Волжский, 26 апр. 2016 г.): матер.: сб. докл. конф. / ВПИ (филиал) ВолГТУ. - Волгоград, 2016. - С. 192-194. – Режим доступа: http://www.volpi.ru/files/science/science_conference/12mnpk_2016/12mnpk_2016.pdf
5. Liao, G., Li, Z., Cheng, Y., Xu, D., Zhu, D., Jiang, S., . . . Zhu, Y. (2018). Properties of oriented carbon fiber/polyamide 12 composite parts fabricated by fused deposition modeling. *Materials and Design*, 139, 283-292. doi:10.1016/j.matdes.2017.11.02
6. О.Г. Оспенникова, Международный форум технологического развития «Технопром 2017», 20-22 июня 2017г., г.Новосибирск, <http://forumtechnoprom.com/page/377>
7. Stansbury, J. W., & Idacavage, M. J. (2016). 3D printing with polymers: Challenges among expanding options and opportunities. *Dental Materials*, 32(1), 54-64. doi:10.1016/j.dental.2015.09.018

8. <http://top3dshop.ru/kupit-3d-printer/>
9. <http://jetcom-3d.ru/production-3d-printers/stratasys-fortus450mc/>
10. <http://www.stratasys.com/materials/search>
11. <http://jetcom-3d.ru/production-3d-printers/stratasys-fortus450mc/>
12. Е.Н. Каблов, Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы, <https://viam.ru/news/2519>

УДК621.373.826, 617.089.844

Использование стереолитографических моделей при реконструкции обширных дефектов свода черепа

Внук В.В.¹; Ипполитов Е.В.¹

vnuk@shatura.laser.ru, ippolitov@shatura.laser.ru

¹*Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН - филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г. Шатура,*

Аннотация:

В работе рассматривается метод применения компьютерного моделирования и лазерной стереолитографии для подготовки и планирования операций в восстановительной нейрохирургии. Применение томографического исследования, компьютерного моделирования и лазерной стереолитографии позволяет хирургам точнее спланировать операционное вмешательство, уменьшить время проведения и повысить качество операции, уменьшить реабилитационный период.

Ключевые слова:

Лазерная стереолитография, компьютерная томография, трехмерное компьютерное моделирование, нейрохирургия, краниопластика.

Введение

Ежегодно в мире проводятся тысячи восстановительных операций с замещением костной ткани имплантатами и эндопротезами. Главное требование, предъявляемое к любому имплантату – надежность, которая в первую очередь обусловлена возможностью остеоинтеграции, т.е. прочного

врастания имплантата в кость без воспалительных реакций, приводящих к его отторжению. Имплантат должен быть изготовлен из биосовместимого материала, обладать достаточной прочностью и иметь большую площадь поверхности, контактирующей с костью, поэтому очень важно обеспечить максимально точное соответствие имплантата контуру дефекта в области повреждения.

Пластиковые биомодели все активнее используются при подготовке и планировании оперативного вмешательства в хирургии, а также для быстрого изготовления имплантатов из биосовместимых материалов. Эффект от предварительного планирования операций с использованием пластиковых биомоделей проявляется, во-первых, в уменьшении продолжительности операции, соответственно уменьшению времени нахождения пациента под общим наркозом; во-вторых, улучшаются качественные показатели, ускоряется реабилитация пациента; в-третьих, снижается стоимость операции.

В данной работе обобщен опыт использования современных методов лучевой диагностики в сочетании с компьютерными технологиями при планировании реконструктивно-восстановительных операций в нейрохирургической практике. Разработанный метод позволяет не только получать достаточно объективную информацию о патологии в области повреждения (даже в случаях сложных дефектов), но создавать прецизионные имплантаты для её устранения. Создан унифицированный подход для проведения таких операций:

1. получение и обработка данных компьютерной томографии,
2. создание компьютерной модели,
3. компьютерное моделирование,
4. изготовление методом лазерной стереолитографии пластиковых моделей поврежденных фрагментов черепа и пресс-форм для формовки имплантатов из биосовместимых материалов.

Преобразование данных томографических исследований в трехмерные модели

Томографическое исследование представляет собой набор черно-белых изображений – срезов области пациента, подлежащей операционному вмешательству. Изображения располагаются на одинаковом расстоянии друг от друга. Чем меньше расстояние между изображениями и чем выше их разрешение, тем точнее можно воспроизвести по ним костные структуры пациента. Каждый пиксель изображения показывает ослабление излучения в соответствующей ему точке на срезе, поэтому на изображениях костная ткань и зубы являются наиболее светлыми, областями, мягкие ткани имеют более темный тон, а полости и внешнее пространство имеют черный цвет (рис. 1). Компьютерная обработка позволяет сразу на всех снимках томографического исследования выделить пиксели ярче заданного порога отсечки и наложить на них маску. Изменяя порог отсечки можно добиться, чтобы в маску были включены области соответствующие костным тканям. Маску уже можно сохранить как трехмерную модель, получив, таким образом, виртуальную копию черепа пациента.

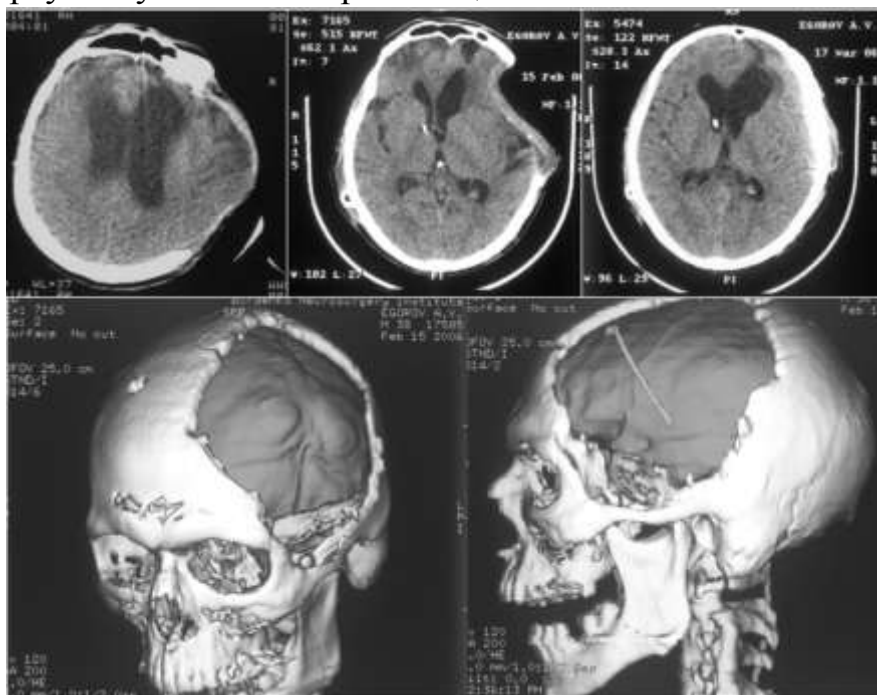


Рис. 7 – Снимки томографического исследования и построенная по нему трехмерная модель черепа пациента.

Создание компьютерной модели имплантата

Наиболее трудоемкой и ответственной стадией, требующей взаимодействия и контроля хирурга является компьютерное моделирование имплантата.

После получения трехмерной компьютерной модели черепа из программ проводится процесс построения компьютерной модели имплантата. Возможны различные подходы к моделированию, так при односторонних костных дефектах моделирование и построение имплантатов проводится с использованием метода «зеркальной симметрии» и работа ведется только с компьютерной моделью, полученной из томографического обследования данного пациента. В более сложных случаях при локализациях дефектов по средней линии используется метод «виртуального донора». Этот метод основан на использовании трехмерных компьютерных моделей из созданного банка данных 3D реконструкций черепов различных конфигураций. Из базы данных осуществляется подбор 3D модели черепа близкой по параметрам черепа пациента и на его основе проводятся все этапы моделирования с созданием модели имплантата, из модели донора вырезают недостающую часть кости. Но на этом этапе могут оставаться ступенчатые переходы между имплантатом и черепом пациента из-за не полного совпадения моделей. Поэтому специальными средствами создается плавность перехода у краев имплантата для увеличения соответствия

В итоге получается модель черепа пациента, максимально повторяющая его форму до травмы. На последнем этапе моделирования с помощью булевых операций формируется имплантат уже полностью совпадающий и являющийся продолжением кости черепа по краям дефекта. Задается толщина имплантата достаточная для выполнения функций утерянной части черепа, при этом учитывается усилие сжатия пресс – формы, которое она должна выдержать при отливке биосовместимых костных цементов.

Чтобы создать пресс-формы такого обширного дефекта, нужно дополнительно разделить имплантат на отдельные части, чтобы не создавать очень сложную конфигурацию матрицы. Имплантат разделяется на два, а при особо обширных размерах дефекта на три части (рис. 2). Для правильного расположения частей имплантата друг относительно друга и надежного соединения на их стыках делаются установочные пазы в виде ступени или косоугольного сечения с зазором между стыкуемыми частями не менее 0,2 мм.

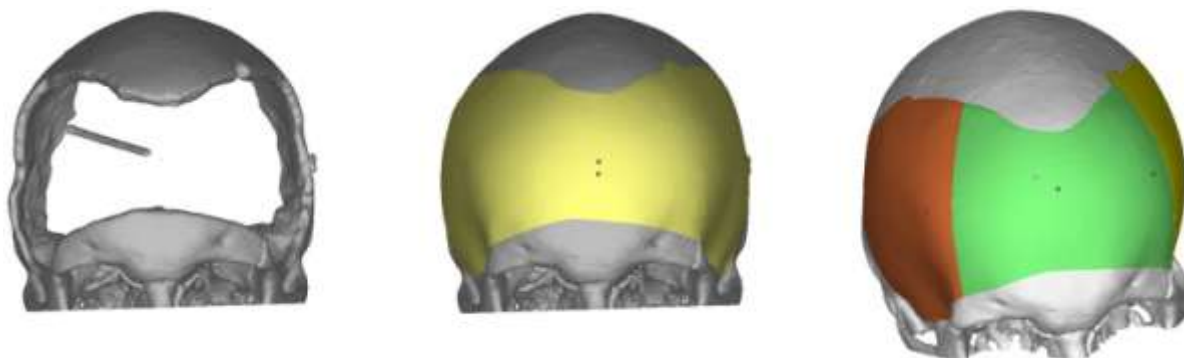


Рис. 2 – Разделение имплантата на части

Последний этап компьютерного моделирования – создание пресс-форм для формовки имплантатов из костно – замещающих материалов. Пресс-формы состоят из двух половин, которые при соединении образуют между собой полость, точно повторяющую форму имплантата (рис.2). Между периметром этой полости и внешней стенкой пресс-форм имеется свободное пространство, в него вытесняются излишки материала при сдавливании пресс-форм.

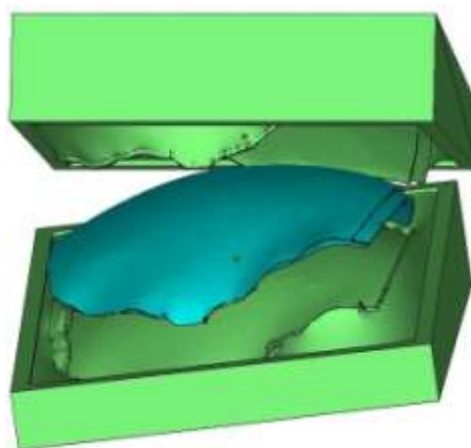


Рис. 3 – Пресс-форма для одной из частей имплантата

Материалом для имплантатов служат современные биосовместимые метилметакрилаты (PolacosR (Palamed), SyncemCranioplastie (Synimed) и аналогичные). Пресс-форма позволяет изготовить имплантат как интраоперационно в стерильных условиях, так и до операции с последующей стерилизацией имплантата.

Работа выполнена при финансовой поддержке Федерального агентства научных организаций (соглашение № 007-ГЗ/Ч3363/26).

Заключение

Разработанная методика создания индивидуальных имплантатов с помощью лазерной стереолитографии позволяет:

- создавать трехмерные модели биологических объектов, используя томографические данные;
- проводить моделирование и изготовление имплантата для устранения обширных дефектов свода черепа;
- сократить время операции, уменьшить период реабилитации и улучшить облик пациента после операции.

УДК 621.375.826

Сканирующее лазерное упрочнение стали 4X5МФС

Горунов А.И.¹, Шамсиев М.Р.¹, Васильев И.С.¹,

Гайсина А.Р.¹, Гильмутдинов А.Х.¹

gorunow.andrej@yandex.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева – КАИ, Казань*

Аннотация:

В настоящей работе рассмотрен процесс упрочнения штамповой стали 4X5МФС. Показано, что сканирующее лазерное излучение позволяет достичь твердости от 59 до 61 HRC. Сканирующей лазерное излучение является наиболее оптимальным методом упрочнения так как сводит к минимуму зону термического влияния.

Ключевые слова:

лазерное упрочнение, 4X5МФС, сканирующий лазер, лазерные технологии, упрочнение штампов.

Введение

Лазерное поверхностное упрочнение – это процесс повышения механических свойств отдельных участков поверхности деталей, из различных видов стали, который хорошо зарекомендовал себя в большинстве отраслей машиностроения.

В настоящее время лазерное упрочнение является достаточно зрелым процессом для промышленного применения в качестве замены

традиционных методов термической, термомеханической и химической обработок, которые являются более дорогостоящими и длительными по времени. Лазерное упрочнение становится консолидированным процессом в различных отраслях промышленности, таких как автомобильная промышленность или промышленность, связанная с применением штампов и пресс-форм. Так как лазерные технологии являются достаточно новыми, их внедрение в машиностроение требует исследования их особенностей. На сегодняшний день существует множество работ, посвящённых лазерному упрочнению сталей [1-38]. Авторами настоящей работы был проведен глубокий анализ работ, посвященных лазерному упрочнению, охватывающий период с 2013 по 2018. Результаты анализа показывают возрастающий интерес к данной теме, особенно в области упрочнения инструментальных сталей. Данная тенденция отражена на рисунке 1.

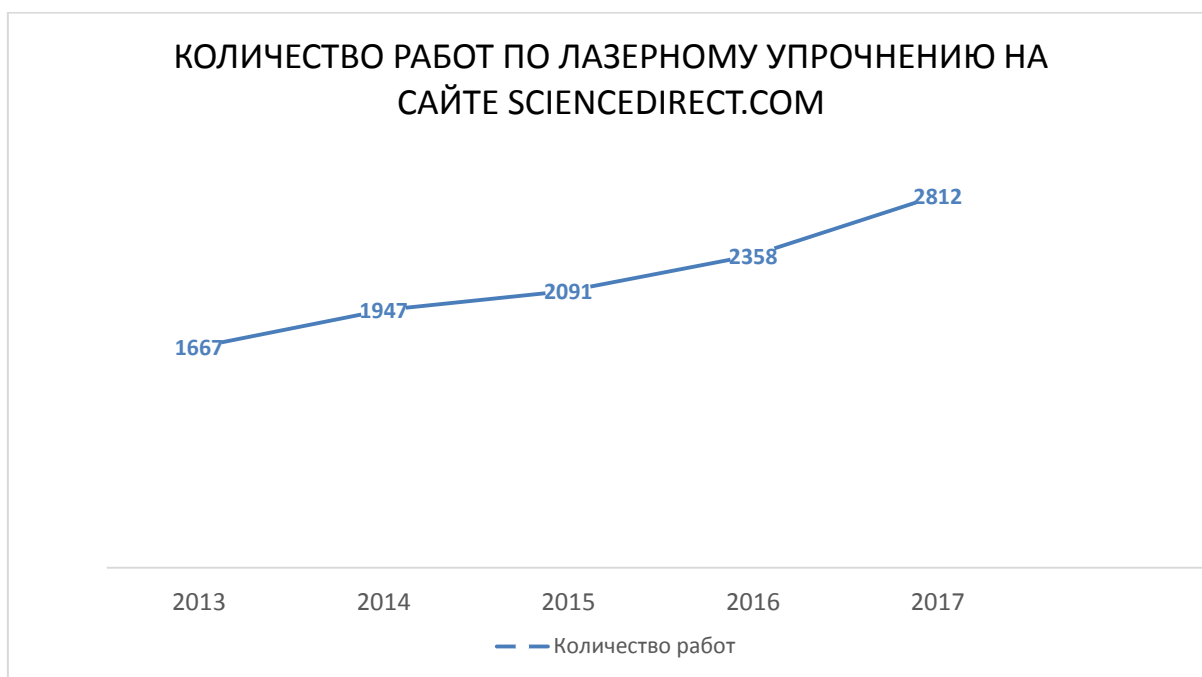


Рис. 1 – График

На основе показанной зависимости на рис.2 приведена блок-схема с основными направлениями исследований в области лазерного упрочнения инструментальных сталей.



Рис. 2 – Основные направления исследований

Основными направлениями проводимых исследований являются следующие: общеознакомительные статьи; исследование влияния параметров лазерного излучения на получаемые характеристики штамповых сталей; модификация существующих и разработка новых методов лазерного упрочнения штамповых сталей; моделирование и управление процессом лазерного упрочнения штамповых сталей; сравнение различных методов лазерного упрочнения штамповых сталей между собой и с иными методами упрочнения;

Ниже представлен обзор работ по вышеуказанным направлениям:

- Общеознакомительные статьи

В статье [1] обсуждаются основы взаимодействия лазерного вещества и классификации обработки лазерного материала. Основная часть обсуждения сосредоточена на лазерной поверхностной технике, которая привлекла большое внимание со стороны научного сообщества к его технологическому значению и научным задачам. В этой связи особое внимание уделяется витрификации или аморфизации поверхности лазера, которая остается очень привлекательным, но несовместимым предложением. Основная часть обсуждения сосредоточена на лазерной поверхностной технике, которая привлекла большое внимание со стороны научного сообщества к его технологическому значению и научным задачам.

В статье [2] структура слоистых упрочненных лазером слоев состоит из псевдоакустического мартенсита и повышенного количества мелкодисперсных карбидов, что предотвращает отслаивание и отщепление тонких функциональных краев в лезвиях для непрерывной обработки при циклических тепловых нагрузках.

В статье [3] внимание сосредоточено на обработке поверхности высококонцентрированными потоками энергии, то есть упрочнение локальных участков поверхности.

В статье [4] лазерное упрочнение снижает энергоемкость рабочих элементов культивационных машин за счет снижения коэффициента трения на 30%. Триботехнические свойства высокоуглеродистых сталей 70 и 65G, используемые для рабочих элементов почвообрабатывающих машин после лазерной обработки, не зависят от предыдущей термообработки. Лазерная обработка повышает их износостойкость в 1,7 - 1,9 раза. Микроструктура и микротвердость науглероженных (до 1,0% C) и закаленной лазером стали 20 в большей степени зависят от режима науглероживания и скорости лазерной обработки.

В статье [5] рассмотрено применение лазера для поверхностной модификации, такой, как лазерная трансформация, плавление и гомогенизация поверхностной микроструктуры, изменение состава методом лазерного поверхностного легирования для улучшения свойств поверхности.

- Исследование влияния параметров лазерного излучения на получаемые характеристики штамповых сталей

В статьях [6–18] приводятся зависимости получаемых характеристик упрочняемой стали от параметров режима лазера.

В статье [6] изучаются фазовые превращения в поверхностном слое стали при лазерном упрочнении. Приведено влияние различных параметров лазера на поверхностные характеристики, микроструктуру, остаточное

напряжение, максимальную твердость и глубину закалки в различных технических компонентах разной геометрии и сортов сталей

В статье [7] исследуется влияние параметров лазерного излучения на структуру, микротвердость и качество поверхности стали 4X5MФС при лазерном упрочнении. Показано, что лазерное упрочнение стали 4X5MФС позволяет получить поверхностную твердость порядка 675-750 HV и шероховатость порядка 0,6–1,2 мкм.

В статье [8] исследуется влияние параметров одноимпульсного лазерного излучения, индуцированного волоконным лазером, на структуру, микротвердость и качество поверхности гиперэвтектоидных сталей при лазерном упрочнении. Обработка поверхности проводилась на образцах без защитного газа с изменением мощности и импульса энергии лазера. Было установлено, что при изменении мощности лазера между 250 Вт и 750 Вт максимальное диаметральное расширение упрочненных зон без расплавов находится в диапазоне между 0,7 мм и 1,0 мм, а при плавлении максимальный размер повторно расплавленной области имеет диаметр от 1,0 мм до 1,4 мм.

В статье [9] исследуется влияние параметров лазерного излучения на структуру, микротвердость и качество поверхности стали AISI H13 при лазерном упрочнении и отпуске и сопоставляются традиционные и новые методы термической обработки

В статье [10] исследуется влияние параметров лазерного излучения на износостойкость и коррозионную стойкость поверхности стали AISI H13. Показано, что поверхностное упрочнение индуцирует ультрадисперсные смешанные карбиды, диспергированные среди мартенситных планок, а поверхностное плавление вызывает сохранение аустенита, мартенсита, ледебурита, мелких карбидов

В статье [11] исследуется влияние комбинированной обработки стали AISI D2 методами лазерной термообработки и ультразвуковой ударной

обработки на ее износостойкость. XRD-анализ и наблюдения ТЕМ показывают, что ЛНТ-процесс приводит к образованию микроструктуры, содержащей субмикронные зерна феррита / аустенита, мартенситные иглы и вторичные карбиды, тогда как комбинированный ЛНТ + УИТ-процесс приводит к образованию сверхтонкой зернистой структуры с границами зерен, зафиксированными мелкозернистыми вторичными карбидами. Показано, что наблюдаемые микроструктурные особенности и составы фаз влияют на износостойкость поверхности стали AISI D2, измеренную как в квазистатических, так и в динамических условиях.

В статье [12] исследуется влияние мощности лазерного излучения и скорости подачи порошка SKH51 на глубину сплава и поверхностную твердость при лазерном упрочнении стали AISI H13. В этих экспериментальных условиях более высокая мощность лазера вызывала увеличение глубины слоя сплава, но уменьшение поверхностной твердости. С другой стороны, более высокая скорость подачи порошка повышала поверхностную твердость, не вызывая каких-либо существенных изменений в глубине. Твердость слоя легированной поверхностью лазера достигала значений до 791 Нv, глубина лазерной закалки может поддерживаться на уровне 0,4–0,5 мм.

В статье [13] рассматривается упрочнение штампованной стали 4X5MФС мощным волоконным лазером. Обнаружено, что твердость поверхностного слоя после лазерной обработки составляет 62-64 HRC, а глубина закаленного слоя составляет 1 мм.

В статье [14] приведены результаты исследования влияния лазерного упрочнения без плавления на структуру, микротвердость и качество поверхности, ранее обработанной стали 4X5MФ.

В статье [15] предметом изучения является улучшение износостойкости твердых сплавов при воздействии мощного одиночного лазерного импульса в результате возбуждения ударной волны в материале.

Это приводит к упрочнению местного объема материала, что имеет жизненно важное значение для изделий, подвергающихся длительным нагрузкам.

В статье [16] рассмотрено формирование многослойной ориентированной микроструктуры и шероховатости поверхности под действием непрерывного лазерного излучения и поверхностной пластической деформации.

В статье [17] исследуются оптимальные режимы затвердевания (энергия и длительность лазерного импульса, диаметр лазерного луча, расстояние от точки излучения до режущей кромки), кроме того предметом исследования является модель износа режущего инструмента из твердого сплава ВК-8, подвергнутого VPLH в производственных условиях.

В статье [18] при лазерной термообработке стального сплава ЖГr1D15 наблюдается не только зону полного плавления, но и обширная зона частичного плавления, при которой плавление происходит вблизи медной составляющей в исходной структуре. Свойства конечного поверхностного слоя зависят не только от параметров лазера, но и от геометрии поверхности образцов.

- модификация существующих и разработка новых методов лазерного упрочнения штамповых сталей

В статьях [19–23] приводятся различные способы усовершенствования процесса лазерного упрочнения

В статье [19] описана попытка повысить поверхностную твердость и износостойкость стали AISI H13 путем упрочнения твердого раствора и улучшения микроструктур с использованием волоконного лазера мощностью 200 Вт в качестве источника тепловыделения. В ходе исследования выявлена прямая зависимость глубины и ширины зоны затвердевания от подачи тепла. Результаты показывают, что твердость полученной инструментальной стали AISI H13 растет с Hv 240 до Hv 480-510.

В статье [20] описан метод интегрированной операции лазерного упрочнения, сочетающей в себе механическую обработку и селективную термообработку пуансонов и матриц за одну установку. Также разработана термическая модель, позволяющая подбирать оптимальные параметры лазерного излучения и стратегию затвердевания для достижения повышенных значений твердости по сравнению с обычными методами упрочнения инструментальной стали с целью обеспечения длительного срока службы штампов и пресс-форм

В статье [21] изучен метод лазерного поверхностного упрочнения (LSH) в сочетании с последующей ультразвуковой ударной обработкой (UIT). Определены оптимальные параметры каждого процесса для получения максимальной твердости и регулярного поверхностного микрорельефа. Результаты исследования показывают, что комбинированный процесс LSH + UIT обеспечивает почти трехкратное, двойное и 10% увеличение твердости по сравнению с начальными, обработанными UIT и LSH-обработанными состояниями, соответственно. Поверхностные параметры микрорельефа, волнистости и шероховатости соответственно уменьшались после LSH + UIT приблизительно на 50%, 65% и 90% соответственно.

В статье [22] предложено решение проблемы краевого эффекта путем контроля входной мощности источника тепла в зависимости от максимальной температуры на поверхности. В случае отсутствия предлагаемого подхода предложено альтернативное решение: комбинация большого размера пучка и высокой скорости движения.

В статье [23] Предложен новый метод автоподготовки, основанный на абразивах для упрочнения мягкости (SCA), ориентированных на поверхность лазерного упрочнения. Абразивы уплотняются на резиновом капоте полимерным связующим, которые имеют микродвижение под эластичным удерживающим устройством для формирования концентрации напряжений для резки.

- моделирование и управление процессом лазерного упрочнения штамповых сталей

В статье [24] представлена модель процесса лазерного упрочнения стали AISI 5150H на основе параметров лазерного излучения и начальной микроструктуры без каких-либо экспериментальных данных. Модель дает диаграммы, которые полезны для прогнозирования профилей твердости, оптимизации параметров практического процесса и оценки потенциала лазерного упрочнения для разных сталей. Результаты представлены как карты обработки, которые показывают, как глубина и жесткость корпуса зависят от входных рабочих параметров.

В статье [25] описан анализ и управление процессом лазерной закалки на основе оптического сканера на примере стали AISI 1045. В настоящей работе изучен процесс лазерной закалки со сканирующей оптикой, применяемой для стали AISI 1045, с особым акцентом на влияние скорости сканирования и результатов, полученных в результате ее изменения, эволюции толщины закаленного слоя и различных стратегий для контроля температуры процесса. Результаты испытаний показывают два разных режима в зависимости от скорости сканирования.

В статье [26] представлено прогнозирование твердости и деформации с использованием трехмерного термического анализа при лазерном упрочнении стали AISI H13. В исследовании была выявлена взаимосвязь между эффективным временем диффузии углерода (ECDT) и твердостью и между эффективным временем охлаждения (ECT) и углом отклонения деформации. В результате наблюдений за данными измерения твердости и деформации, было обнаружено, что ECDT является параметром, который хорошо коррелирует с твердостью, а ECT, когда он распространяется на область пластической деформации, демонстрирует сильную корреляцию с углом отклонения как для пластической деформации, так и для твердого

состояния фазовых преобразований. В этом исследовании были рассчитаны карты ECDT и ECT для инструментальной стали AISI H13.

В статье [27] представлено моделирование термической обработки поверхности с использованием физического симулятора на пример стали AISI 9840. Моделирование процесса позволяет определить глубину твердости как на одном, так и на нескольких проходах, учитывая эффекты отпуска в перекрывающихся зонах.

В статье [28] описано применение программного обеспечения Abaqus FEA для моделирования процесса поверхностного упрочнения. Статья посвящена численному моделированию фазовых превращений в твердом состоянии при закалке стали. Дополнительные подпрограммы используются в компьютерном моделировании, где реализованы модели распределения подвижного источника тепла, кинетика фазовых превращений в твердом состоянии, а также термическая и структурная деформация. При анализе учитываются термомеханические свойства изменения закаленного материала с температурой.

В статье [29] была разработана модель регрессии для оценки потери твердости из-за эффекта отпуска в зависимости от теплового цикла.

В статье [30] описан метод онлайн-разработки процесса лазерного упрочнения детали с использованием вычислительных моделей и специального компьютерного программного обеспечения. Сравниваются расчетные и экспериментальные результаты упрочнения массивных деталей железа с помощью лазеров CO₂ и YAG.

В статье [31] описывается процесс суммирования температур поверхности из-за близких лазерных импульсов и даем рекомендации по выбору оптимального лазерного режима для обработки умеренно твердых поверхностей, таких как торсионные валы.

В статье [32] получены результаты исследования микроструктуры и микротвердости слоя порошкообразного стального медного псевдопласта

после лазерной термообработки с помощью мощного волоконного лазера мощностью 1 кВт.

В статье [33] Рассмотрена возможность применения лазерного излучения для повышения работоспособности деталей, работающих при одновременном воздействии различных по характеру нагрузок. Изучены особенности формирования микроструктуры, тонкого кристаллического строения и свойств нормированной стали 40 сорта при нагревании поверхностного слоя излучением непрерывного лазера в межкритическом интервале температур $A_{c3} > T_h > A_{c1}$.

В статье [34] Для исследования процесса лазерной закалки шестерни 20CrMnMo была построена модель конечных элементов процесса лазерной закалки, были смоделированы непрерывное движение лазера и распределение температурного поля вдоль осевого направления поверхности зуба и направления глубины. Результаты исследования показывают, что оптимальные параметры следующие: мощность лазера $P=2300$ Вт, скорость сканирования $v = 750$ мм / мин, диаметр пятна $d=14$ мм; максимальная твердость поверхности зуба составляет 61,4 HRC.

В статье [35] описывается определение оптимальных режимов основанные на статистических алгоритмах обработки данных. Рассмотрены особенности применения этих алгоритмов.

- сравнение различных методов лазерного упрочнения штамповых сталей между собой и с иными методами упрочнения

В статье [36] приводится сравнительный анализ особенностей формирования структуры и фазового состава, твердости, шероховатости и износостойкости поверхности стали 4X5MФС, обработанной высокотемпературной импульсной плазмой и лазерным излучением. Установлено, что после обработки плазмой шероховатость поверхности Ra составляла 0,42–0,78 мкм, а после лазерной обработки она составляла

1–1,17 мкм. Плазменная обработка позволяет получить поверхностную твердость порядка 840 HV, что на 10% выше, чем после лазерной обработки.

В статье [37] производится сравнение двух различных типов промышленных лазеров: мощного диодного лазера (HPDL) и CO₂-лазера, соответственно. Результаты показали, что разнообразие распределения энергии резко изменило термические циклы ЗТВ. Прямоугольное пятно лазерного луча HPDL с равномерным распределением энергии намного более возможно для лазерного поверхностного упрочнения.

В статье [38] приводится сравнительный анализ лазерного поверхностного упрочнения (LSH) и лазерного поверхностного плавления (LSM) стали AISI H13 с использованием высокомоощного непрерывного волнового диодного лазера. Поверхностное плавление происходит при более высокой плотности энергии лазера (> 75 Дж/мм²) и приводит к образованию неоднородной микроструктуры, включающей неравномерное распределение удерживаемого аустенита, карбидов и мартенсита. Применение промежуточной плотности лазерной энергии (50–75 Дж/мм²) дает отвержденный слой с дисперсией ультрадисперсных смешанных карбидов. Лазерная обработка с очень низкой плотностью энергии лазера (< 50 Дж/мм²) приводит к образованию сверхтемпературной микроструктуры, состоящей из низкоуглеродистых мартенситных и крупнозернистых осадков. Микроразрушающие исследования со специально обработанными образцами из зоны плавления поверхности после LSM с плотностью лазерной энергии 100 Дж / мм² характеризуются высокой пределом текучести и плохой пластичностью, что характеризуется хрупким разрушением.

Практическая часть

В качестве исходного материала использовали сталь 4X5МФС, применяемую для мелких молотовых штампов, структура которой представляет собой троостосорбит. Твердость стали 4X5МФС составляет 46 HRC, в поверхностном слое микротвердость составила $H_{\mu} \approx 4600$ МПа.

В сплав 4X5MФС входят, %: $0,32 \div 0,4$ С; $4,5 \div 5,5$ Cr; $0,2 \div 0,5$ Mn; $1,2 \div 1,5$ Mo; $\leq 0,03$ P; $\leq 0,03$ S; $0,9 \div 1,2$ Si; $0,3 \div 0,5$ V.

Лазерное упрочнение выполняли волоконным лазером мощностью до 2 кВт с длиной волны 1064 нм при разных скоростях луча.

Оптическая головка лазерной установки сканирует лазерное излучение в нормальном направлении к вектору движения, смещение строк осуществляется посредством гальванических дефлекторов.

После лазерного упрочнения из штампа вырезали образцы для металлографических исследований, поверхности которых шлифовали, а также подвергали грубому и тонкому полированию.

Химическое травление микрошлифов осуществляли в азотной кислоте. Твердость по Роквеллу измеряли твердомером HR150А, микротвердость – твердомером НХ–1000ТМ. Структуры поверхностей образцов определяли с помощью инвертированного микроскопа Axiovert 200М. Электронно-микроскопические изображения поверхностей образцов получали с помощью станции Auriga CrossBeam.

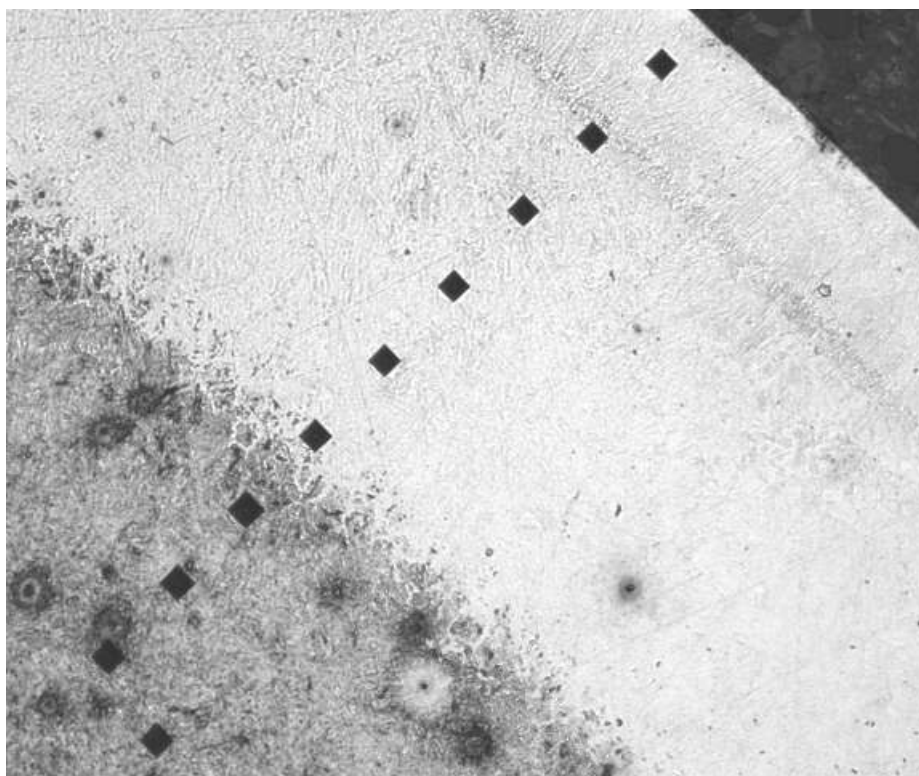


Рис. 3 – Вертикальный разрез штампа

На рисунке 3 приведен вертикальный разрез упрочненной поверхности штампа. После лазерного упрочнения был проведен анализ распределения твердости по глубине. Расстояние между маркерами, которые отображают распределение твердости по глубине, составляет 200 мкм. Твердость в маркерах варьируется от 59 до 61 HRC. На рисунке хорошо видно, что на поверхности глубиной 1 мм образовался твердый нетравящийся слой с высокодисперсной структурой.

Заключение

Как видно из приведенного опыта упрочнять штампы при помощи сканирующего лазера имеет смысл, так как при этом повышается твердость, следовательно, и износостойкость.

Литература

1. J. Dutta Majumdar, I. Manna Laser processing of materials// Russian Engineering Research (March 2010), Volume 30, Issue 3, pp 216–218
<https://link.springer.com/article/10.1007/BF02706446>
2. A. N. Tarasov Laser treatment of powder high-speed steels with prior vacuum hardening and surface impregnation// Metal Science and Heat Treatment (February 2000), Volume 42, Issue 2, pp 77–80
<https://link.springer.com/article/10.1007/BF02469871>
3. E. I. Tesker, S. E. Tesker Surface laser treatment of gears// Russian Engineering Research (May 2014), Volume 34, Issue 5, pp 285–289
<https://link.springer.com/article/10.3103/S1068798X14050153>
4. V. I. Pyndak, A. E. Novikov Tribotechnical and Energy Assessment of Parts of Working Members of Cultivating Machines After Carburizing and Laser Hardening// Metal Science and Heat Treatment (July 2016), Volume 58, Issue 3–4, pp 226–230
<https://link.springer.com/article/10.1007/s11041-016-9994-7>

5. Jyotsna Dutta Majumdar, Indranil Manna Laser Surface Engineering// Handbook of Manufacturing Engineering and Technology pp 1-32

https://link.springer.com/referenceworkentry/10.1007/978-1-4471-4976-7_27-1

6. A.K. Nath, S. Sarkar Laser Transformation Hardening of Steel// Advances in Laser Materials Processing (Second Edition) (2018), Pages 257–298

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B978008101252900011X>

7. A. V. Aborkin, V. E. Vaganov, A. N. Shlegel', I. M. Bukarev Effect of Laser Hardening on Die Steel Microhardness and Surface Quality // Metallurgist (November 2015), Volume 59, Issue 7–8, pp 619–625

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11015-015-0148-8>

8. L. Tricarico, A. Ancona, G. Palumbo, D. Sorgente, R. Spina, P. M. Lugarà Discrete spot laser hardening and remelting with a high-brilliance source for surface structuring of a hypereutectoid steel// Materials & Design (5 February 2017), Volume 115, Pages 194-202

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127516313594>

9. G. Telasang, J. Dutta Majumdar, G. Padmanabham, M. Tak, I. Manna Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel // Surface and Coatings Technology (15 November 2014), Volume 258, Pages 1108-1118

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897214005957>

10. G. Telasang, J. Dutta Majumdar, G. Padmanabham, I. Manna Wear and corrosion behavior of laser surface engineered AISI H13 hot working tool steel // Surface and Coatings Technology (15 January 2015), Volume 261, Pages 69-78

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S025789721401113X>

11. D.A.Lesyk, S.Martinez, B.N.Mordyuk, V.V.Dzhemelinskyi, A.Lamikiz, G.I.Prokopenko, Yu.V.Milman, K.E.Grinkevych Microstructure related enhancement in wear resistance of tool steel AISI D2 by applying laser heat treatment followed by ultrasonic impact treatment // Surface and Coatings Technology (15 November 2017), Volume 328, Pages 344-354

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897217308435>

12. Kwang-Hyeon Lee, Seong-Won Choi, Jeong Suh, Chung-Yun Kang Effect of laser power and powder feeding on the microstructure of laser surface alloying hardened H13 steel using SKH51 powder // Materials & Design, Volume 95 (5 April 2016), Pages 173-182

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127516300806>

13. A. I. Gorunov Laser hardening of 4X5MΦC die steel // Russian Engineering Research (March 2016), Volume 36, Issue 3, pp 206–208

<https://link.springer.com/article/10.3103/S1068798X16030047>

14. A. V. Aborkin, V. E. Vaganov Effect of Laser Hardening on Die Steel Microhardness and Surface Quality// Metallurgist (November 2015), Volume 59, Issue 7–8, pp 619–625

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11015-015-0148-8>

15. A. Pinahin, V. A. Chernigovskij Improvement of wear resistance of VK6, VK8, T5K10, and T15K6 hard alloys by volume pulsed laser hardening// Journal of Friction and Wear (July 2015, Volume 36, Issue 4, pp 330–333

<https://link.springer.com/article/10.3103/S1068366615040145>

16. V. F. Gubanov, M. A. Pesterev Hybrid treatment by a laser beam and surface plastic deformation// Russian Engineering Research (July 2016), Volume 36, Issue 7, pp 571–572

<https://link.springer.com/article/10.3103/S1068798X16070078>

17. A. Pinahin, V. A. Chernigovskij Peculiar properties of BK-8 hard alloy wear after volumetric laser pulsed hardening under production conditions // Journal of Friction and Wear (March 2017), Volume 38, Issue 2, pp 104–107

<https://link.springer.com/article/10.3103/S1068366617020167>

18. V. G. Gilev, E. A. Morozov Laser Surface Hardening of Frictional Pairs Made from Steel—Copper Pseudoalloy// Russian Engineering Research (February 2016), Volume 36, Issue 2, pp 152–155

<https://link.springer.com/article/10.3103/S1068798X16020118>

19. Jae-Ho LEE, Jeong-Hwan JANG, Byeong-Don JOO, Young-Myung SON, Young-Hoon MOON Laser surface hardening of AISI H13 tool steel // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (August 2009), Volume 19, Issue 4, , Pages 917-920

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1003632608603775>

20. J.Bouquet, D.Van Camp, O.Malek, P.Ten Haaf, K.Vanmeensel, B.Lauwers Aiming for Improved Lifetime of Die and Mold Components through an Integrated Laser Hardening Operation, Combining Machining and a Selective Heat Treatment in One Setup // Procedia CIRP Volume 46 (2016), Pages 541-544

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827116301548>

21. D.A.Lesyk, S.Martinez, V.V.Dzhemelinskyy, A.Lamikiz, B.N.Mordyuk, G.I.Prokopenko Surface microrelief and hardness of laser hardened and ultrasonically peened AISI D2 tool steel// Surface and Coatings Technology (25 September 2015), Volume 278, Pages 108-120

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897215301584>

22. Arash Khajeh Seyed, Ahmad Jenabali Jahromi The finite element analysis of the surface transformation hardening process using the power control strategy in order to reduce edge effect problems // Computational Materials Science (1 June 2014), Volume 88, Pages 151-155

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927025614001694>

23. Xi Zeng, Shi-ming Ji, Da-peng Tan Softness consolidation abrasives material removal characteristic oriented to laser hardening surface// The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (December 2013), Volume 69, Issue 9–12, pp 2323–2332

<https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-013-4985-y>

24. Rahul Patwa Yung, C.Shin Predictive modeling of laser hardening of AISI5150H steels// International Journal of Machine Tools and Manufacture (February 2007), Volume 47, Issue 2, Pages 307-320

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695506001015>

25. S.Martínez, A.Lamikiz, E.Ukar, A.Calleja, J.A.Arrizubieta, L.N.Lopez de Lacalle Analysis of the regimes in the scanner-based laser hardening process // Optics and Lasers in Engineering (March 2017), Volume 90, Pages 72-80
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0143816616302664>

26. Sehyeok Oh, Hyungson Ki Prediction of hardness and deformation using a 3-D thermal analysis in laser hardening of AISI H13 tool steel // Applied Thermal Engineering (5 July 2017), Volume 121, Pages 951-962

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431116321007>

27. E.Liverani, D.Sorgente, A.Ascari, L.D.Scintilla, G.Palumbo, A.Fortunato Development of a model for the simulation of laser surface heat treatments with use of a physical simulator// Journal of Manufacturing Processes (April 2017), Volume 26, Pages 262-268

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S152661251730052X>

28. Tomasz Domański, Alžbeta Sapietová, Milan Sága Application of Abaqus Software for the Modeling of Surface Progressive Hardening// Procedia Engineering (2017), Volume 177, Pages 64-69

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705817306902>

29. Luca Giorleo, Barbara Previtali, Quirico Semeraro Modelling of back tempering in laser hardening// The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (June 2011), Volume 54, Issue 9–12, pp 969–977

<https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-010-3008-5>

30. V. S. Maiorov, S. V. Maiorov Solid laser hardening of iron parts// Metal Science and Heat Treatment (March 2009), 51:106

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11041-009-9125-9>

31. A. V. Korolev, A. A. Korolev, M. M. Zhuravlyov The Mechanism of Hardening and Internal Stress Stabilization in the Process of Laser Treatment// Journal of Russian Laser Research (July 2015), Volume 36, Issue 4, pp 356–363

<https://link.springer.com/article/10.1007/s10946-015-9510-3>

32. V. G. Gilev, N. V. Bezmaternykh, E. A. Morozov Study of Steel–Copper Pseudo Alloy Microstructure and Microhardness After Laser Heat Treatment// Metal Science and Heat Treatment (September 2014), Volume 56, Issue 5–6, pp 262–268

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11041-014-9743-8>

33. E. I. Tesker, S. E. Tesker, V. A. Gur'ev Forming the surface layer of structural steel with high tribotechnical and strength properties by laser processing// Inorganic Materials: Applied Research (July 2014), Volume 5, Issue 4, pp 416–419

<https://link.springer.com/article/10.1134/S2075113314040418>

34. Y. L. Wang, S. R. Xu Research on laser quenching process of 20CrMnMo gears by finite element method and experiment// The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (October 2016), Volume 87, Issue 1–4, pp 1013–1021

<https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-016-8534-3>

35. V. P. Bessmeltsev, E. D. Bulushev Optimization of laser micromachining regimes// Optoelectronics, Instrumentation and Data Processing (November 2014), Volume 50, Issue 6, pp 533–548

<https://link.springer.com/article/10.3103/S8756699014060016>

36. A. V. Aborkin, V. E. Vaganov, N. S. Klimov, D. V. Kovalenko, A. V. Sobol'kov Treatment with a High-Temperature Pulsed Plasma and Laser Radiation for Die Steel Surface Layer Hardening// Metallurgist (November 2016), Volume 60, Issue 7–8, pp 739–744

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11015-016-0360-1>

37. Ruifeng Li, Yajuan Jin, Zhuguo Li, Kai Qi A Comparative Study of High-Power Diode Laser and CO₂ Laser Surface Hardening of AISI 1045 Steel// Journal of Materials Engineering and Performance (September 2014), Volume 23, Issue 9, pp 3085–3091

<https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-014-1146-x>

38. G.Telasang, J.Dutta Majumdar, G.Padmanabham, I.Manna Structure–property correlation in laser surface treated AISI H13 tool steel for improved mechanical properties // Materials Science and Engineering: A (2 April 2014), Volume 599, Pages 255-267

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509314001142>

УДК 621.375.826

Лазерно-акустический метод аддитивного производства штампов

Горунов А.И.¹; Поникаров А.В.¹; Романова А.М.¹; Гайсина А.Р.¹;

Гильмутдинов А.Х.¹

gorunow.andrej@yandex.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им.*

А.Н.Туполева – КАИ, Казань

Аннотация:

Рассматриваются перспективы применения лазерно-акустического метода для восстановления и выращивания штампов из стали 4Х5МФС заключающегося в лазерной наплавке недостающих участков штампа с одновременной обработкой ультразвуковыми вибрациями. Представлены результаты исследования геометрии наплавленного валика в поперечном сечении микрошлифа, изготовленного лазерно-акустическим методом аддитивного производства. Проведен анализ микроструктуры наплавленного металла.

Ключевые слова:

трещины, жидкотекучесть, микроструктура, лазерные технологии, ультразвук.

Вводная часть

На сегодняшний день лазерная наплавка является наиболее оптимальным способом для изготовления и восстановления деталей сложной формы (с наличием внутренних канавок, когда нужно изготовить деталь с

высокой точностью). Например, с помощью LAM (Laser additive manufacturing) можно быстро и с малыми затратами материала восстанавливать изношенные или поврежденные штампы. Однако, уже сегодня большинство крупных машиностроительных предприятий России и мира используют другие методы ремонта и восстановления изделий концентрированными потоками энергии, как правило, применяют метод электродуговой наплавки. Однако, данные методы требуют длительной подготовки поверхности под наплавку и финишную механическую и термическую обработку. Это связано с тем, что процесс восстановления штампов и пресс-форм методом лазерной наплавки имеет ограничения, связанные с недостаточной автоматизацией процесса [1].

В докладе рассматривается возможность восстановления пресс-форм и штампов из стали 4X5МФС посредством залечивания глубоких трещин, сформированных в результате горячего деформирования методом лазерной наплавки с дополнительной интенсификацией процесса ультразвуковыми колебаниями.

Актуальность:

В крупных компаниях, работающих в сфере автомобильного, авиационного и аэрокосмического производства, а также медицине всё чаще используются методы лазерной наплавки. Количество публикаций и статей на темы, связанные с аддитивным производством с каждым годом всё увеличивается [2–4].

Цели:

– Исследовать влияние ультразвуковых колебаний на металл при восстановлении штампов и пресс-форм методом лазерной наплавки стали 4X5МФС;

– Исследование основных типов штампов и пресс-форм, применяемых в машиностроении;

– Исследование порошков и материалов, используемых для восстановления поверхностей штампов и пресс-форм (сталь 4X5МФС);

– Изучение методов восстановления штампов и пресс-форм методами аддитивного производства.

Задачи:

– привести численные данные о текущем состоянии мирового рынка АТ и Российского рынка АТ;

– применение АТ на сегодняшний день, какого прогресса достигло данное направление;

– на основе проведенных собственных исследований показать преимущества и перспективы применения лазерно-акустического метода для восстановления штампов из стали 4X5МФС.

Теоретическая часть

С каждым годом заинтересованность в аддитивном методе лазерного изготовления и восстановления штампов возрастает, в качестве аргумента приводится график научных публикаций на Интернет портале ScienceDirect, из графика видно, что, начиная с 2013 года, количество статей увеличивается в среднем на 20 процентов.

На рисунке 1 представлен график зависимости количества статей с 2013–2017 года, найденных по запросу на Интернет портале ScienceDirect, состоящий из следующих ключевых слов: additive manufacturing steel die laser (аддитивное производство, сталь, штамп, лазер).

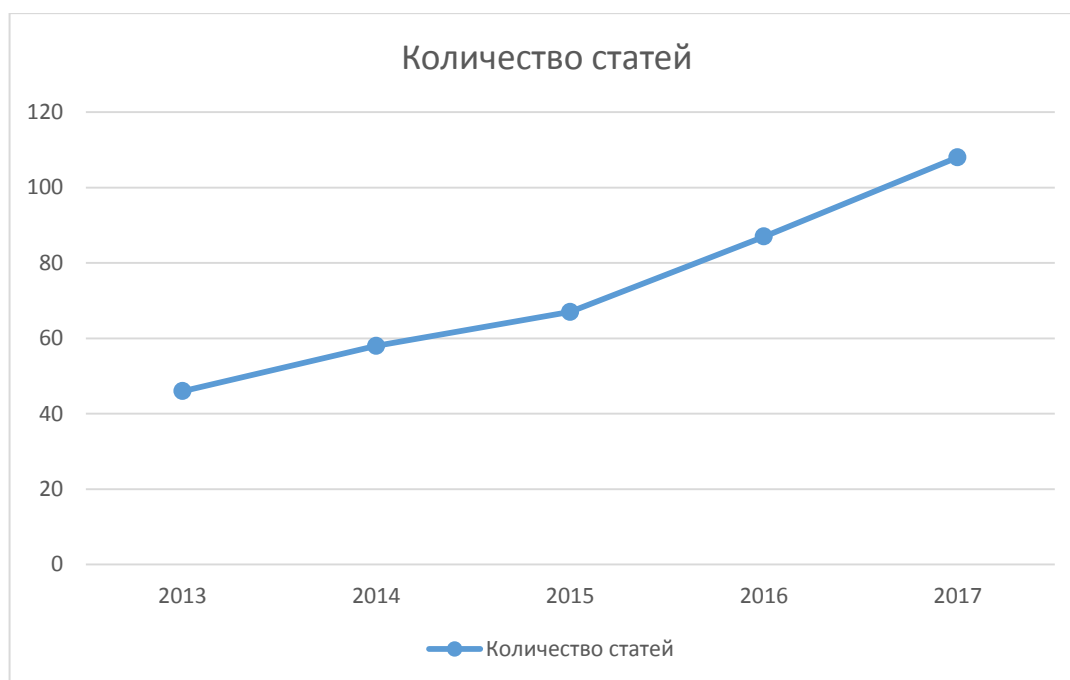


Рис. 1 – Статистика международной публикационной активности по тематике аддитивного производства изделий из инструментальных сталей

Штамп – это устройство, которое во время эксплуатации подвергается высоким циклическим нагрузкам при высоких температурах. Вследствие этого штампы быстро изнашиваются и приходят в непригодную для работы форму. Основными проблемами являются изнашивание рабочей поверхности, образование сколов и трещин. На производстве 10–30% экономических затрат уходят на изготовление и ремонт штампов и пресс-форм. Часто используемыми методами восстановления являются дуговая и лазерная наплавка и фрезерование. Метод лазерной наплавки имеет следующие преимущества [5]:

- широкий выбор присадочных материалов; возможность наращивания очень тонких слоёв материала (от 0,1 мм);
- отсутствие изменения структуры металла (закалка, отпуск);
- уменьшенное термическое воздействие на материал пресс-формы;
- требуется использовать малое количество механической обработки;
- экономия присадочного материала;
- высокая скорость восстановления.

Для осуществления лазерно-акустического метода использовали порошок 4X5МФС следующего химического состава (таблица 1):

Таблица 1

Химический состав стали инструментальной штамповой 4X5МФС

Наименование элемента	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu	Fe
% материала	0.32-0.4	0.9-1.2	0.2-0.5	До 0.4	До 0.03	До 0.03	4.5-5.5	1.2-1.5	0.3-0.5	До 0.3	~90

Порошок стали 4X5МФС применяется в мелких молотовых штампах, крупных молотовых и прессовых вставках при горячем деформировании конструкционных сталей и цветных сплавах в условиях крупносерийного и массового производства, пресс-формах литья под давлением алюминиевых, а также цинковых и магниевых сплавов.

Экспериментальная часть

В данной работе была исследована микроструктура и свойства порошка стали 4X5МФС после наплавки лазерно-акустическим методом. В данном исследовании проводилась наплавка валика под воздействием лазера мощности 0,9 кВт и дополнительным воздействием ультразвуковыми колебаниями с частотой 22 кГц.

После получения наплавочного валика на поверхности предварительно подготовленных образцов, были проведены исследования в поперечном сечении микрошлифа.

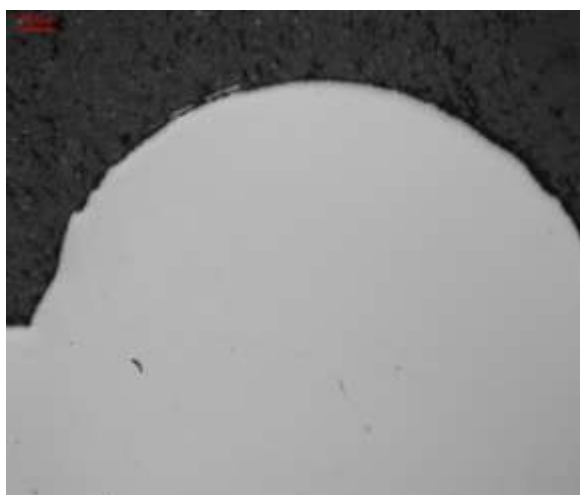


Рис. 2 – Вид наплавочного валика штамповой стали после лазерной наплавки

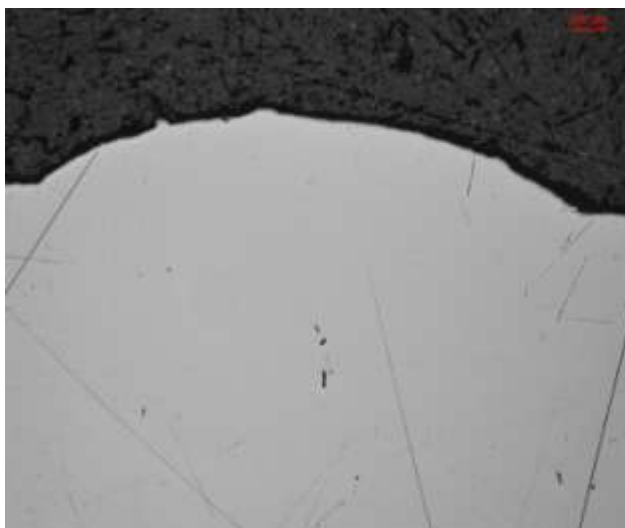


Рис. 3 – Вид наплавочного валика штамповой стали после лазерной наплавки с дополнительным воздействием ультразвуковыми колебаниями

На рисунке 2 показан общий вид наплавочного валика в поперечном сечении шлифа без воздействия ультразвуковыми колебаниями, на рисунке 3 – сечение поперечное сечение шлифа с наплавленным валиком с одновременным воздействием ультразвуковыми колебаниями с частотой 22 кГц. Рассматривая данные изображения видно, что на рисунке 2 валик в сечении имеет форму полукруга, а на рисунке 3 полуэллипса. Из этого можно сделать вывод, что жидкотекучесть металла увеличивается под воздействием ультразвуковых колебаний и это может быть использовано для залечивания глубоких трещин (так как сплав будет успевать полностью заполнять пустоты) или нанесения более широкого слоя, не теряя при этом скорость охлаждения сплава 10^5 К/с. Дополнительная интенсификация процесса лазерной наплавки на поверхность штамповых сталей ультразвуковыми колебаниями позволит снизить мощность лазерного излучения.

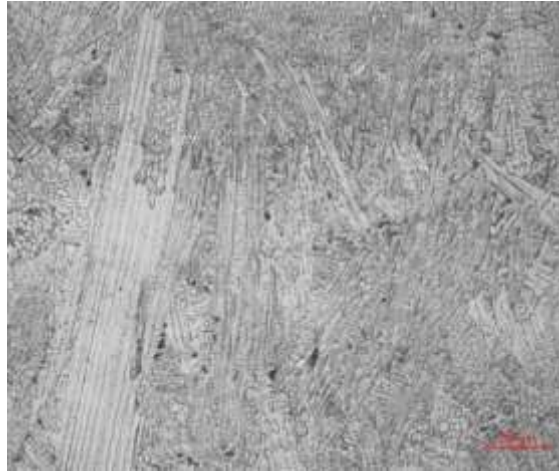


Рис. 4 – Структура наплавленного металла после лазерной наплавки

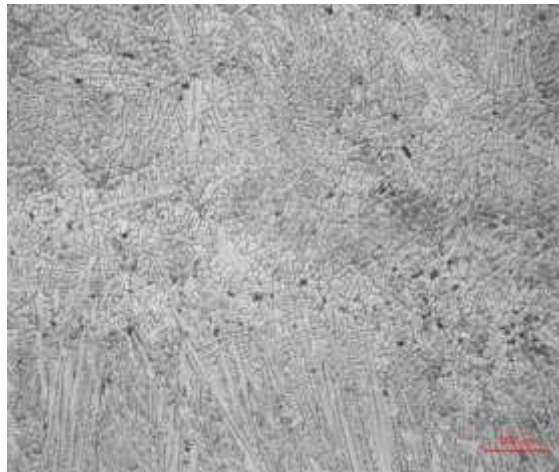


Рис. 5 – Структура наплавленного металла после лазерной наплавки с одновременным воздействием ультразвуковыми вибрациями в зону плавления

После получения наплавочных валиков, производился анализ их микроструктуры в поперечном сечении. Как видно на рисунке 4 после наплавки металла микроструктура стали представляет собой малое количество больших кристаллов. На рисунке 5 показана кристаллическая решётка металла после воздействия на него ультразвуковых колебаний. В данном случае образуется ультрадисперсная (мелкозернистая) структура, которая обладает высокой стойкостью к циклическим нагрузкам, что характерно для работы кузнечных штампов.

Также в ходе проведения эксперимента было установлено, что возникающие трещины в подложке при дополнительном воздействии

высокочастотных колебаний начинают интенсивно распространяться в тело наплавленного валика (рисунок 6) [6–11].

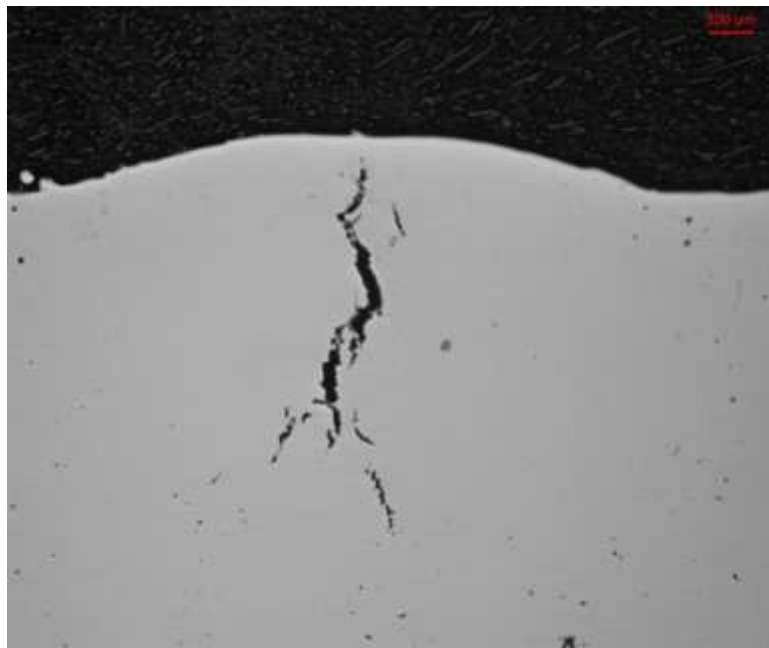


Рис. 6 – Инициирование роста трещины, возникшей в подложке, ультразвуковыми колебаниями в процессе лазерной наплавки

Заключение

В данной работе были сделаны следующие выводы: при лазерной наплавке и при использовании ультразвуковых вибраций высоких частот значительно увеличивается жидкотекучесть наплавленного металла, что может быть использовано для залечивания глубоких трещин, а также это свойство позволяет уменьшить время теплового контакта наплавленного материала с восстанавливаемой поверхностью. Лазерно-акустический метод, представляемый в данной работе, позволяет получать мелкодисперсную структуру в наплавленном металле, что говорит о возможном увеличении срока службы штампов. Мелкодисперсная структура способствует сопротивлению возникновению трещин и износу. Во время воздействия ультразвуковых колебаний при наплавке, возникающие трещины становятся больше, этот вывод может быть использован при намеренном инициировании трещин для их дальнейших исследований, например, для

исследования компактных образцов с трещиной. Однако, лазерно-акустический метод аддитивного производства штампов применим в случае соблюдения технологии качественного нанесения металла, то есть недопустимо образование трещин или пор как в наплавляемом металле, так и металле основы.

Работа выполнена в рамках Государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации, Задание № 9.3236.2017/4.6, Федеральной Целевой Программы № 14.578.21.0245.

Литература

1. Piili H., Heidi Piili: Cost Estimation of Laser Additive Manufacturing of Stainless Steel / Piili H., Happonen A., Vaisto T., Venkataramanan V., Partanen J., Salminen A., 2015, p. 388–396.
2. Riza S.H., Reference Module in Materials Science and Materials Engineering: Laser-Assisted Additive Manufacturing for Metallic Biomedical Scaffolds / Riza S.H., Masood S.H., Wen C., October 2015, p. 285–301.
3. Burkhart M., Procedia CIRP: Framework to Predict the Environmental Impact of Additive Manufacturing in the Life Cycle of a Commercial Vehicle / Burkhart M., Aurich C., 2015, p. 408–413.
4. Цветкова Т.М., Научные записки молодых исследователей: Исследование рынка аддитивного производства в России / Цветкова Т.М., 2015, С. 12–21.
5. Changrong Ch., Journal of Cleaner Production: A review on remanufacture of dies and moulds / Changrong Ch., Yan W., Hengan Ou, Yan He, Xianzhi T., February 2014, P. 13–23.
6. Ning F., Procedia Manufacturing: Ultrasonic Vibration-Assisted Laser Engineered Net Shaping of Inconel 718 Parts: A Feasibility Study / Ning F., Yingbin Hu, Zhichao L., Weilong C., Yuzhou Li, Xinlin W., 2017, p. 771-778.

7. Biswas S., Materials Letters: Laser surface melting of Ti–6Al–4V under the influence of ultrasonic vibrations / Biswas S., Habib Alavi S., Sandip P., November 2015, P. 470–473.

8. Ning F., Materials Letters: Microstructures and mechanical properties of Fe-Cr stainless steel parts fabricated by ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping process / Ning F., Cong W., September 2016, p. 61-64.

9. Ma Ch., Journal of Materials Processing Technology: Improving surface finish and wear resistance of additive manufactured nickel-titanium by ultrasonic nano-crystal surface modification / Ma Ch., Taheri M., Qin H., Moghaddam H., Ibrahim H., Jahadakbar A., Amerinatanzi A., Zhencheng R., Hao Z., Gary L., Yalin D., Mohammad E., Chang Ye, November 2017, P. 433–440.

10. Ning F., Materials Letters: Microstructures and mechanical properties of Fe-Cr stainless steel parts fabricated by ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping process / Ning F., Weilong C., September 2016, P. 61–64.

11. Shuai Y., Ceramics International: Effect of ultrasonic power on forming quality of nano-sized Al₂O₃-ZrO₂ eutectic ceramic via laser engineered net shaping (LENS) / Shuai Y., Dongjiang Wu, Fangyong Niu, Yunfei H., Ni Liu, Guangyi Ma, January 2018, P. 1120–1126.

УДК 621.375.826

Перспективы применения лазерно-акустического метода аддитивного производства для алюминиевых сплавов

Горунов А.И.¹, Гайсина А.Р.¹, Мухаметов А.Н.¹, Гильмутдинов А.Х.¹

gorunow.andrej@yandex.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева – КАИ, Казань*

Реферат:

Рассмотрены основы процесса кристаллизации алюминиевых сплавов методом непрерывного литья с воздействием ультразвуковых вибраций. Представлены результаты обработки алюминиевых сплавов лазерно-акустическим методом. Проведен анализ микроструктуры сплавов.

Ключевые слова:

алюминиевые сплавы, быстрая кристаллизация, микроструктура, лазерные технологии, ультразвук.

На сегодняшний день в промышленности остро стоит вопрос поиска новых композиционных материалов, а так же усовершенствования тех, что уже зарекомендовали себя в машиностроении. В данный момент уже накоплен богатый опыт и проведено достаточно большое количество исследований в области ультразвуковой обработки расплавов металлов. Воздействие ультразвуковых колебаний на расплав приводит к снижению дендритной ликвации и концентрации неметаллических включений, а так же дополнительному перемешиванию и дегазации металла. Все это оказывает положительный эффект на формирование структуры металла в процессе

кристаллизации [1]. В данной работе рассматриваются новые методы аддитивного производства изделий в сочетании с ультразвуковой обработкой.

Наряду с вышесказанным, ультразвуковые технологии находят в промышленности все большее применение в металлургической отрасли и продолжают активно развиваться, особенно для сред, находящихся в сложных эксплуатационных условиях.

Алюминий обладает оптимальным сочетание физико-механических и химических свойств (высокая удельная прочность, низкая плотность, хорошая коррозионная стойкость и др.), по масштабам производства уступает только сплавам на основе железа. Недостатками алюминиевых сплавов являются сравнительно низкие показатели твердости и прочности. Поэтому разработка и применение технологических методов обработки, в первую очередь поверхностной, обеспечивающих повышение механических и служебных свойств этих сплавов, является актуальной задачей [2].

В данной работе рассматриваются процессы, которые происходят в литейном алюминии АК9Ч при термообработке лазером совместно с ультразвуковыми колебаниями.

Химический состав в % материала АК9Ч соответствующий ГОСТу 1583-93 предоставлен в таблице 1.

Таблица 1

Fe	Si	Mn	Ni	Al	Cu
до	8-	0,2-	до	86,94-	до 0,3
1	10,5	0,5	0,1	91,63	
Pb	Be	Mg	Zn	Sn	Примесей
до	до	0,17-	до	до 0,01	всего 1,5
0,05	0,1	0,3	0,3		

В первую очередь было получено несколько экспериментальных отливок алюминия. Некоторые из них были подвергнуты ультразвуковой обработке во время процесса литья. В первом режиме волновод от ультразвуковой установки помещали в жидкий металл, создавая эффект

"перемешивания". Во втором режиме акустические колебания были приложены уже на жидко-твердую фазу, в момент, когда начался процесс кристаллизации колебания, создали упругую среду, которая оказывала давление на расплав. Результат полученных отливок представлен на рис 1.



Рис. 1 – Общий вид отливок

На рисунке 2а представлен исходный образец без ультразвуковой обработки, на поверхности которого отслеживается полосчатость, сформированная в результате кристаллизации.

На следующем рисунке (2б) образец, подвергшийся ультразвуковой обработке по режиму 1. Сравнивая результаты, наблюдается значительное снижение шероховатости поверхности. На последнем рисунке (2в) представлена отливка, обработанная по второму режиму. В этом случае происходит уплотнение структуры и снижение количества пор, как и в усадочной, так и в центральной части отливки. При этом размер дендритных кристаллов снижается на порядок.

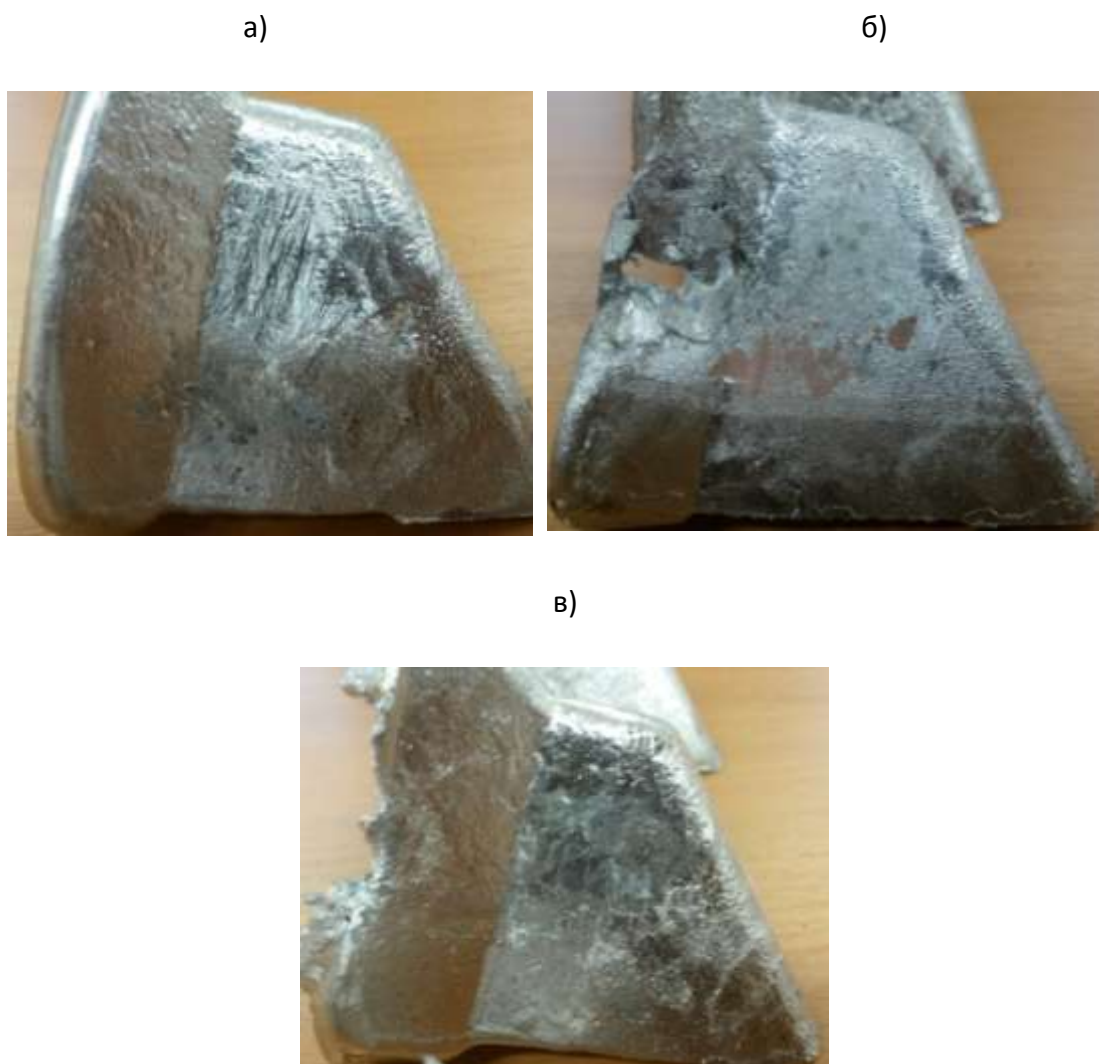


Рис. 2 – Отливки: а – без УЗО обработки, б – УЗО в 1-ом режиме, в – УЗО в 2-ой режим

Без обработки

С обработкой УЗ-1
режим

С обработкой УЗ-2
режим

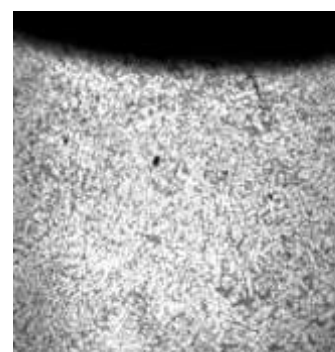
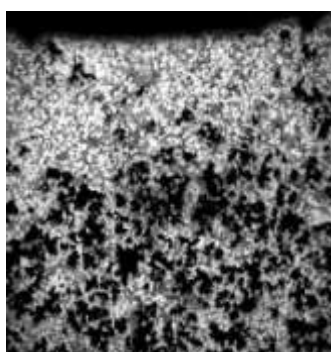
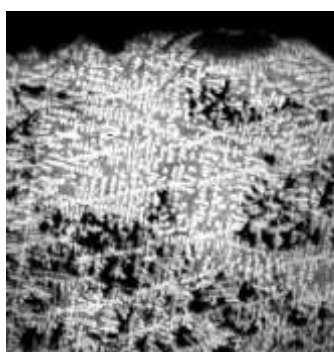


Рис. 3 – Прибыльная часть отливки

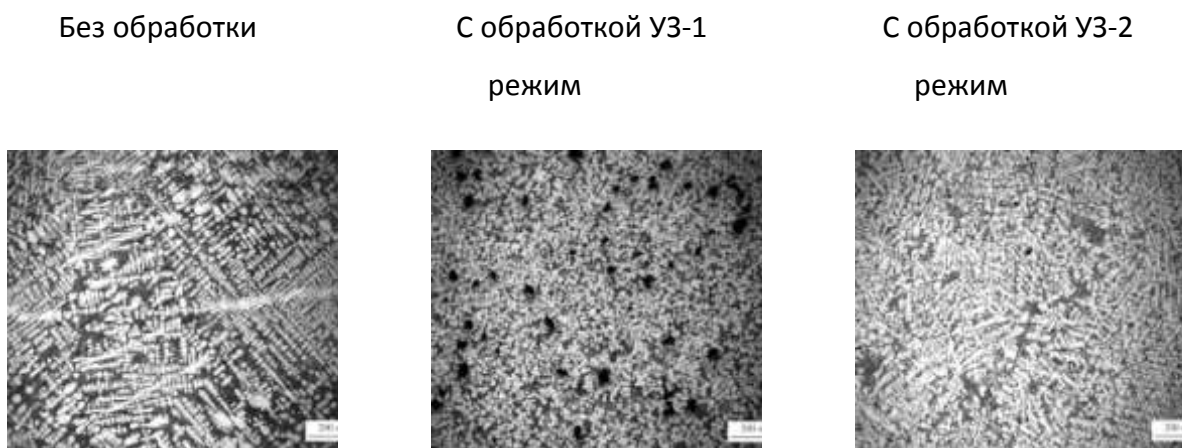


Рис. 4 – Структура подприбыльной части отливки



Рис. 5 – Характерные структуры алюминия, обработанные по различным режимам

Лазерная обработка поверхности алюминиевого сплава АК9Ч проводилась с помощью иттербиевого волоконного лазера ЛС-10 (мощность светового потока 1,8 кВт, $\lambda = 1064$ нм, ширина пятна лазерного излучения 4 мм). Совместно с ним перпендикулярно к заготовке был подведен волновод от ультразвукового технологического комплекса «Шмель-1» (диапазон рабочих частот 26–28 кГц).

Для анализа микроструктуры получаемых образцов использовался оптический микроскоп AxioObserverA1m CarlZeiss с программным обеспечением Tixomet. Образцы, перед анализом последовательно

шлифовались набором алмазных шлифовальных дисков (220 grit, 500 grit) и полировались с использованием алмазных суспензий (9 мкм).

На (рис. 6, а) Представлена структура литейного сплава АК9Ч в исходном состоянии. Наблюдается твердый раствор, окруженный эвтектической составляющей, в структуре представляющей из себя смесь кристаллов кремния и алюминия. Плотность заполнения α твердого раствора составляют 84%. После лазерной и ультразвуковой обработки (УЗО) в режиме «1» структура расплава заметно изменилась в зоне термической обработки (рис. 6, б). Уменьшилась скорость кристаллизации и роста первичных кристаллов. В структуре выявлена мелко-дисперсность фазы, частицы имеют характерное дендритное строение, однако размеры дендритных ячеек на порядок меньше, чем в необработанном образце, что свидетельствует о высоких скоростях кристаллизации. Морфология фаз приобрела более глобулярную форму. Крупные темно-белые исходные кристаллы измельчаются при лазерной обработке в 17–38 раз. Плотность заполнения α твердого раствора составляют 62%. Переходный слой, сформированный во время лазерно-акустической обработки изображен на (рис. 6, в) на нем явно наблюдается уменьшение размеров кристаллов и процесс растворения промежуточных фаз. Видно, что отличительной способностью алюминиевых сплавов (АК9Ч и др.) является четко выделенная зона оплавления. Это объяснено их низкой температурой плавления и высокой теплопроводностью, отсутствием структурных превращений в твердом состоянии при скоростной обработке.

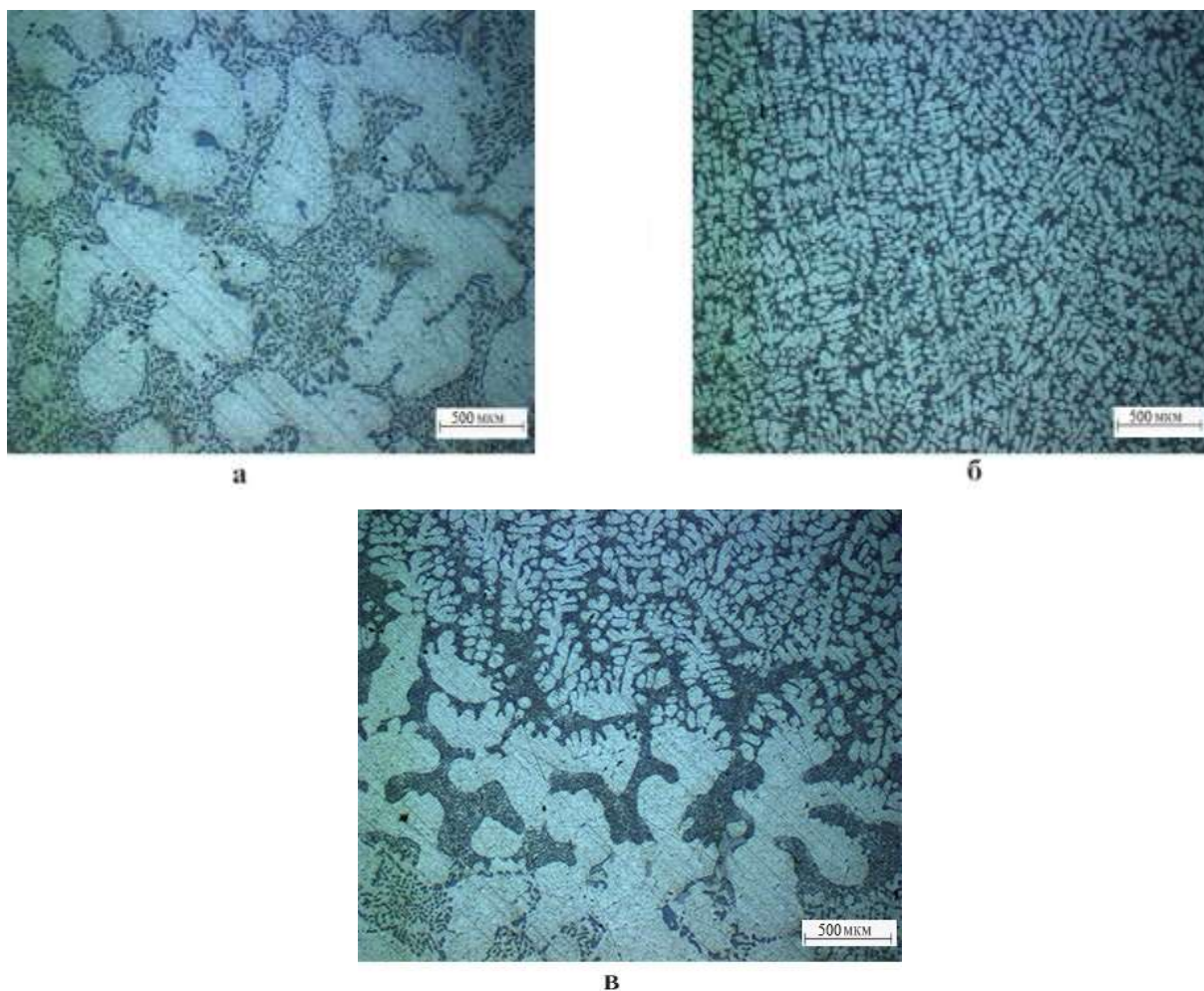
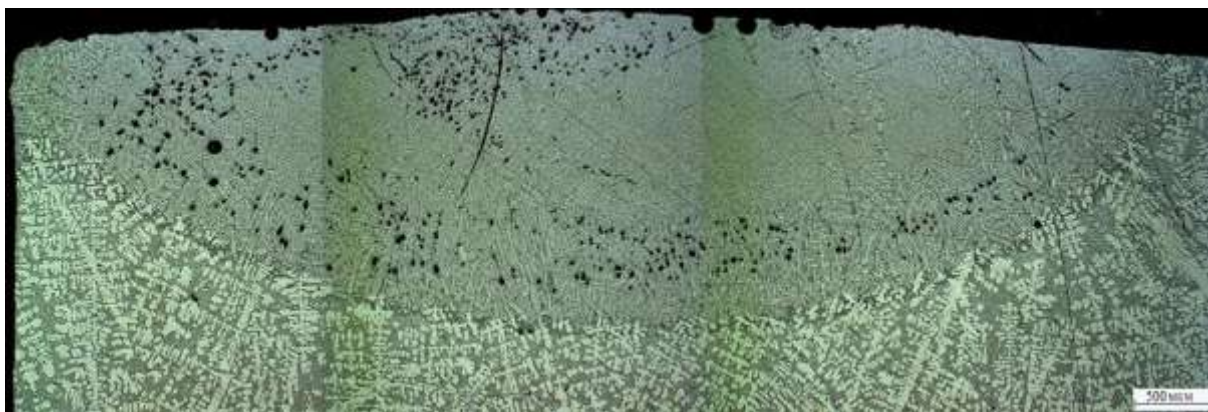


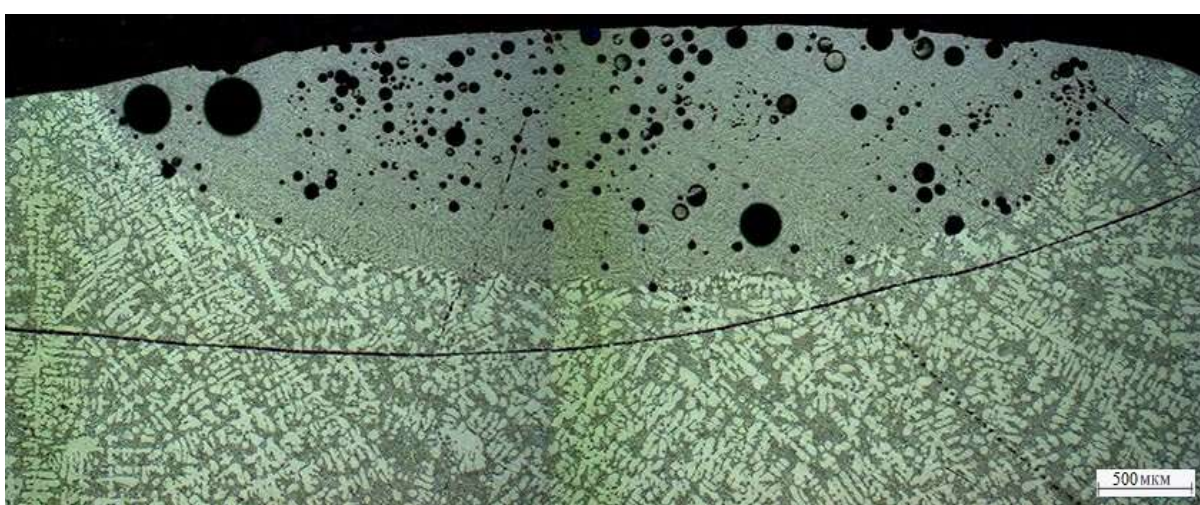
Рис 6 – Микроструктура сплава: а – исходного образца, б – после воздействия лазера и ультразвуковых колебаний, в – переходная зона

Поверхность заготовок размером $8,1 \times 25$ мм была обработана лазерным излучением (рис. 7 б, в). Ванна расплава у исходного (рис. 7, а) образца $l_1 \approx 6,96$ мм, глубина $h_1 \approx 1,88$ мм. Расширение размера ванны расплава за пределы лазерного пятна обусловлено высокой теплопроводностью алюминия. У второго образца (рис. 7, б) наблюдается большая пористость, средний размер пор $d \approx 0,014$ мм. Ванна расплава имеет ширину $l_2 \approx 5,2$ мм, глубину $h_2 \approx 1,24$ мм. Третий образец (рис. 7, в) имеет ширину $l_3 \approx 5,7$ мм, глубину $h_3 \approx 1,36$ мм. Наблюдается уменьшение размеров пор в сравнении с предыдущим образцом, а также их перемещение на поверхность расплава.

а)



б)



в)

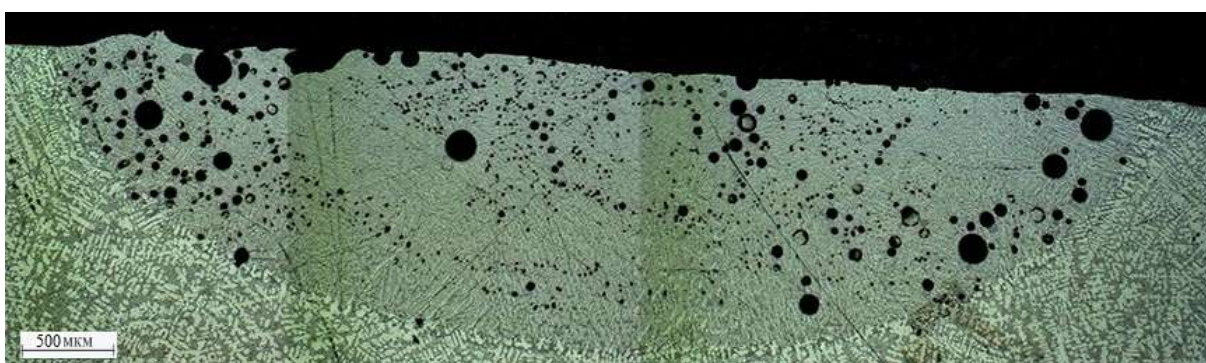


Рис. 7 – Микроструктура зоны расплава: а –ЛО без УЗО, б – ЛО совместно с 1-ым режим УЗО, в – ЛО совместно с 2-ым режимом УЗО

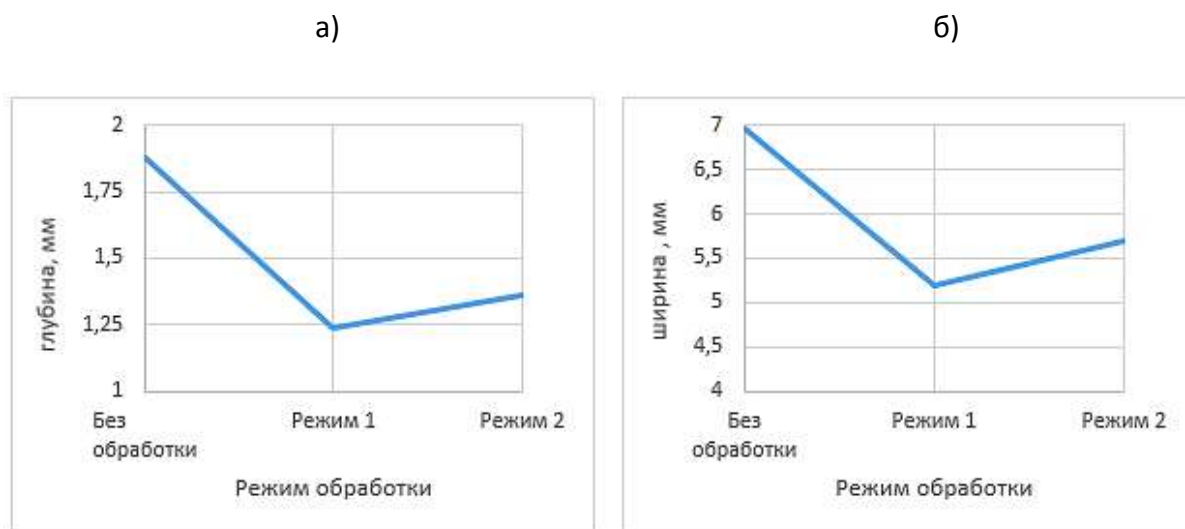


Рис 8 – Зависимости: а – глубины, б – ширины от режимов ультразвуковой обработки

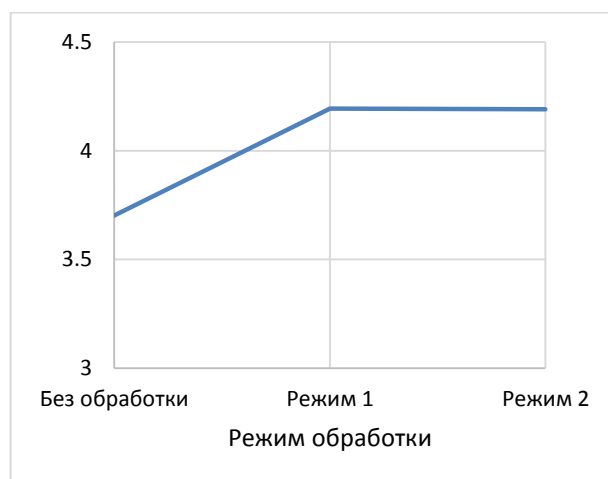


Рис. 9 – Зависимость параметра k от режима УЗО, где k – отношение длины ванны расплава к ее ширине

На первом режиме работы ультразвуковой обработки (14 кГц) наблюдается уменьшение размеров ванны расплава. Ширина и глубина расплава имеют наименьшие значения. Дальнейшее увеличение частоты ультразвуковой обработке приводит к нарастанию зоны термического воздействия. Параметр $k = \frac{l_i}{h_i}$, (рис. 9) при ультразвуковой обработке возрастает, но остается постоянной и не зависит от режима обработки.

Выводы:

Установлено, что ультразвуковая обработка расплава алюминия позволяет получать различные сочетания структур в зависимости от способа приложения ультразвуковых колебаний. В случае, когда ультразвук прикладывался в твердо-жидкую фазу это способствовало получению плотной структуры и формированию высоко-дисперсной α -фазы. Погружение волновода в расплавленный алюминий позволяет осуществлять целено-направленную кавитацию, что способствует получению «пенно-материалов». А так же осуществлять перемешивание при химическом легировании расплава. Полученные закономерности при литье алюминия с применением дополнительной ультразвуковой обработкой совпадают с результатами при лазерной обработке алюминия с таким же сочетанием ультразвука. При этом установлено, что дополнительная ультразвуковая обработка при лазерном расплавлении алюминия позволяет получать необходимое ориентирование кристаллов дендритных осей.

Так же в этой работе показана эффективность использования лазерной обработки совместно с ультразвуковыми колебаниями для упрочнения сплава АК9С.

Вследствие проведенного комплекса физико-механических исследований, выявлен механизм и установлена взаимосвязь процессов и явлений, важных для понимания механизма лазерного и ультразвукового термо-упрочнения исследуемого материала.

Основными факторами повышения ряда важных свойств материала при лазерной обработке является микроструктурные преобразования. Однако применение ультразвуковых колебаний приводит к появлению пористости имеющих сферическую форму. При использовании 2-го режима УЗО наблюдается агломерация пор и их дальнейшее всплытие на поверхность.

Таким образом, результаты проведенных исследований указывают на практическую целесообразность данного вида смешанной обработки, на их

основе предоставляется возможным дальнейшее исследование и поиск оптимальных параметров (мощности и скорости сканирования лазерного излучения, частоты ультразвуковой вибрации) для упрочнения алюминиевых сплавов.

Литература

1. Сборник тезисов докладов Международной научно-практической конференции «Аддитивные технологии: оборудование, материалы, применение», Татарстанский нефтегазохимический форум, 6.09.2017 Казань.
2. Gorunov A.I., Gilmutdinov A. Kh. Study of the effect of heat treatment on the structure and properties of the specimens obtained by the method of direct metal deposition //The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. October 2016. Volume 86. Issue 9. pp. 2567–2574.
3. Gorunov A.I., Gilmutdinov A. Kh. Investigation of coatings of austenitic steels produced by supersonic laser deposition //Optics & Laser Technology. Volume 88. February 2017. P. 157–160.
4. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего: Учебное пособие / Сост. А.Р.Луц, И.А. Галочкина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 82 с.:ил.

УДК 666.3/7

Преимущества аддитивных технологий в качестве альтернативы традиционным технологиям

Низовцев В.Е.¹, к.т.н.; Климов Д.А.¹;

Ступеньков М.И.¹; Бредихина Е.Н.¹

klimov057@ciam.ru, mistupenkov@ciam.ru, bredihina@ciam.ru

¹ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова»

Аннотация:

В докладе приводится краткий обзор характеристик и областей применения разработанной аддитивной технологии получения изделий из керамоматричных композиционных материалов на основе карбидов тугоплавких соединений. Проведенные исследовательские работы и изготовленные опытные образцы для решения прикладных задач позволяют сделать вывод о перспективах применения разработанной технологии 3D послойного отверждения в авиадвигателестроении.

Ключевые слова:

аддитивные технологии; тугоплавкие карбиды; карбосилициды; керамоматричные композиционные материалы.

Введение

Все большее внимание привлекает возможность применения новых интеркерамоматричных и металлокерамоматричных композиционных материалов, создаваемых по технологиям порошковой металлургии, в авиационной технике.

Такие материалы способны выдерживать экстремальные нагрузки и температуры, более коррозионностойки и эрозионностойки.

Новые материалы способны сохранять стабильность и точность геометрических размеров изделий при самых жестких рабочих режимах, обеспечивая надежность и предсказуемость характеристик изделия.

До недавнего времени получение изделий из керамоматричных композиционных материалов сложной геометрии и с замкнутыми внутренними полостями являлось сложной, подчас невыполнимой задачей.

Благодаря разработанной технологии стало возможным получение изделий сложной формы из керамоматричных композиционных материалов с высокой степенью точности в виде заготовки с минимальными припусками на механическую обработку или готового изделия сразу после спекания.

Аддитивная технология получения изделий из керамоматричных композиционных материалов и ее преимущества

На основе порошковой компонентной базы керамоматричных композиционных материалов была разработана и опробована аддитивная технология получения изделий сложной геометрической формы, как толстостенных, так и тонкостенных, способом 3D послойного отверждения.

Были разработаны технологии синтеза порошков и жидких связующих для проведения печати заготовки изделия методом аддитивной технологии. Разработана технология получения и активации компонентной базы для изготовления специальной шихты, используемой для проведения печати заготовки из композиционных материалов на основе карбида кремния и карбидов с карбосилицидами тугоплавких металлов.

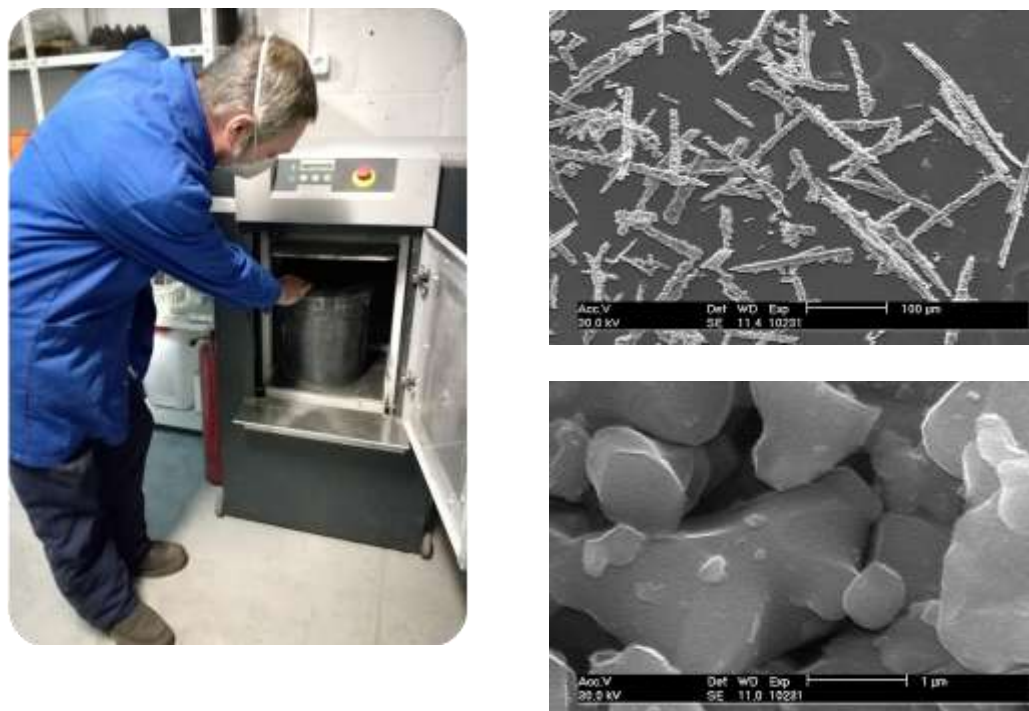


Рис. 1 – Подготовка шихты порошков

Разработаны 3D-модели и режимы печати тонкостенных неразборных изделий сложной формы с высокой точностью и чистотой поверхности на стадии заготовки, как снаружи, так и во внутренних полостях изделия (Рисунки 2, 3).



Рис. 2 – Тонкостенное изделие сложной формы с внутренними полостями, выполненное методом аддитивной технологии, как одна деталь (форсунка камеры сгорания)



Рис. 3 – Кероматричный поршень и крупноразмерные корпуса турбин системы турбонаддува со сложной формой внутренней поверхности

Разработана технология термообработки изделий, полученных методом аддитивных технологий. В результате проведенных работ отработаны режимы бездефектного спекания, позволяющие получать вакуумоплотные безупреочные изделия из кероматричных и металлокероматричных композиционных материалов, плотностью 2,5–5 г/см³. Прочностные и теплофизические свойства получаемых изделий можно варьировать при помощи различных технологических приемов на стадиях 3D послойного отверждения и термообработки в зависимости от требуемых условий эксплуатации.

Форма и размеры получаемых изделий фактически не имеют технологических ограничений. При этом нет необходимости в дорогостоящей и металлоемкой пресс-оснастки для формовки изделий.

Основное преимущество применения технологий аддитивного производства – уменьшение массы готового изделия, что крайне важно в авиадвигателестроении. Не менее важным является сокращение отходов производства, что повышает экологичность и экономичность производства, поскольку материалы авиационной отрасли достаточно дорогие. Кроме того, получаемые изделия требуют минимальной механической обработки, что сокращает время изготовления и значительно снижает стоимость готового изделия.

Благодаря аддитивной технологии можно значительно уменьшить время до начала проведения испытаний и для подтверждения некоторых рабочих характеристик перспективного изделия. Так же появляется возможность оперативно вносить и опробовать на испытаниях внесенные изменения.

Аддитивная технология позволяет создавать внутренние полости и каналы практически неограниченной сложности, что открывает новые конструкторские и технологические возможности.

Основные направления аддитивных технологий, а также их преимущества и проблемы по отношению к традиционным технологиям представлены в таблице 1.

Таблица 1

Технологии аддитивного производства, их основные проблемы и преимущества



Наиболее близкими по возможностям формования изделия являются технологии шликерного литья (при малом давлении) и технология порошкового литья под давлением на специальных термопластавтоматах, так называемая PIM технология, (порошковое литье при высоком давлении).

Недостатками этих технологий являются невозможность получения сложных форм внутренних полостей, ограничения по толщинам и формам поверхностей из-за неравномерности литья изделия в прессформу. Так же необходимость дорогостоящей и технически сложной литьевой формы. Большое количество связующего, необходимого для осуществления процесса литья так же приводит к значительному изменению форм и усадке заготовки на последующих технологических стадиях.

По результатам обзора зарубежной литературы, аддитивные технологии уже нашли свое применение в форсуночных элементах камеры сгорания и элементах соплового аппарата авиационного двигателя.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о перспективах применения разработанной технологии в авиадвигателестроении и необходимости ее дальнейшего развития и совершенствования.

Литература

1. Air@Cosmos, №2549, 26/V, 2017, p.30.
2. А.К. Климов, Д.А. Климов, Е.А. Крылов, Ю.А. Перекатов, Статья в журнале «Автомобильная промышленность», №1 2003, стр. 27-30, «Композиционные материалы для двигателестроения».
3. Д.А. Климов, И.Л. Шкарупа, Л.А. Плясункова, М.И. Шкарупа, «Исследование свойств материалов на основе карбида кремния», «Новые огнеупоры», №6, июнь 2009 г.
4. В.Е. Низовцев, Д.А. Климов, Б. Мыктыбеков, Труды МАИ, №46, 07.07.2011, «Перспективы применения наноструктурных композиционных материалов на основе карбидов и оксидов тугоплавких металлов для авиакосмических объектов».
5. А.К. Климов, Д.А. Климов, В.Е. Низовцев, П.А. Ухов, Труды МАИ, №67, 26.08.2013, «Эффективность применения наноструктурных композиционных материалов и изделий из них в авиационной промышленности».

УДК 621.74

Разработка системы качества технологии селективного лазерного сплавления отечественных порошковых композиций

Смелов В.Г.¹; Агаповичев А.В.¹; Сотов А.В.¹, к.т.н.; Кокарева В.В.¹;
Анипченко Л.А.¹, Зайцев И.О.¹

pdla_smelov@mail.ru, agapovichev5@mail.ru, SotovAnton@yandex.ru,
victoriakokareva@gmail.com, pdla@ssau.ru

¹*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева» (Самарский университет)*

Аннотация:

Аддитивные технологии позволяют получать изделия различной формы, при этом создавая характерную текстуру поверхности – шероховатость. Для двигателестроения получаемые аддитивными технологиями параметры качества являются недостаточными и требуют последующей обработки поверхности. Для снижения затрат на дополнительную обработку и улучшения параметров качества необходимо заранее предсказывать формируемую структуру поверхности при выборе определенных режимных параметров технологического процесса.

Технология селективного лазерного сплавления является современной технологией получения функциональных деталей с помощью методов аддитивного производства. Сегодня решается ряд проблем, связанных со стандартизацией и установления системы качества, а также формированием приемлемой себестоимости получаемых деталей. В работе рассматривается

каждый элемент производственной системы селективного лазерного сплавления, влияющий на качество изготавливаемой детали и предложены соответствующие меры для достижения и поддержания высокого уровня качества.

В Самарском университете разработана система качества аддитивного производства, включающая в себя методы и средства организационно-технического управления качеством и цифровую модель прогнозирования параметров качества селективного лазерного сплавления.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, структура материала, шероховатость, качество.

Введение

Процесс селективного лазерного сплавления (СЛС) частиц металлического порошка происходит при высокой температуре плавления. Из-за высокой температуры и быстрого охлаждения в слоях возникают остаточные напряжения, это приводит к искажению формы и геометрии деталей и отрицательно сказывается на производительности. Деформации, вызванные остаточными напряжениями растяжения, не только уменьшают геометрическую точность детали, но также влияют на функциональные характеристики выращенных деталей. В результате исследований установлено, что при остаточных напряжениях сжатия предел выносливости деталей повышается, а при остаточных напряжениях растяжения – снижается.

Исправление искажения формы детали осуществляется за счет пост-обработки, которая увеличивает стоимость изготовления. На сегодняшний день выявлено, что на формируемое качество изделия оказывают влияние такие технологические параметры процесса СЛС, как мощность лазерного излучения, скорость сканирования слоя лазерным лучом. Сложность

процесса СЛС заключается во взаимодействиях тепловых, физических и механических процессов и влияния на них большого количества параметров технологической и производственной системы. Поэтому для управления параметрами качества изготавливаемого изделия недостаточно исследовать влияние только основных режимных параметров процесса селективного лазерного сплавления, необходимо анализировать совокупность факторов: свойства материала, технические характеристики машины, условия печати и параметры процесса [1].

Под качеством аддитивного процесса авторами понимается совокупность формируемых параметров изделия: микроструктура материала, механические свойства и шероховатость.

В лаборатории аддитивных технологий Самарского университета на протяжении последних пяти лет проводятся исследования по определению параметров качества деталей аэрокосмического назначения, изготавливаемых методом селективного лазерного сплавления отечественных порошковых материалов: ВВ751П, ВТ6, 07Х18Н12М2. Были выявлены закономерности влияния технологических режимов на формируемые параметры качества, что послужило основой создания цифровой модели прогнозирования параметров качества деталей в зависимости от режимных параметров селективного лазерного сплавления. Кроме этого, с 2017 года в деятельность работы лаборатории внедрена система мероприятий организационно-технического характера для обеспечения качества изготавливаемых деталей.

Методика исследования и основные элементы системы

Объектами исследования являются элементы технической системы селективного лазерного сплавления отечественных порошковых композиций, влияющие на параметры качества: оборудование, материал, производство, деталь, финишная обработка. Для определения взаимосвязей влияния ключевых элементов производственной системы на функциональные характеристики изделий была построена диаграмма Исикавы (рисунок 1). На основе научно-практического опыта лаборатории аддитивных технологий

были установлены причины и факторы, обуславливающие требуемые значения параметров качества или появление дефектов.



Рис. 1 – Влияние параметров производственного процесса на качество, диаграмма Исикавы

На диаграмме указаны параметры каждого элемента технической системы СЛС, влияющие на качество получаемого изделия.

Так, при анализе работы оборудования необходимо учитывать тип установки (технология, технические характеристики, комплектация), систему применяемого контроля, условия и частоту предупреждающего ремонта, параметры обслуживания и калибровки. Для обеспечения требуемого уровня качества в отношении оборудования должны быть выполнены следующие обязательства:

- вести журнал для любого производственного оборудования производственной цепочки, где регистрируются и контролируются операции, причины и даты остановки печати, отмечены процессы удаления порошка и материала поддержки, очистки камеры;
- выполняйте периодическое техническое обслуживание и проверку лазерной, оптической систем, контроль температуры, подачу инертного газа, замену изнашиваемых деталей (фильтр, скребок).

Для калибровки установки следует изготавливать эталонную деталь или образец (каждый месяц), по которому оценивать такие характеристики, как вес, плотность, геометрическая точность, шероховатость, смещение луча, соответствие допусков.

В таблице 1 представлены рекомендуемые мероприятия для оборудования, обеспечивающие качество.

Таблица 1

Обеспечивающее качество мероприятия, проводимые для оборудования

Действие	Документация	Комментарии	Частота
Вести журнал учета времени работы оборудования	Отражать время работы оборудования, ремонта, остановки и поломки (и причины), смены порошка	Вести журнал для каждого оборудования технологического процесса	По мере осуществления печати (работы)
Поддерживать постоянную чистоту, проверять стекло камеры после каждого процесса печати	Каждое действие отражается в журнале учета рабочего времени в столбце «Уборка»	Придерживаться инструкции, поставляемой поставщиком оборудования	Ежедневно
Поддерживать оборудование в рабочем состоянии (периодически проводить сервисный осмотр)	Проверять лазер, оптическую систему, датчики температуры, подачу инертного газа, замену изношенных частей (фильтр, скребок)	Сервисный осмотр осуществляется специалистом, представителем поставщика оборудования	Раз в три месяца
Поддерживать производительность системы (осуществлять контрольную печать)	Проводить контрольную печать и отражать следующую информацию: вес (плотность) контрольной детали, точность, шероховатость, деформации и отклонения формы	Контрольные детали должны храниться все время использования оборудования	Раз в месяц

В технологии селективного лазерного сплавления важно проверять качество исходного порошкового материала, причем немаловажным является качество смешанного порошка, нового и уже использующегося в емкостях. Входной контроль порошка можно осуществлять с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. В качестве исходных параметров порошка следует принимать: средний размер частиц, температура плавления, рекристаллизации, плотность, сыпучесть. В таблице 2 приведены обеспечивающие качество деталей мероприятия для материалов, применяемых в технологии селективного лазерного сплавления.

Таблица 2

Рекомендуемые мероприятия для материалов, обеспечивающие качество

Действие	Документация	Комментарии
Вести журнал учета поставки и расхода материала	Заполнять документацию о постановке на учет и выдачу в производство материала	Желательно также в документации отражать данные по сыпучести
Соблюдать и проверять срок и дату поставки материалов	Информация, которая должна быть отражена в документации на новый порошок: плотность, температура плавления, рекристаллизации, гранулометрический и химический состав, размер фракции	

Порошок, который уже используется в производстве, также должен подвергаться контролю, особенно в случае его смешения с порошком из новой партии. В документах следует отражать: количество смешанного порошка, его состав, сведения о партии, время и период просеивания. В таблице 3 указаны мероприятия для обеспечения качества процесса для уже использующегося порошка.

Таблица 3

Обеспечивающее качество мероприятия,
проводимые для уже используемого порошка

Действие	Документация	Комментарии
Следить за параметрами смешения нового и уже используемого порошков	Записывать кол-во нового и уже используемого порошка, время и метод смешения	Отражать каждый процесс смешения порошка и проверять пропорции смешивающихся веществ
Просеивание	Отслеживать тип и размер просеивающего элемента	Установить требуемый просеивающий элемент

Основное влияние на качество оказывает технологический процесс. В таблице 4 приведены основные данные, которые следует контролировать. Для хранения и обработки данной информации необходимо организовать базу данных или PDM систему с целью ускорения и автоматизации назначения параметров операции, определяющих получение соответствующих механических характеристик изделия.

Таблица 4

Рекомендуемые мероприятия для проведения технологических процессов,
обеспечивающие качество

Действие	Документация	Комментарии
Записывать соответствующие параметры технологического процесса для каждой детали	Отражать следующую информацию - параметры печати: мощность лазера, температура, стратегия построения, толщина слоя, скорость сканирования, защитный газ, штриховка	Запись и хранение параметров режимов сохраняется в специальном ПО
Изготовление стандартных (тестовых) образцов	Отражать все параметры печати для выбранного материала	Проводить испытания образцов, определять стоимость

Качество получаемой детали оценивается по геометрической точности, качеству поверхности, весовым характеристикам. На сегодняшний день невозможно получить «годную» деталь непосредственно селективным лазерным сплавлением, для обеспечения требуемых параметров точности и

шероховатости необходимо проведение пост-обработки. В таблице 5 приведены действия по проведению финишных и контрольных операций.

По окончании финишной обработки проводится сравнение спецификации и конечного изделия. Также оценивается общее время производства.

Таблица 5

Обеспечивающее качество мероприятия, проводимые для финишных операций

Действие	Документация	Комментарии
Контроль качества	Оптический контроль, проверка шероховатости поверхности, плотности изделия	Запись и хранение параметров получаемых деталей сохраняется в специальном ПО или PDM системе
Контроль точности	Контрольно-измерительная машина, фиксирование отклонений	
Проведение финишных операций	Термообработка, очистка, полировка, мех. обработка, покрытие	
Контроль соответствия спецификации	Контроль по количеству деталей, времени производства, соответствию требуемым характеристикам	

Перечисленные выше мероприятия необходимы для реализации технико-организационных компонентов системы управления качеством селективного лазерного сплавления. Предлагаемые мероприятия носят рекомендательный характер и внедрены в деятельность лаборатории аддитивных технологий Самарского университета. В результате внедрения разработанной системы процент получения деталей, удовлетворяющих требованиям спецификации, увеличился до 95%. Особенно актуальным это стало при изготовлении деталей малоразмерного газотурбинного двигателя из материала ВТ6, поскольку стоимость титанового порошка весьма значительна, 32 000 руб./кг, а сам сплав является труднообрабатываемым, поэтому важно получить требуемую точность и шероховатость, механические свойства непосредственно в процессе селективного лазерного

сплавления. В результате удалось снизить себестоимость на 25% за счет сокращения затрат на подготовку производства. Соответственно, применяя систему качества можно не только снизить брак, но и затраты на производство.

Предлагается учитывать данные методы и средства управления качеством селективного лазерного сплавления при разработке стандартов и инструкций аддитивного производства.

Построение модели управления качеством селективного лазерного сплавления

Для формализации влияния факторов аддитивного производства на параметры качества была построена модель управления и прогнозирования параметров качества получаемого изделия [2]. Наиболее существенное влияние на структуру и свойства синтезируемых деталей оказывает процесс селективного лазерного сплавления. Параметры технологического процесса можно разделить на 2 вида: параметры, которыми управляет оператор установки, – входные параметры, и параметры, определяемые функциональным назначением детали, например, выбор титанового порошка для медицинского применения, - параметры граничных условий. Входными параметрами служат значения атмосферы – защитной среды (уровень содержания кислорода в камере построения), осаждения/сплавления порошка (толщина слоя), сканирования (мощность лазера, фокус, скорость). Параметрами граничных условий могут быть свойства материалов, требования получаемой геометрии, а также параметры установки, например, тип лазера. Входные параметры напрямую влияют на процесс сплавления частиц порошка, например при увеличении толщины слоя изменяются размеры бассейна расплава и плотность синтезируемого материала уменьшается, или при увеличении содержания кислорода в камере построения синтезируемый материал становится более хрупким.



Рис. 2 – Система управления качеством СЛС

Комбинирование параметров приводит к изменению характеристик бассейна расплава. Так повышение содержания кислорода приводит к удлинению бассейна расплава. Для создания надежной системы управления качеством недостаточно контролировать и осуществлять мониторинг технологического процесса, необходимо контролировать входные параметры, определяющие соответствующее поведение селективного лазерного сплавления. При этом необходимо определить влияние входных параметров на характеристики процесса. Обычно, мониторинг технологического процесса осуществляется с использованием алгоритмов управления режимными параметрами (мощность лазера и скорость сканирования). Из рисунка 2 видно, что система управления качеством основывается на алгоритме управления режимными параметрами. На данный момент актуальным остается вопрос прогнозирования параметров СЛС на основе распределения температуры, остаточного напряжения и деформаций [3]. Полученные экспериментальным путем значения параметров качества при различных комбинациях входных параметров и граничных условий являются основой для базы знаний цифровой модели управления качеством аддитивных процессов производства (рисунок 3).



Рис.3 – Механизм взаимодействия параметров производственной системы и качества

Таким образом, для определения влияния факторов аддитивного производства на параметры качества необходима цифровая модель моделирования процесса селективного лазерного сплавления и прогнозирования получаемых параметров качества.

Выводы

Создаваемая система качества селективного лазерного сплавления отечественных порошковых композиций включает подсистему организационно-технических методов управления качеством и цифровую модель прогнозирования параметров качества. Данная система реализована в лаборатории аддитивных технологий Самарского университета.

Дальнейшие работы направлены на разработку модели прогнозирования и оценки коэффициента (параметра) качества при различных технологических параметрах процесса формообразования. Определенный с помощью модели коэффициент сравнивается с экспериментальными данными. Предлагаемый подход должен включать не

только прогнозирование параметров качества в зависимости от режимных параметров, но и определение технологических параметров, в том числе и методов формообразования, в условиях заданных параметров качества.

Литература

9. Manfred Schmid, Gideon Levy. Quality Management and Estimation of Quality Costs for Additive Manufacturing with SLS // Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference 2012. doi.org/10.3929/ethz-a-010335931
10. Tom Craeghs, Stijn Clijsters, Evren Yasa, Jean-Pierre Kruth. Online quality control of selective laser melting // Proceedings of the 20th Solid Freeform Fabrication (SFF) symposium, Austin (Texas), 8-10 august pages:212-226.
11. Park H. S., Tran N.H. and Nguyen D.S. Development of a predictive system for SLM product quality // IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 227 (2017). doi:10.1088/1757-899X/227/1/012090

УДК 62-932.2

Установка для селективного лазерного плавления металлических порошков

проф. Григорьянц А.Г.¹, д.т.н.; Колчанов Д.С.¹, Дренин А.А.²

gag@bmstu.ru, kolchanovdmitry@gmail.com, drenin@inbox.ru

¹*Московский Государственный Технический Университет
им. Н.Э. Баумана, г. Москва*

²*ООО Московский центр лазерных технологий, г. Москва*

Аннотация:

В данной работе рассмотрены особенности конструкции установок для селективного лазерного плавления. Дано обоснование выбора оптимальных схем, использованных при разработке и конструировании установки для выращивания изделий из металлических порошков.

Ключевые слова:

селективное лазерное плавление, селективное лазерное сплавление, аддитивные технологии, металлический порошок.

Введение

Современное оборудование для осуществления процесса селективного лазерного плавления (СЛП) металлических порошков достаточно разнообразно по конструкции, параметрам обработки, габаритам выращиваемых изделий, номенклатуре обрабатываемых материалов, и способно решать разнообразные задачи.

Схема процесса СЛП реализована по-разному, в зависимости от преследуемых целей, таких как увеличение точности, предельных размеров получаемых изделий, типов обрабатываемых материалов, снижение шероховатости, увеличение разрешающей способности оборудования и производительности процесса [1].

Созданная отечественная установка селективного лазерного плавления разрабатывалась для высокоточного изготовления деталей сложной формы размерами до 110×110×110 мм из порошков различных металлических сплавов, в том числе российского производства.

Ниже представлено описание основных узлов установки с обоснованием выбора конструкции и параметров.

На этапе зарождения технологии выращивания объемных изделий путем спекания порошков лазерным излучением применяли традиционные в технологии твердотельные и CO₂-источники, с длинами волн $\lambda=10,6\text{мкм}$, $\lambda=1,064\text{ мкм}$ соответственно. Известны и отечественные экспериментальные установки, где применяется твердотельный лазер [2]. Известно, что большинство металлов обладают низкой поглощательной способностью излучения CO₂ лазером, в сравнении с излучением твердотельного Nd:YAG лазера. С развитием волоконных твердотельных высокомоощных лазеров, использование твердотельных источников потеряло смысл, а CO₂ лазеры остались лишь в машинах, работающих с неметаллическими порошками. Подавляющее большинство современных СЛП комплексов оборудовано волоконными лазерами мощностью от 100 до 1000 Вт, с длиной волны $\lambda=1,07\text{мкм}$. Для достижения высокой относительной плотности получаемых изделий, процесс протекает в непрерывном режиме [3–5]. Оптимальное соотношение производительности и точности определяется скоростью лазерного луча и толщиной одного слоя, что в свою очередь задает необходимую мощность излучения. Высокий КПД и показатели параметров излучения, высокая надежность и стабильность работы, сравнительно

высокая поглощательная способность металлов излучения длиной волны порядка 1 мкм говорят в пользу данного типа лазеров [6]. Длина волны излучения 1.07 мкм хорошо поглощается металлами и близка к волне излучения YAG-лазеров, для фокусировки может быть использована классическая стеклянная и кварцевая оптика. Компактная компоновка позволяет создавать негромоздкое оборудование.

Для СЛП-технологии используется сканаторная система, представляющая собой два поворотных зеркала, которые отклоняют лазерный луч в двух взаимно перпендикулярных плоскостях, углы задаются с помощью пары цифро-аналоговых преобразователей. Подобная система обеспечивает высокие скорости перемещения лазерного луча (до 15 м/с) и низкую инерционность [7]. Фокусируют луч объективом плоского поля, для обеспечения нахождения плоскости фокуса на поверхности всей зоны обработки. Максимальная зона обработки может достигать размеров 400×400 мм. При необходимости её можно увеличить за счет установки нескольких сканаторов. По такому пути идут производители установок с самыми большими на сегодняшний день зонами обработки – EOS, Concept laser и SLM Solutions (Все три – Германия) [8–10]. Последняя компания первой начала вводить несколько лазерных источников и сканаторов, но изначально с целью увеличения производительности процесса с сохранением точности. Комплектуя установку двумя сканирующими системами наряду с двумя независимыми лазерами мощностью 400 Вт и 1000 Вт с диаметрами пятен 80–150 мкм и 700 мкм соответственно (SLM 500HL), получается очень удачное компромиссное решение. Все тонкие элементы и внешний контур изделия обрабатываются тонким пятном меньшей мощности, а внутреннее пространство обрабатывается пятном большего диаметра с большей мощностью, сокращая время обработки слоя. Варьирование диаметра пятна осуществляется телескопическим объективом. Телескопический объектив, как элемент так называемых 3D сканаторов (Рис. 1) - еще один способ

обеспечить совпадение плоскости фокуса с обрабатываемой поверхностью. Однако, для небольшой зоны обработки, как в случае с описываемой установкой, свою функцию успешно выполняет объектив плоского поля, а использование 3D сканатора является необоснованно дорогим решением [11].

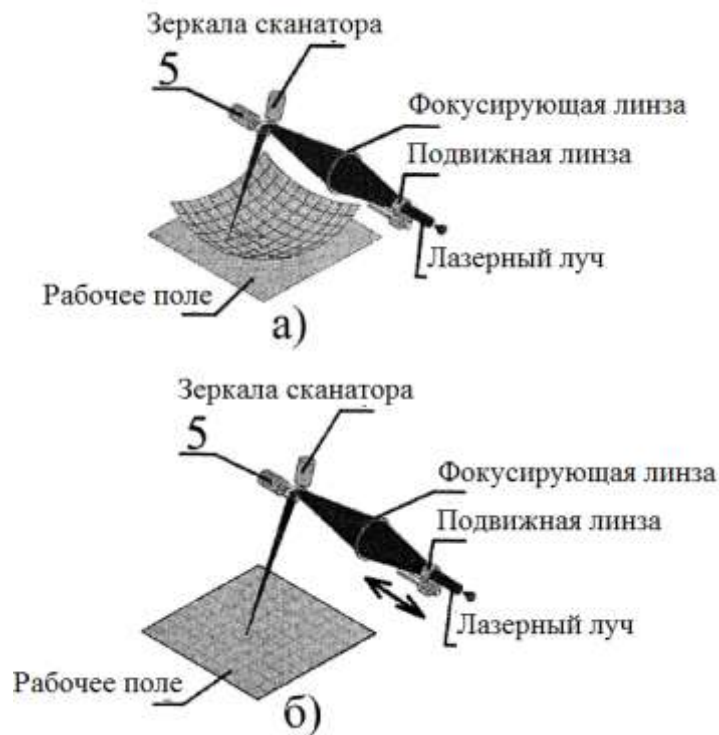


Рис.1 – Плоскость фокуса 2D сканатора (а), 3D сканатора (б)

Качество лазерного излучения – важный вопрос, над которым работают производители СЛП оборудования и исследователи данного процесса. Фирма Realizer специализируется на выпуске установок высокого разрешения. Благодаря фокусировке лазерного луча до диаметра 20 мкм возможно выращивать стенки толщиной от 40мкм [12]. Аналогичными возможностями обладает ряд высокоточных установок мощностью до 100 Вт, с диаметром луча менее 30 мкм и у других производителей (EOSINT M80, Realizer SLM 50). В основном применяются для работы с драгоценными металлами, выращивания деталей часовых механизмов и в стоматологической области.

Зная типичные углы отклонения лазерного луча в сканирующих системах 0.35 рад [11], можно рассчитать фокусное расстояние $f\theta$ -объектива, необходимое для обработки зоны 110x110мм:

$$2y = f \times 2\theta \times \frac{\pi}{180},$$

где $2y$ – максимальное перемещение луча по каждой оси в миллиметрах, f – фокусное расстояние в миллиметрах, θ – максимальный угол отклонения лазерного луча в градусах.

Таким образом получаем:

$$f = \frac{2 \cdot y \cdot 180}{2 \cdot \theta \cdot \pi} \times \frac{110}{2 \cdot 0,35} \approx 157 \text{ мм}$$

Существуют стандартные объективы с $f=160$ мм, которые удовлетворят заданным требованиям.

Рабочая зона СЛП комплексов представляет собой подложку из материала, схожего по составу с порошком, из которого строится изделие. Подложка закреплена на подвижном в вертикальной плоскости столике. Крепление осуществляется за счет винтов или с применением модульной оснастки (Zero point clamping system), обеспечивающее оперативную установку платформы с точностью 0,002 мм.

Столик перемещается на четырех круглых направляющих при помощи прецизионной шариковинтовой пары внутри бункера. Шариковинтовая пара вращается электродвигателем. Глубина перемещения столика определяет максимальную высоту выращиваемого изделия.

Наиболее распространенная схема порошковых питателей предоставляет собой бункер с подвижной платформой, аналогичный рабочему бункеру, расположенный в стороне от рабочей зоны. В начале процесса платформа находится в крайнем нижнем положении, бункер заполнен порошковым материалом. В ходе процесса подложка поднимается на заданный шаг, выталкивая порошок. Далее порошок перетаскивается в

зону обработки и разравнивается по рабочей подложке ножом или вращающимся роликом.

Излишки порошка ссыпаются в отдельный бункер, расположенный с обратной стороны рабочей подложки, относительно бункера питателя. Неиспользованный порошок фильтруют, и его можно использовать повторно. Существуют установки, в которых питатели устанавливаются с двух сторон (Conceptlaser X line 2000R, EOS M400), таким образом экономится время, затрачиваемое на холостой ход ножа. Однако испорченный порошок в полной мере не удаляется из зоны обработки.

Другую схему порошковых питателей предлагают компании 3D Systems и Renishaw [13–14]. Питатель располагают перед ножом сверху, дозируемо высыпается необходимое количество порошка перед ножом. Далее нож переносит порошок на подложку и разравнивает его. Излишки порошка попадают в специальный мобильный резервуар, который можно перенести и закрепить к фильтрующему устройству в верхней части установки. Порошок, пройдя фильтрацию, автоматически подается обратно в питатель. Такая схема минимизирует контакт оператора с порошковым материалом, однако значительно усложняет конструкцию и повышает её стоимость.

Для разработанной установки была спроектирована и изготовлена единая кинематическая система установки. Система перемещения подложек рабочего бункера и бункера-питателя построена на основе шлифованной ШВП, обеспечивающей точность позиционирования до 5 мкм. Вместо четырех цилиндрических направляющих использованы две рельсовые. Такой подход обеспечивает высокую точность при значительных, в том числе статических, нагрузках, предотвращает перекосы. Разравнивающий нож перемещается посредством ременной передачи. В данном узле высокая точность перемещения не нужна. Ременная передача обеспечивает плавность хода в достаточной степени. Приводы закреплены на едином алюминиевом

корпусе. В теле корпуса выполнены бункеры для рабочей подложки, порошкового питателя и излишков порошка. Предусмотрены стенки по краям рабочей плоскости. Такая единая конструкция обеспечивает высокую жесткость и точность позиционирования всех узлов, что положительно сказывается на качестве получаемых изделий.

При аддитивном производстве очень важным условием является создание защитной среды, предотвращающей процессы окисления порошковых материалов. В качестве защитного газа применяют аргон, азот или гелий. Однако использование азота при обработке таких материалов, как алюминий и титан может привести к образованию нитридов AlN и TiN, которые негативно сказываются на пластичности материала [15].

Рабочие элементы установки помещают в герметичную камеру, из которой откачивают воздух перед процессом и заполняют защитным газом. Значение давления в различных установках составляет от 1,5 до 8 бар. В ходе выращивания изделия также осуществляется циркуляция газа. Поток азота или аргона уносит испаренные или подплавленные частицы порошка из зоны обработки. Расход газа составляет около 30 л/ч. Была разработана и изготовлена герметичная камера, предназначенная для создания и поддержания инертной среды в рабочей зоне. На этапе проектирования была заложена возможность откачки камеры до среднего вакуума, что накладывает дополнительные требования при проектировании. Было принято решение спроектировать тонкостенную конструкцию с оребрением. Такая компоновка обладает рядом преимуществ, например, меньший расход материала, сниженный вес, но требует проработки и расчета конфигурации ребер. Проведены расчеты, для выбора типа и расположения ребер жесткости.

Расчет показал, что при первом варианте оребрения напряжения превышали 150 МПа, а перемещения достигали 0,7 мм, что является недопустимым. В сравнении с первоначальным вариантом расположения

ребер максимальные перемещения стали меньше на 130%, максимальные напряжения меньше на 55%, что является удовлетворительным результатом.

В результате расчетов был выбран оптимальный вариант по соотношению технологичности и прочности, который представляет внутреннюю (герметичную) и внешнюю (усилительную) оболочки, соединенные орebrением.

При этом лицевая часть полностью открывается (дверь со смотровым окном), а задняя представляет съемную панель, что обеспечивает удобный доступ к внутренним элементам системы при сборке, работе и обслуживании. В местах прилегания уплотнений задней и лицевой панелей сварены усиленные ребра.

Проработана интеграция узлов установки с герметичной камерой. Проработано крепление кинематической системы с дном камеры. Предусмотрены фланцы для крепления герметичных электрических вводов и фланцев вакуумной системы.

СЛП оборудование рассчитано на бесперебойную многочасовую работу. Процесс выращивания может достигать 16 часов. Изготовление крупных деталей занимает больше времени. Помимо скрупулезной отработки и наладки технологии необходим контроль различных параметров в реальном времени.

В рабочей камере устанавливают датчик остаточного кислорода, датчик давления и расхода защитного газа. Для контроля обрабатываемой зоны применяют скоростную ИК-камеру и фотодиод (Рис. 2) [9]. По изменениям интенсивности свечения расплавленного металла, попавшего на фотодиод, определяется флуктуация мощности лазера. ИК-камера фиксирует температуру области расплава. Полученные данные записываются в привязке к слою и могут быть проанализированы после окончания процесса. Грубые отклонения параметров обработки от заданных выводятся на компьютер в процессе, и режимы, при необходимости, корректируются.

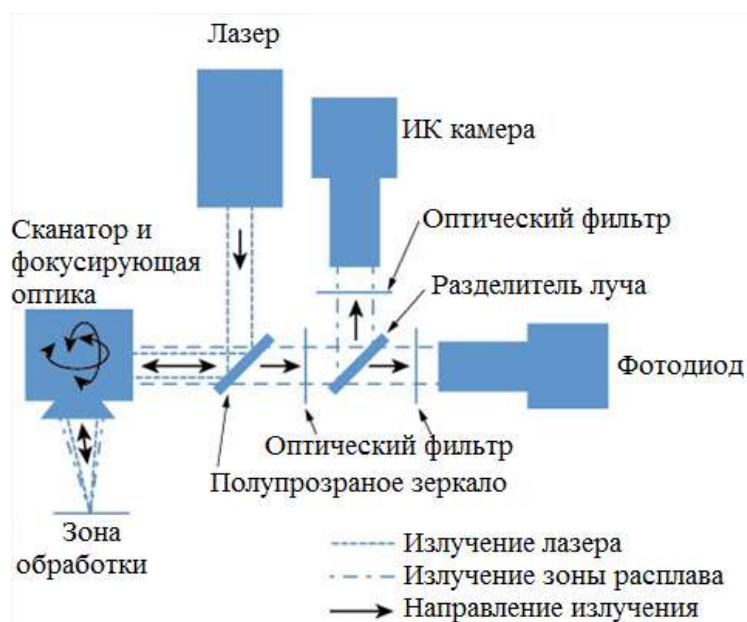


Рис. 2 – Оптическая схема расположения скоростной ИК-камеры и фотодиода

Специально разработанная система управления (Рис. 3) позволяет подготовить объемную компьютерную модель к выращиванию и обеспечивает слаженную работу всех узлов установки в автоматическом режиме после задания необходимых параметров процесса. Реализованная единая система управления является уникальной. По состоянию на 2017 год 95% всех SLM машин работает по схеме, в которой почти каждый узел (лазер, сканатор, газовая система, система перемещения) управляется своим специализированным отдельным блоком [1]. Эти блоки отдельно заводятся на систему управления, которой приходится приводить сигналы в общий и понятный вид. Такая схема усложняет конструкцию и затрудняет взаимодействие всех систем. Для установки СЛП-110 была разработана единая система управления, на которую непосредственно заводятся все узлы, нивелируя недостатки первой схемы. Управление осуществляется через единый интерфейс при помощи специализированного программного обеспечения, позволяющего выращивать изделия в автоматическом режиме. Перемещения подложек, ножа и зеркал сканатора, работа газовой системы синхронизированы между собой. Система обладает высокой надежностью и

стабильностью, что является необходимым при многочасовом режиме работы установки.

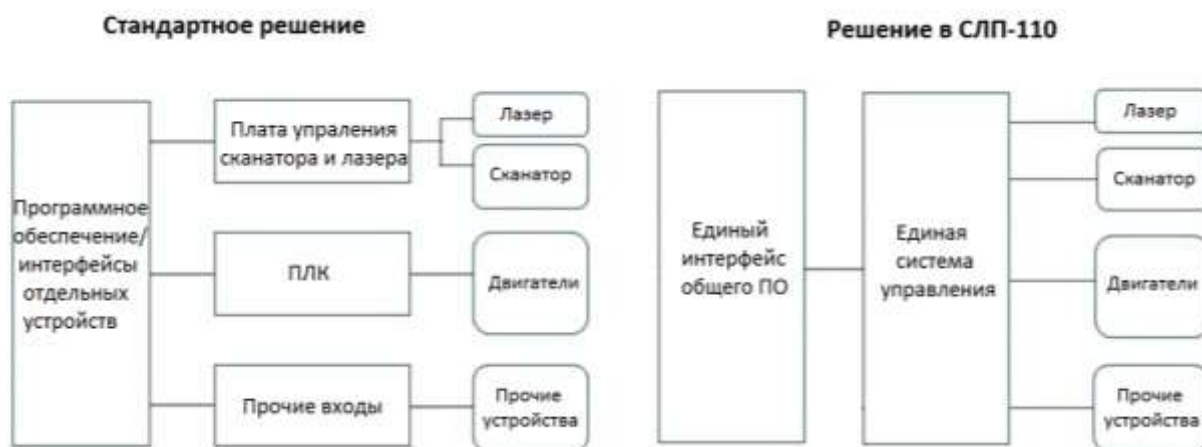


Рис. 3 – Архитектура систем управления

Все узлы установки помещены в единый корпус, предусматривающий удобный доступ к рабочей зоне и элементам управления. Дверца в камеру оборудована окном с защитой от лазерного излучения, через которое осуществляется визуальный контроль процесса выращивания.

В результате проделанной работы была разработана, изготовлена, собрана и введена в эксплуатацию отечественная установка для селективного лазерного плавления металлических порошков (Рис. 4). Это позволило решить несколько задач. Был получен огромный опыт и достигнуто более глубокое понимание процесса селективного лазерного плавления. Получена научная база с широкими возможностями для исследования СЛП различных металлических порошковых композиций. Удалось избежать зависимости от зарубежных производителей.



Рис. 4 – Внешний вид установки СЛП-110

Установка позволяет выращивать изделия сложной формы, в том числе с внутренними каналами и полостями, с высокой точностью и воспроизводимостью [16]. Камера с регулируемой атмосферой позволяет использовать реактивные материалы, такие как титан и алюминий (Рис. 5). Достигнутая точность линейных размеров составила 20мкм, шероховатость по Ra =5 мкм. В результате совмещения компьютерного моделирования и экспериментальных исследований была достигнута относительная плотность выращенных изделий выше 99,6%, и максимальные отклонения геометрии от компьютерной модели составили 0,1 мм.

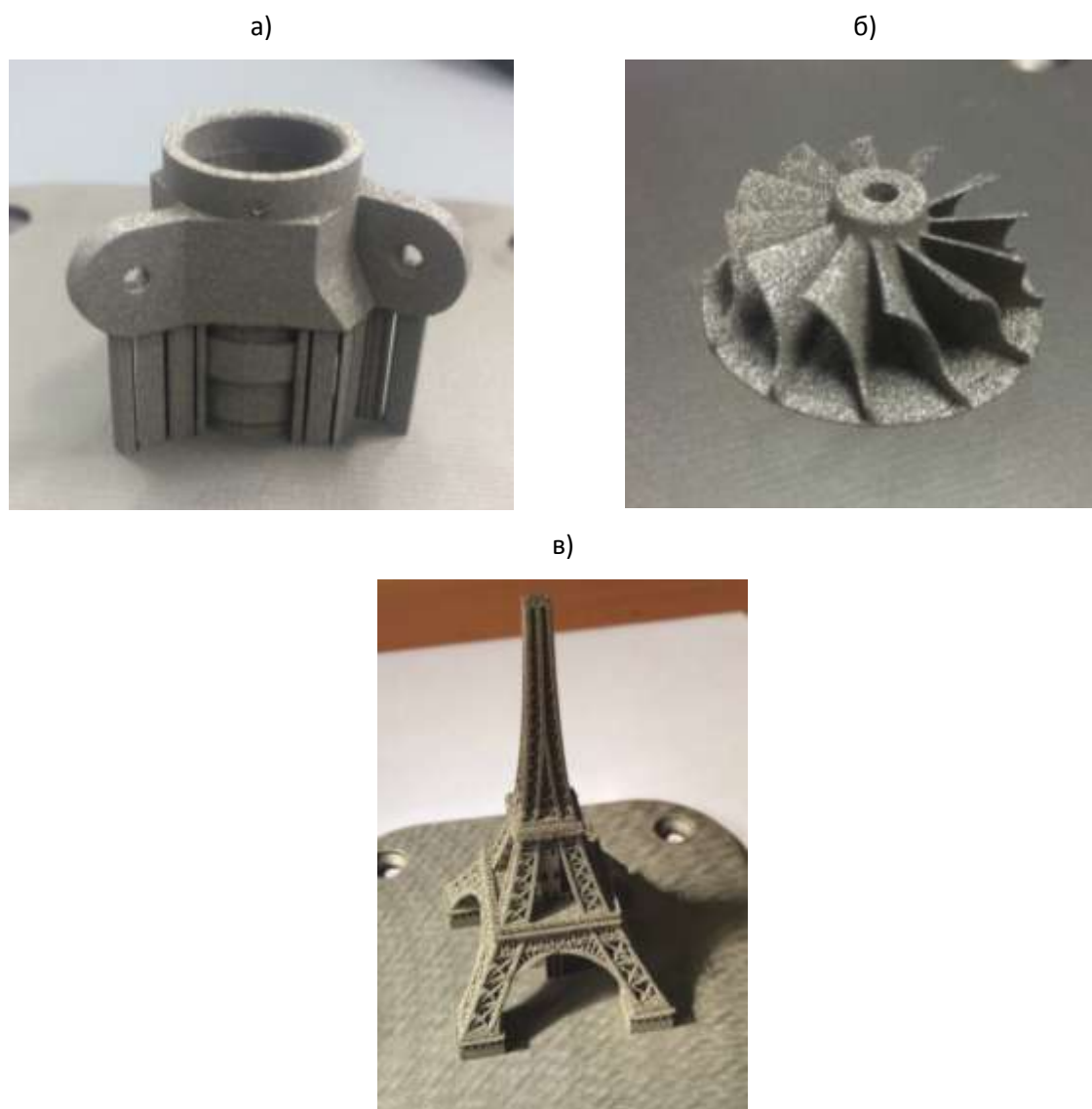


Рис. 5 – Примеры выращенных деталей

а – алюминиевый сплав, б – никелевый сплав, в – нержавеющая сталь

Литература

1. Wohlers T. Wohlers Report. Fort Collins: Wohlers Associates.INC, 2014. 276 p.
2. Шишковский И.В., Куприянов Н.Л., Гуреев Д.М., Петров А.Л. Способ изготовления объёмных изделий из биметаллических порошковых композиций. Патент РФ №2217266 от 27 ноября 2003 г., заявка № 99127935 от 30.12.1999.

3. Fischer J., Kniepkamp M., Abele E. Micro Laser Melting Analyses of Current Potentials and Restrictions for the Additive Manufacturing of Micro Structures // Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin. 2014. P. 22-35
4. Селективное лазерное плавление металлических порошков, выращивание тонкостенных и сетчатых структур / Колчанов Д.С. [и др.] Технология Машиностроения. 2015. 10. С. 6–11.
5. Шишковский И.В. Лазерный синтез функциональных мезоструктур и объемных изделий // М.: Физматлит.. 424 с., 2009.
6. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки // М.: Издательство МГТУ, С. 660. 2006.
7. Нестерук И.Н. Гальванометрические сканаторы для лазерных маркирующих комплексов // Фотоника. 2007. No. №3. С. 10–11.
8. EOS [Электронный ресурс] // <https://www.eos.info>: [сайт]. URL: https://www.eos.info/systems_solutions/metal (дата обращения: 14.03.2018).
9. Concept Laser [Электронный ресурс] // <https://www.concept-laser.de>: [сайт]. URL: <https://www.concept-laser.de/en/products/machines.html> (дата обращения: 14.03.2018).
10. SLM Solutions [Электронный ресурс] // <http://slm-solutions.com>: [сайт]. URL: <http://slm-solutions.com/machines> (дата обращения: 14.03.2018).
11. Marshall G.F., Stutz G.E. Handbook of Optical and Laser Scanning. 2nd ed. CRC Press, 2016. 788 p.
12. Realizer [Электронный ресурс] // www.realizer.com: [сайт]. URL: www.realizer.com (дата обращения: 14.03.2018).
13. 3D Systems [Электронный ресурс] // <https://www.3dsystems.com>: [сайт]. URL: <https://www.3dsystems.com/3d-printers> (дата обращения: 14.03.2018).
14. <http://www.renishaw.com> [Электронный ресурс] // Renishaw : [сайт]. URL: <http://www.renishaw.com/en/additive-manufacturing-systems--15239> (дата обращения: 15.03.2018).].

15. Gas flow effects on selective laser melting (SLM) manufacturing performance / B.Ferrara [et al.], Journal of Materials Processing Technology. 2012. Volume 212, Issue 2, P. 355–364.

16. Мельникова М.А., Колчанов Д.С., Мельников Д.М. Селективное лазерное плавление: применение и особенности формирования трёхмерных конструктивных технологических элементов // Фотоника, 2017. №2. 8 с.

УДК 004.942

Численное моделирование процесса печати методом лазерного спекания

Кондратьев Д.В.¹

denis.kondratiev@cadfem-cis.ru

¹ЗАО «КАДФЕМ Си-Ай-Эс»

Аннотация:

Аддитивные технологии переходят в реальный производственный цикл, особенно при работе с металлическими изделиями. Понимание того, как конструкция на самом деле печатается, имеет решающее значение, чтобы избежать сбоев и экономических потерь

Ключевые слова:

Аддитивные технологии, Метод лазерного спекания, Топологическая оптимизация, Additive Manufacturing, ANSYS.

Сегодня аддитивные технологии производства позволяют изготавливать любое изделие послойно на основе компьютерной 3D-модели. Если первые аддитивные системы производства работали главным образом с полимерными материалами, то сегодня 3D-принтеры в аддитивном производстве способны работать не только с полимерами, но и с инженерными пластиками, композитными порошками, различными типами металлов (Рисунок 1). А значит и спектр расчетных возможностей средств численного моделирования для проектирования и моделирования технологии

аддитивного производства должен охватывать все современные материалы[2].



Рис. 1 – Пример детали изготовленной на 3D-принтере

Есть уникальные преимущества аддитивных технологий. Для изделий из металлов выделяются 5 областей, которые делают эту технологию особенно привлекательной [1]:

1. Возможность производства деталей со сложной геометрией, которые нельзя\нецелесообразно изготавливать традиционными способами.
2. Объединение сложной сборки, состоящей из нескольких десятков частей в один компонент, что в свою очередь сокращает этап испытания и сертификации изделия.
3. Изготовление происходит из порошка, а не из цельной заготовки.
4. Новые свойства материалов, которые невозможны были до развития аддитивных технологий. Поскольку процессы производства основаны на металлическом порошке, который подается в машину, то даже

простое смешивание в различных пропорциях может создать неограниченное количество возможных физических и химических свойств.

5. Замена изношенных или сломанных деталей, которые больше не производятся или возможность производить детали по запросу, а не хранить запас на складах.

В ANSYS уже несколько версий существуют инструменты для топологической оптимизации, благодаря которым возможно создавать более легкие изделия. Но всю полноту возможностей можно реализовать только при использовании трехмерной печати, поскольку традиционные производственные процессы имеют значительные ограничения. Примером может являться применение топологической оптимизации к кронштейну крепления руля велосипеда, в результате появляется более легкая, биомная форма. Обычная обработка на станках с ЧПУ ограничивает это (Рисунок 2).



Рис. 2 – Разница между машинной обработкой и аддитивными технологиями

Примером применение топологической оптимизации и 3D-печати может быть кронштейн крепления руля велосипеда, в результате изменений появляется более легкая, биомная форма. Изготовление на станках с ЧПУ подобной формы невозможно или крайне ограничено.

Понимание того, как происходит процесс печати (используя методом лазерного спекания) имеет важное значение, для того чтобы избежать неудачные вариантов. При интенсивном и быстром нагреве лазером и охлаждении в закрепленной заготовке возникают интенсивные остаточные напряжения и тепловые деформации [3]. При недостаточном/неправильном расположении опор точность изготовления невелика, деталь будет искажаться, и это приведет к нарушению технологии процесса печати (Рисунок 3 и 4). При большом числе элементов крепления и направляющих деталь начнет трескаться из-за избыточных остаточных напряжений. Решающее значение при проектировании изделий аддитивного производства приобретает понимание того, как конструкция будет печататься, чтобы избежать возможных ошибок и неточностей производства, а также непредвиденных затрат на перепроизводство. Таким образом, наличие расчетных возможностей, позволяющих отработать ключевые технологические процессы аддитивного производства, является необходимой неотъемлемой частью комплексов для численного моделирования изделий аддитивного производства [2].

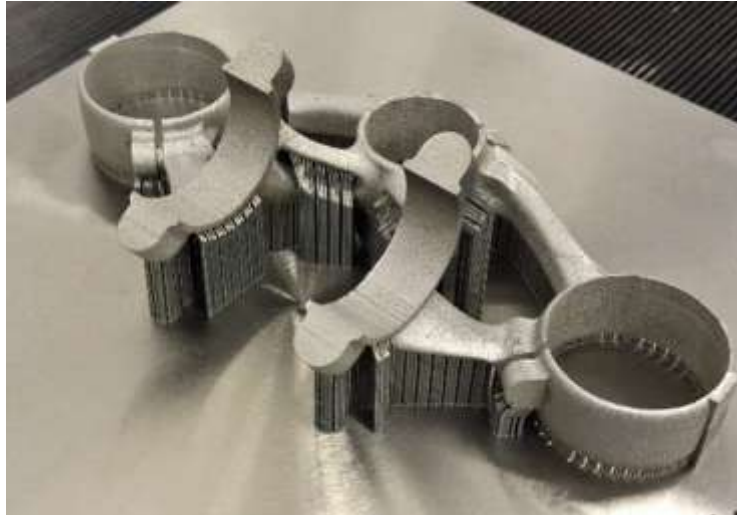


Рис. 3 – Напечатанная деталь на опоре

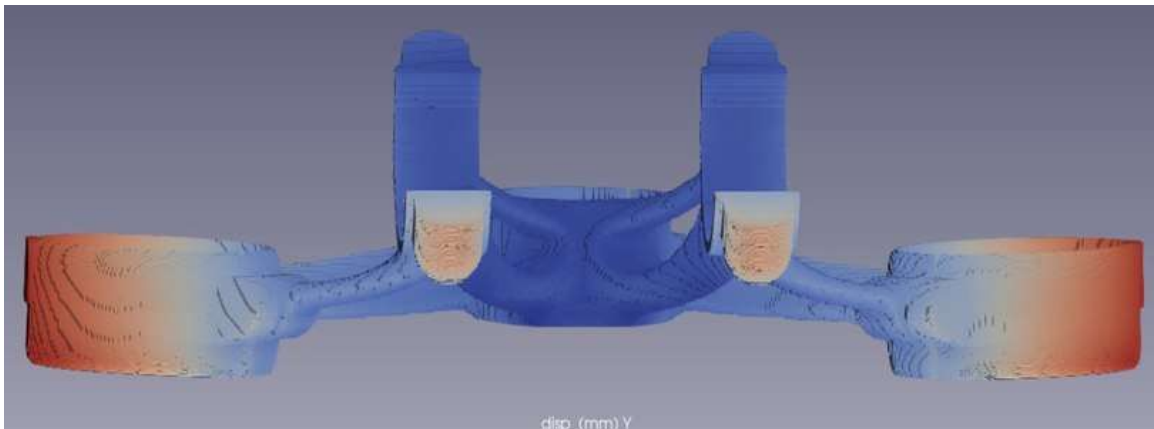


Рис. 4 – Перемещения вдоль оси Y напечатанной детали вследствие неравномерного охлаждения

Additive Print может создавать файл с компенсацией искажений – где проблемы с искажениями автоматически корректируются, а исправленный STL-файл затем подается на 3D-принтер. Таким образом, высокоточная часть может быть изготовлена без дополнительной обработки.

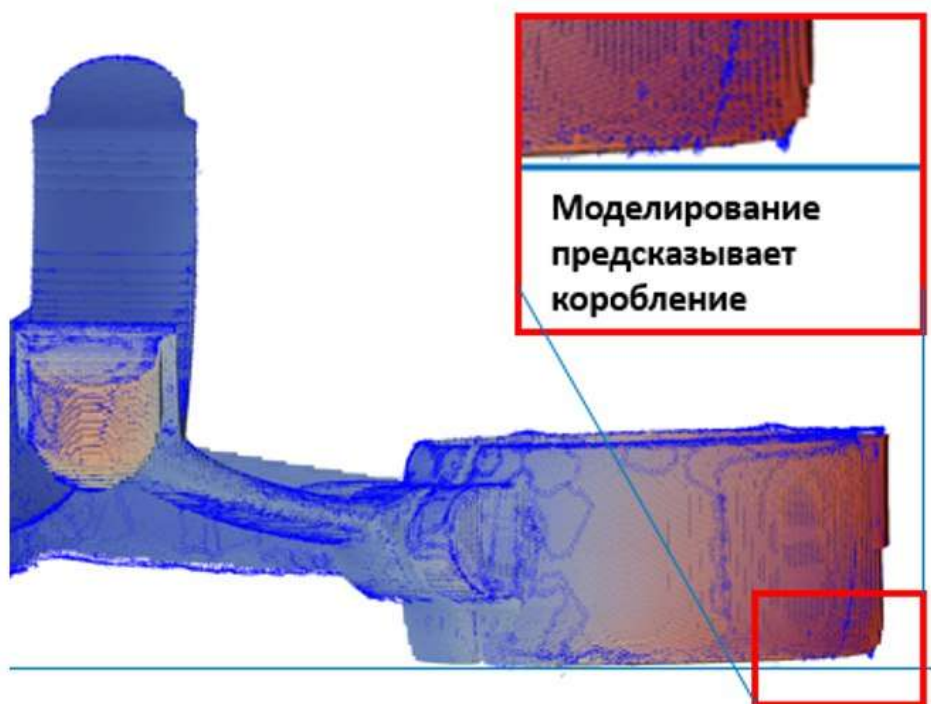


Рис. 5 – Наложение модели и детали с искажениями

Искаженные результаты после моделирования (синие) переигрываются в STL-файле (Рисунок 5)

Благодаря автоматизированным расчетным методикам процесс проектирования детали для последующей печати в ANSYS сокращен до нескольких связанных этапов:

- проектирование изначальной заготовки
- топологическая оптимизация под необходимый режим нагружения
- обработка технологических процессов
- изготовление.

Стоит отметить, что, ANSYS может считать векторы печати непосредственно от производителей машин и учесть это при вычислении процесса спекания (Рисунок 6).

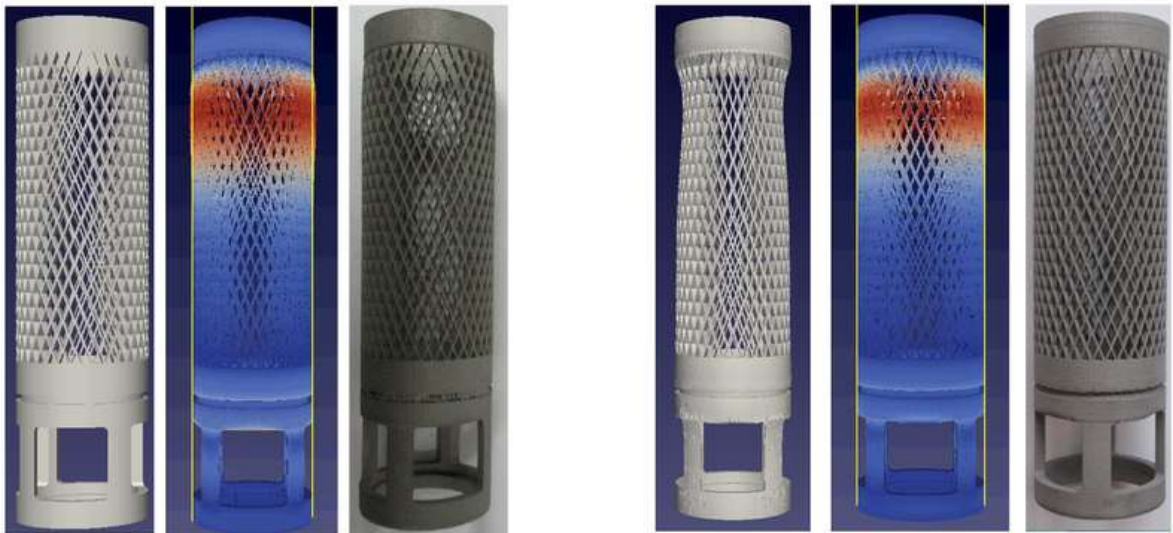


Рис. 6 –Учет компенсации. Оригинальная геометрия (слева) и с компенсацией (справа)

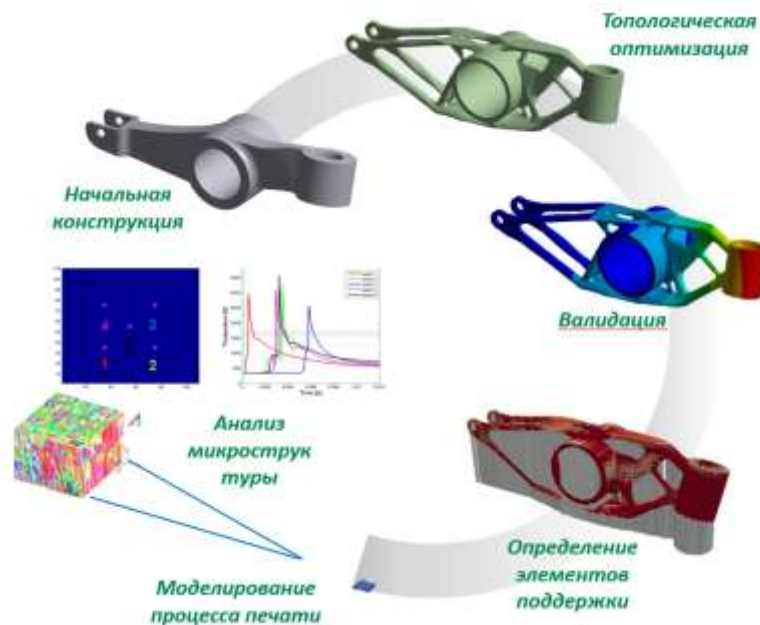


Рис. 7 – Цикл работы с геометрией в процессе аддитивного производства

Инструменты моделирования ANSYS позволяют клиентам рассматривать всю цепочку аддитивного производства, включая топологическую оптимизацию, проверку деталей, установку сборки, создание элементов креплений и поддержки, предотвращение коробления, прогнозирование микроструктуры и многое другое. Истинная конструкция для аддитивного производства требует знания всех этих аспектов для

обеспечения успешной, высокопроизводительной и точной части в качестве результата без необходимости дорогостоящей и долговременной оптимизации проб и ошибок (Рисунок 7).

Литература

1. www.ansys.com/additive
2. Mathieu Dumas¹, a , Patrick Terriault¹, Vladimir Brailovski - Modelling and characterization of a porosity graded lattice structure for additively manufactured biomaterials.
3. P.Contia , F. Cianettia, P. Pilerchia - Parametric Finite Elements Model of SLM Additive Manufacturing process

УДК 544.032.65:536.2:536.4:621.762.04

Современные численные модели и программные продукты в аддитивном производстве

Кривилев М.Д.¹, к.ф.-м.н.; Гордеев Г.А.¹;

Анкудинов В.Е.¹, к.ф.-м.н.; Шутов И.В.¹;

Харанжевский Е.В.¹, д.т.н.

mk@udsu.ru, gordeevgeorgii@gmail.com, vladimir@ankudinov.org,
shutiny@gmail.com, eh@udsu.ru

¹*Институт математики, информационных технологий и физики,
ФГБОУ ВО «Удмуртский государственный университет», г. Ижевск*

Аннотация:

Аддитивное производство изделий связано с протеканием в рабочем поверхностном слое сложных теплофизических процессов, математическое моделирование которых актуально. В работе рассмотрены результаты теоретического и численного исследования метода селективного лазерного плавления (СЛП) металлических порошков импульсным лазером (ИЛ), на основании которого предложен способ поиска рациональных режимов обработки при получении градиентных материалов и покрытий.

Ключевые слова:

метод селективного лазерного плавления; композитные порошки; теплоперенос; многомасштабное моделирование; градиентные материалы.

Введение

Современное развитие исследований в области СЛП связано с изучением влияния управляющих параметров процесса на кинетику структурно-фазовых превращений, происходящих на стадиях нагрева и

охлаждения при действии луча лазера. Изучение научных основ СЛП процессов позволяет добиваться улучшения физических и механических свойств изготавливаемых изделий при послойном лазерном плавлении. Среди прочих параметров, плотность формируемых изделий оказывает исключительное влияние на механическое поведение, включая прочность, твердость и, особенно, пластичность и циклическую выносливость. Высокая плотность изделий, получаемых в СЛП процессах, достигнута для различных типов материалов, включая нержавеющие стали [1], алюминиевые сплавы [2], титановые сплавы [3] и сплавы на основе никеля [4]. Однако достижение минимально возможной пористости сопряжено с трудоемким процессом по оптимизации управляющих параметров СЛП процесса [5].

Лазерное плавление в СЛП процессах приводит к формированию значительных остаточных напряжений вследствие высокого градиента температуры в поверхностных слоях материала. Эти напряжения могут в дальнейшем приводить к разрушению деталей или искажению геометрии, расслоению и трещинообразованию. В дополнение к термическим напряжениям термокапиллярные эффекты также создают серьезные препятствия как для формирования заданной геометрии детали, так и для качественного межслоевого соединения [6]. Вследствие этого развитие диапазона используемых материалов для коммерческого производства плотных изделий методом СЛП должно опираться на адекватное физико-математическое моделирование структурно-фазовых превращений при послойном лазерном плавлении порошка в СЛП процессах.

В последнее время как российскими, так и зарубежными научно-исследовательскими группами проводятся интенсивные исследования по построению систем имитационного моделирования в аддитивном производстве. Протекающие физико-химические процессы анализируются в современной литературе [7, 8, 9]. Это позволяет описывать процессы переноса лазерного излучения в дисперсной среде, сплавление и

консолидацию многокомпонентных металлических порошков, высокоскоростную кристаллизацию и формирование микроструктуры при СЛП. Результатом являются компьютерные программы и системы для аддитивного производства, разрабатываемые компаниями Autodesk, Siemens, ANSYS, Altair, MSC Software и другими. В данной работе рассмотрены некоторые аспекты построения многоуровневых моделей для аддитивного производства.

Расчет эффективной теплопроводности металлических порошков

Невзирая на огромный прогресс в развитии моделей протекания тепла через сложные пористые среды [10], расчеты эффективных коэффициентов теплопроводности конкретных систем, в частности порошков для СЛП, имеют большую практическую значимость, особенно в области, связанной с прогнозированием эволюции таких порошковых систем на протяжении сплавления в ходе лазерной обработки [11].

В работе была реализована математическая модель теплопереноса в металлических порошковых средах, которая позволяет рассчитывать динамику распространения тепла в металлическом порошке, находящемся в инертной атмосфере либо в вакууме. При этом существует возможность варьировать в модели фракционный состав частиц, их размеры и плотность насыпки, воспроизводя тем самым порошок насыпной плотности либо состояние частично сплавленной лазером порошковой металлической среды. С помощью данной модели получены нестационарные тепловые профили в объеме пористой порошковой среды, на основе которых в дальнейшем решена обратная задача теплопроводности [12–14]. Были вычислены эффективные коэффициенты теплопроводности для систем с различной пористостью, дисперсностью и составом газа, включая высокодисперсный порошок карбонильного Fe, стальной (03X17H14M2, AISI 316L), Al-Si (Al-12Si) и Ta порошки в воздухе, аргоне и в условиях низкого вакуума. Используемые модельные системы широко применяются в процессах СЛП, а

сама модель может быть расширена для описания всего многообразия используемых в СЛП металлических сплавов. На основе расчетов предложена феноменологическая модель, позволяющая вычислять эффективный коэффициент теплопроводности порошка, учитывающая влияние теплоемкости и теплопроводности атмосферы на эффективную теплопроводность смешанной среды. Феноменологическая модель аппроксимирована гладкой функцией, позволяющей вводить зависимость коэффициента теплопроводности k_{eff} от пористости ε . Эта функция в полиномиальном виде в дальнейшем использовалась для расчета эффективного коэффициента теплопроводности в модели спекания порошка в приближении сплошной среды при вычислении температурных градиентов, скоростей кристаллизации и режимов лазерного сплавления в процессе СЛП.

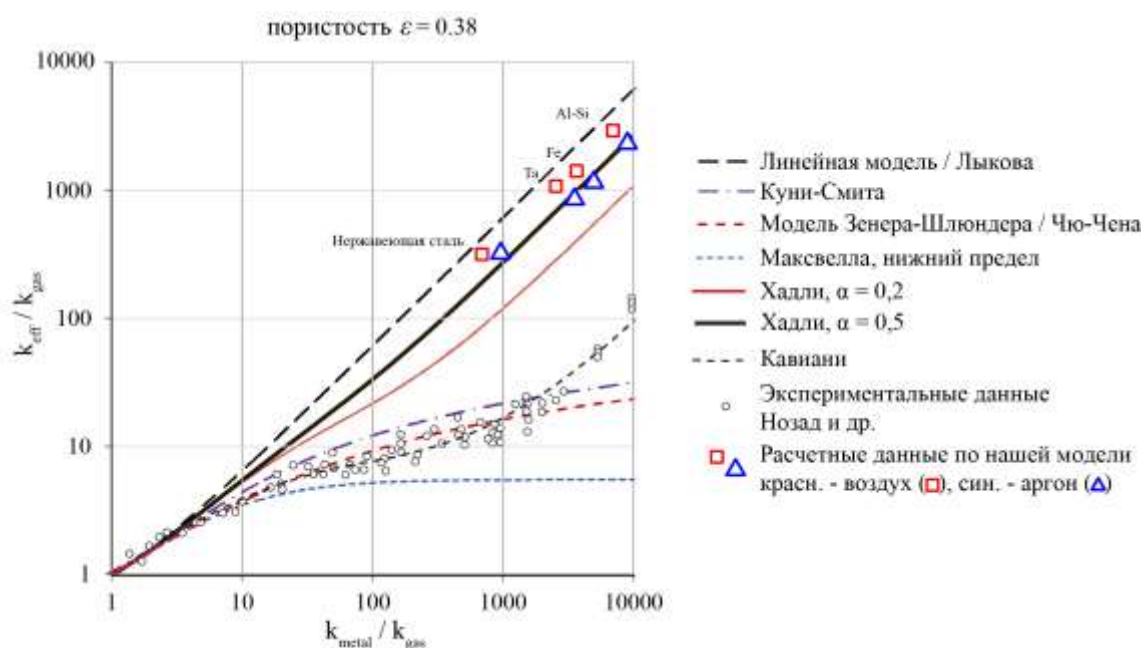


Рис. 1 – Сравнение современных моделей, расчетов по нашей модели и экспериментальных данных Нозад и др. [15,16] для моделей Чю-Чена, Зенера-Шлюндера, Офучи-Куни-Смита, Максвелла, Хадли, Кавиани [10, 17–19] для фиксированной пористости $\varepsilon = 0,38$

Сравнение известных моделей с нашими расчетными данными приведено на рис. 1. Линейная модель Лыкова является геометрическим пределом теплопроводности порошка, нижний предел по модели Максвелла ограничивает k_{eff} теплопроводностью газа [10]. Модели Зенера-Шлюндера,

Цена (модели элементарной ячейки) очень близки при данной пористости и рассматривают теплоперенос в приближении точечного контакта между частицами, поэтому такие модели предсказывают значение эффективной теплопроводности в разы меньше, чем модели связной среды [10, 17, 18]. В модели Хадли [19], как и в нашей модели, вводится коэффициент консолидации α_H . При $\alpha_H = 0,02$ среда слабо связная и кривая Хадли очень близка к экспериментальным данным Нозад и др. [15, 16] для насыпок несвязных порошков. Важно отметить, что близкая по концепции к нашей численная модель Кавиани [10], в которой объемы частиц, соединены перешейками дает хорошее соответствие с экспериментальными данными (см. рис. 1) и практически совпадает с кривой Хадли $\alpha_H = 0,02$. Для разработанной авторами статьи модели случайной насыпки связного подплавленного порошка наблюдается хорошее соответствие с кривой Хадли для $\alpha_H = 0,5$ и выше, что для соответствует связному подплавленному порошку. Для частично консолидированных порошков с хорошим тепловым контактом между частицами зависимость эффективной теплопроводности от α_H мала, что также подтверждается моделью Хадли, где с увеличением $\alpha_H > 0,02$ отношение k_{eff}/k_{gas} растет слабо.

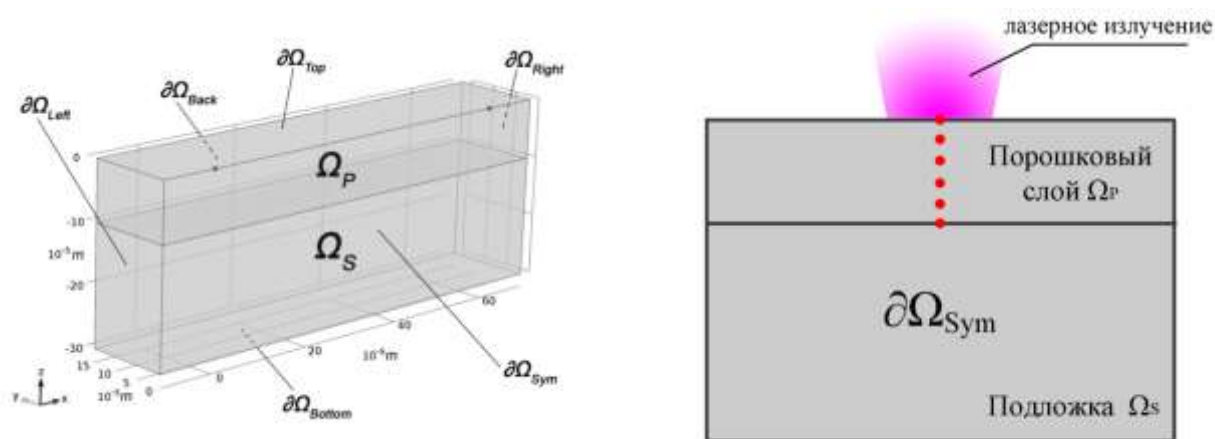


Рис. 2 – (Слева) Схема расчётной области компьютерной модели. (Справа) Схема выбора точек (на рисунке обозначены красным цветом), в которых рассчитываются нестационарные поля температуры T , локальной пористости ϵ и усадки Z

Анализ динамики процесса спекания порошка железа импульсными лазерами при СЛП

Для описания теплофизических процессов, происходящих в подложке Ω_S и в порошковой среде Ω_P , используется уравнение теплопроводности с фазовыми переходами (Рис.2). Основные уравнения макроскопической модели (1)-(6) описывают температуру T и удельную энтальпию H металлического порошка в приближении сплошной среды. Помимо этого, решается уравнение (3), описывающее динамику локальной пористости ε при компактировании и вертикальной координаты поверхности порошкового слоя Z :

$$\begin{aligned}
 (1) \quad & \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial H} \frac{\partial H}{\partial t}, \quad (2) \quad (1-\varepsilon) \frac{\partial H}{\partial t} = \nabla \cdot (k(\varepsilon) \nabla T), \\
 (3) \quad & \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} = -\varepsilon A \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right), \quad (4) \quad Z|_{\partial\Omega_{Top}} = \left(\frac{(1-\varepsilon_0)h_0}{h_0 - \int_z \varepsilon dz} - 1 \right) h_0, \\
 (5) \quad & \mathbf{n} \cdot \mathbf{q}_n|_{\partial\Omega_{Top}} = F(x, y, t) + h_{eff} T (T_{amb} - T) + \sigma \sigma_{SB} (T_{amb}^4 - T^4), \\
 (6) \quad & F(x, y, t) = k_{abs} J_{max} F_t \exp\left(-\frac{(x_b(t) - x)^2 + (y_b(t) - y)^2}{2\sigma_b^2}\right).
 \end{aligned}$$

Уравнения (5) и (6) задают тепловой поток на внешней поверхности порошкового слоя. Более детально последовательно изложенные модели СЛП – математическая, численная и компьютерная – рассматриваются в статье [13]. Развитая и верифицированная [13,20] модель СЛП позволяет исследовать динамику процесса спекания. Импульсный характер лазера обуславливает цикличность процесса лазерного плавления порошка. В процессе СЛП импульсными миллисекундными лазерами температура, обеспечивающая активное спекание металлического порошка, наблюдаются в период τ_{imp} действия самого импульса и некоторое время после его окончания.

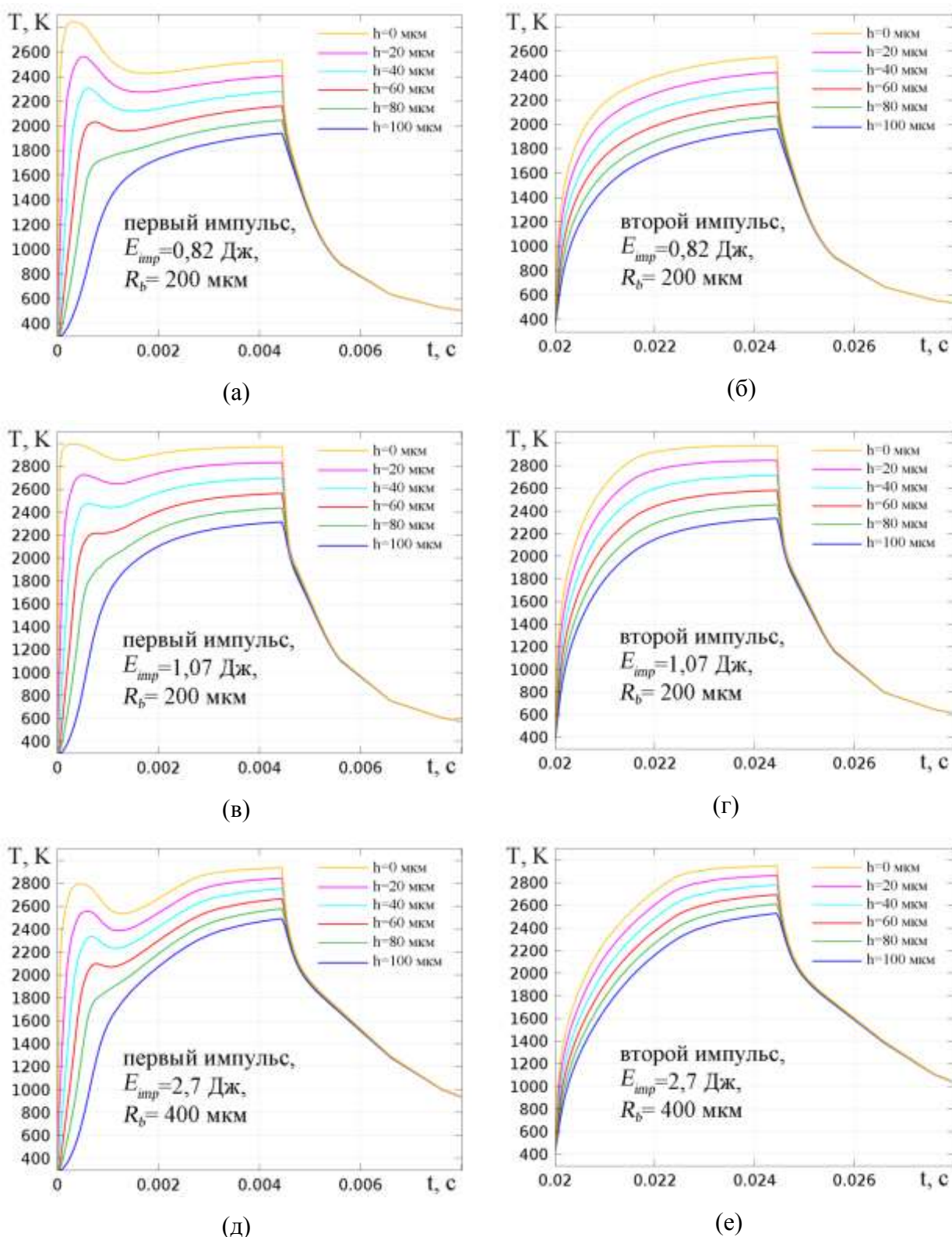


Рис. 3 – Графики зависимости температуры T от времени t в исследуемых точках на разной глубине h (рис.2) (а) для 1-го лазерного импульса с параметрами: $E_{imp}=0,82$ Дж, $R_b=200$ мкм; (б) для 2-го импульса с $E_{imp}=0,82$ Дж, $R_b=200$ мкм; (в) для 1-го импульса с $E_{imp}=1,07$ Дж, $R_b=200$ мкм; (г) для 2-го импульса с $E_{imp}=1,07$ Дж, $R_b=200$ мкм; (д) для 1-го импульса с $E_{imp}=2,7$ Дж, $R_b=400$ мкм; (е) для 2-го импульса с $E_{imp}=2,7$ Дж, $R_b=400$ мкм. Остальные параметры: $\tau_{imp}=4.5$ мс, $\nu=50$ Гц, $l_{imp}=R_b$

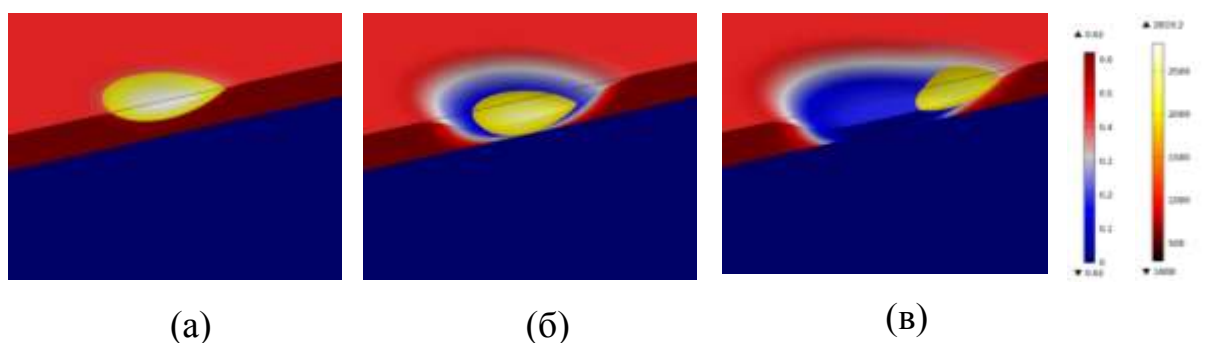


Рис. 4 – Поля температуры T и локальной пористости ε (а) в момент $t=0,3$ мс от начала первого лазерного импульса; (б) в момент $t=2$ мс первого лазерного импульса; (в) в момент $t=2,08$ мс начала второго лазерного импульса при СЛП с управляющими параметрами: $E_{imp}=0,84$ Дж, $\tau_{imp}=4,5$ мс, $R_b=200$ мкм, $\nu=50$ Гц, $l_{imp}=R_b$

В начале первого импульса температура порошка железа T резко возрастает, далее наблюдается нелинейный этап зависимости температуры $T(t)$, после окончания импульса температура резко падает (рис.3а,в,д). При этом скорость спекания порошка железа на различных глубинах введет себя соразмерно температуре T на таких глубинах (рис.3а,в,д): чем глубже находится исследуемая точка и температура T меньше (рис.3а,в,д), тем ниже интенсивность спекания порошка железа в такой точке. Необходимо отметить, что динамика уменьшения локальной пористости порошка железа имеет нелинейную зависимость, поэтому при приближении к $\varepsilon=0$, что эквивалентно полностью спекшемуся порошку, интенсивность такого процесса затухает. Динамика усадки порошка железа, выражаемая через движение верхней границы Z (4), является интегральной характеристикой изменения локальной пористости ε по глубине порошкового слоя.

При всех исследуемых экспериментально режимах лазерной обработки порошка железа усадка происходит либо в течение длительности лазерного импульса τ_{imp} (при высоких мощностях лазера), либо в течение длительности лазерного импульса τ_{imp} и значительно меньшим временем после импульса (при меньших мощностях лазера). При первом импульсе лазерной обработки наблюдается нелинейное поведение температурного поля, которое можно разделить на несколько этапов (рис.3а,в,д):

1) Начальный нагрев обрабатываемого локального объема происходит в начале импульса и характеризуется высокоинтенсивным ростом температуры T в исследуемых точках. На данном этапе формируется расплавленная зона, полностью окруженная неспекшимся порошком железа (рис.4а). Из-за значительно меньшего значения коэффициента теплопроводности $k(\varepsilon)$ изначальной насыпки порошка по сравнению с коэффициентом теплопроводностью расплава железа (рис.1) расплавленная зона плохо отводит тепло как в порошок Ω_P , так и через порошок в подложку Ω_S . В зависимости от управляющих параметров СЛП в конце данного этапа могут достигаться температуры большие, чем в конце лазерного импульса (рис.3а,в).

2) Этап падения температуры T расплавленной зоны во время лазерного импульса. В начале данного этапа образуется спеченная или сплавленная перемычка (зона контакта) между расплавленной зоной и подложкой Ω_S (рис.4б). Поскольку такая спеченная перемычка обладает сравнительно высоким значением коэффициента теплопроводности $k(\varepsilon)$, то через нее активно происходит теплоотвод в подложку Ω_S . Теплоотвод из расплавленной зоны в неразогретую подложку Ω_S настолько эффективен, что потери энергии расплавленной зоной от такого теплоотвода не восполняются энергией, подводимой лазерным излучением. Данное обстоятельство приводит к локальному понижению температуры T в расплавленной зоне. Помимо теплоотвода в подложку свой вклад в охлаждение расплавленной зоны вносят конвективное охлаждение и излучение порошка на поверхности $\partial\Omega_{Top}$, у которых возрастает интенсивность при увеличении температуры T до температур, близких к температуре кипения порошка T_{boil} .

3) Продолжение роста температуры T зоны во время лазерного импульса. Данный этап характеризуется плавным затухающим ростом температуры T в исследуемых точках, в несколько раз менее интенсивным, чем рост температуры T на начальном этапе. На данном этапе подвод энергии

лазерным излучением начинает превышать теплоотвод в уже частично нагретую подложку Ω_s . Более того, на рис.3в,д показано, что при приближении температуры T на поверхности порошка к температуре кипения T_{boil} интенсивность конвективного теплоотвода увеличивается настолько, что дальнейшее увеличение максимальной температуры происходит с еще более низкой интенсивностью.

4) Быстрое остывание обрабатываемой зоны после окончания лазерного импульса и последующая релаксация температурного поля между импульсами. В начале данного этапа без подвода энергии лазерного излучения происходит эффективный теплоотвод в подложку Ω_s , что приводит к высокоинтенсивному падению температуры T в исследуемых точках.

Теплоперенос при последующем, втором, импульсе изучался аналогично первому импульсу: нестационарные поля температуры T количественно исследовались в точках на поверхности и в глубине слоя порошка, где рассматриваемые точки в момент начала импульса находились под фокусом лазерного пятна (рис. 2). Частота генерации лазерного излучения ν была подобрана так, чтобы тепловое поле успевало релаксировать почти до начальной температуры $T=T_{amb}$. Необходимо отметить, что при втором и последующих импульсах при формировании сплавленной дорожки при СЛП порошка железа лазерное пятно обрабатывает уже спеченную или сплавленную поверхность (рис.4в), поэтому изначально достигается эффективный теплоотвод в подложку, как на этапе №2 при теплопереносе в первом импульсе. Данное обстоятельство позволяет избегать перегрева локального объема, фиксируемого при первом импульсе (рис.3а,в,д). При исследовании динамики теплового поля при втором импульсе были выявлены два этапа (рис.3б,г,е):

1) Нагрев обрабатываемого локального объема в течение импульса характеризуется постепенным увеличением температуры T в исследуемых

точках, вначале интенсивным (хотя и менее интенсивным, чем нагрев на этапе №1 для первого импульса) и затухающем в дальнейшем. Этап нагрева №3 для первого импульса количественно совпадает с соответствующим по времени этапом нагрева для второго импульса.

2) Быстрое остывание обрабатываемой зоны после окончания лазерного импульса и последующая релаксация температурного поля между импульсами. Данный этап эквивалентен этапу №4 при теплопереносе в первом импульсе.

Порошок железа обладает такими теплофизическими характеристиками, которые позволяют при используемых на практике режимах лазерной обработки сплавлять порошок с подложкой уже при первом импульсе. Более того, если исключить из сравнения этапы №1 и №2 (первого импульса), то термограммы первого и последующим импульсов близки настолько, что их можно считать аналогичными. Таким образом, было показано, что расчеты для одного импульса позволяют получать качественные и количественные оценки воздействия лазерной импульсной обработки при следующих импульсах, а это значит, что одиночный импульс является характерным и репрезентативным случаем для СЛП порошка железа в целом. Это утверждение в дальнейшем позволяет эффективно проводить поиск рациональных и оптимальных режимов лазерной обработки.

Выводы

1. Современные вычислительные модели для аддитивного производства включают имитационное моделирование протекающих теплофизических процессов на различных масштабных уровнях для получения результатов, адекватных лабораторному эксперименту.

2. Режимы обработки и динамика компактирования порошка в начале дорожки отличаются от параметров последующей обработки, что приводит к

повышенной микрошероховатости поверхности изделий при неправильной стратегии заливки контура изделия вблизи границ.

3. Для случая лазерной обработки импульсным лазером (ИЛ) расчеты для одного импульса позволяют получать качественные и количественные оценки воздействия лазерной импульсной обработки при следующих импульсах. Это означает, что одиночный импульс является характерным и репрезентативным случаем для СЛП порошков ИЛ в целом.

Авторы выражают признательность за финансовую поддержку РФФИ, проект 16-38-00839 мол_а, Министерству образования и науки РФ, проект № 11.6513.2017/8.9 в рамках базовой части госзадания, ФГБУ «Фонд содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере» по программе «УМНИК» и Российскому космическому агентству за частичную поддержку в рамках космических экспериментов «Перитектика» и «Кинетика».

Литература

[1] Kruth J. P., Mercelis P., Vaerenbergh J. Van et al. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting // Rapid Prototyping Journal. 2005. Vol. 11, no. 1. P. 36 – 36.

[2] Buchbinder, D., Schleifenbaum, H., Heidrich, S., Meiners, W. and Bültmann, J. (2011), “High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts. Lasers in Manufacturing 2011, *Physics Procedia*, Vol. 12 No. 0, pp. 271–278.

[3] Arcella F. G., Froes F. H. Producing titanium aerospace components from powder using laser forming // JOM - Journal of the Minerals Metals and Materials Society. 2000. Vol. 52, no. 5. P. 28 – 30.

[4] Mumtaz, K.A., Erasenthiran, P. and Hopkinson, N. (2008), “High density selective laser melting of Waspaloy®”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 195 1–3, pp. 77–87.

[5] Kasperovich G., Hausmann J. Thermomechanical treatment of TiAl6V4 alloy fabricated by Selective Laser Melting: optimization of microstructure and fatigue properties // *Proceedings Advanced Materials, Processes and Applications for Additive Manufacturing*. 2013.

[6] Nakamoto T., Shirakawa N., Miyata Y., Inui H. Selective laser sintering of high carbon steel powders studied as a function of carbon content // *J. Mater. Process. Technol.* 2009. Vol. 209. P. 5653 – 5660.

[7] Шишковский И.В. Основы аддитивных технологий высокого разрешения.—СПб.: Питер, 2016. — 400 с.

[8] Соболева П.В., Князева А.Г. Численное исследование влияния оптических свойств порошковой среды на характер распределения температуры в процессе лазерной обработки // *Математическое моделирование в естественных науках*. 2016. Т. 1. С. 348-353.

[9] Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones // *Acta Mater.*—2016.—V.108.—P.36–45.

[10] Kaviany M. *Principles of Heat Transfer in Porous Media*. — Springer New York, 1995. — P. 726.

[11] Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б. Технологии аддитивного производства: трехмерная печать, быстрое прототипирование и прямое цифровое производство. — М.: Техносфера, 2016. — С. 656.

[12] Анкудинов В. Е. Теплоперенос и формирование кристаллической микроструктуры в металлических порошках на основе Fe и Al при селективном лазерном плавлении: дис. ... канд. ф.-м. наук: 01.04.07. — Ижевск: Удмуртский государственный университет, 2017. — 157 С.

[13] Гордеев Г.А., Кривилёв М.Д. Анкудинов В.Е. Компьютерное моделирование селективного лазерного плавления высокодисперсных металлических порошков // Вычислительная механика сплошных сред. . – 2017. – Т. 10, № 3. – С. 293-312, <http://dx.doi.org/10.7242/1999-6691/2017.10.3.23>

[14] Анкудинов В. Е., Кривилев М. Д. Теоретический анализ зависимости теплофизических характеристик от пористости // Вестник Удмуртского университета. Физика. Химия. — вып. 4 — Ижевск: Изд-во УдГУ, 2012. — С. 3-8.

[15] Nozad I. An Experimental and Theoretical Study of Heat Conduction in Two- and Three-Phase Systems : PhD thesis / Nozad I. — University of California, Davis, 1983.

[16] Nozad I., Carbonell R. G., Whitaker S. Heat Conduction in MultiPhase Systems I: Theory and Experiments for Two-Phase Systems // Chem. Engng. Sci. — 1985. — Vol. 40. — P. 843–855.

[17] Zehnder P., Schlunder E. U. Thermal Conductivity of Granular Materials at Moderate Temperatures // Chemie. Ingr.Tech. — 1970. — Vol. 42. — P. 933–941.

[18] Hsu C.T., Cheng P., Wong K. W. Modified Zenner-Schlunder models for stagnant thermal conductivity of porous media // Journal of Porous Media. — 1994. — Vol. 37, no. 1. — P. 19–38.

[19] Hadley G. R. Thermal Conductivity of Packed Metal Powders // Int. J. Heat Mass Transfer. — 1989. — Vol. 29. — P. 909–920.

[20] Shutov I.V., Gordeev G.A., Kharanzhevskiy E.V. and Krivilyov M.D. Analysis of // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, SPTM-2017 conference. — 2017 - Pp. 10.

УДК 658.5.012.1

Опыт использования методов и программных продуктов топологической оптимизации при проектировании кронштейнов аэрокосмического назначения, изготавливаемых по аддитивным технологиям

Куркин Е.И.¹, к.т.н.; Спирина М.О.¹; Азизов Р.Д.¹

eugene.kurkin@mail.ru, maryspirina@gmail.com, azizov.roma2011@yandex.ru

¹*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара*

Аннотация:

В работе подробно рассмотрены методы обработки и преобразования 3D модели сверхлегкого узла аэрокосмического назначения, полученного в результате топологической оптимизации, проведен анализ полученных результатов.

Ключевые слова:

аддитивные технологии, кронштейн, топологическая оптимизация, тело переменной плотности.

Применение перспективных технологий позволяют осуществить переход к интегральным конструкциям, сократить вес изделий. Применение аддитивных технологий для изготовления образцов-прототипов позволяет на порядок ускорить решение задач подготовки производства, а также сократить время производства готовой продукции. Аддитивные технологии позволяют сократить вес изделия на 40–50%, не теряя при этом прочностных и жесткостных характеристик. 3D-печать уже активно применяется в

авиационной и космической промышленности. Например, компания Space X печатает из титанового сплава детали двигателя для своего космического корабля Super Draco. Компания Airbus применяет эту технологию в купе с топологической оптимизации для проектирования и изготовления кронштейнов для своего самолета A350. A380 оснащен опытными элементами механизации крыла – гидравлическими приводами, полностью изготавливаемыми на 3D-принтерах.

Для проектирования сложных пространственно-нагруженных конструкций успешно применяется метод топологической оптимизации [1]. Алгоритм позволяет перераспределять материал в различных участках тела переменной плотности в зависимости от нагрузки и критерия оптимальности. Алгоритм использования тела переменной плотности предложен в [2] и подробно описан в работе [3]. Результатом топологической оптимизации детали в программном комплексе ANSYS Workbench является фасеточная трехмерная модель (рис. 1), которую невозможно использовать без дальнейшей подготовки для производства и поверочных прочностных расчетов. Актуальной является задача преобразования результатов топологической оптимизации в трехмерную геометрическую модель, учитывающую технологические ограничения и ограничения, накладываемые требованиями работы с моделью в CAD и CAE системах.

Широкое использование метода топологической оптимизации конструкций требует максимально возможной автоматизации данного процесса. В работе рассмотрены методы редактирования и преобразования трехмерной модели кронштейна навески, а также проведен анализ полученных результатов.

При проектировании аэрокосмических конструкций стоит острая необходимость в применении аддитивных технологий, которые позволяют сократить время подготовки к изготовлению изделия. Использование методов и программных продуктов топологической оптимизации при

проектировании кронштейнов аэрокосмического назначения, изготавливаемых по аддитивным технологиям рассмотрим на примере оптимизации кронштейна, схема нагружения которого представлена в работе [4].

Результат топологической оптимизации кронштейна, проведенной в системе ANSYS Workbench представлен на рис. 1.

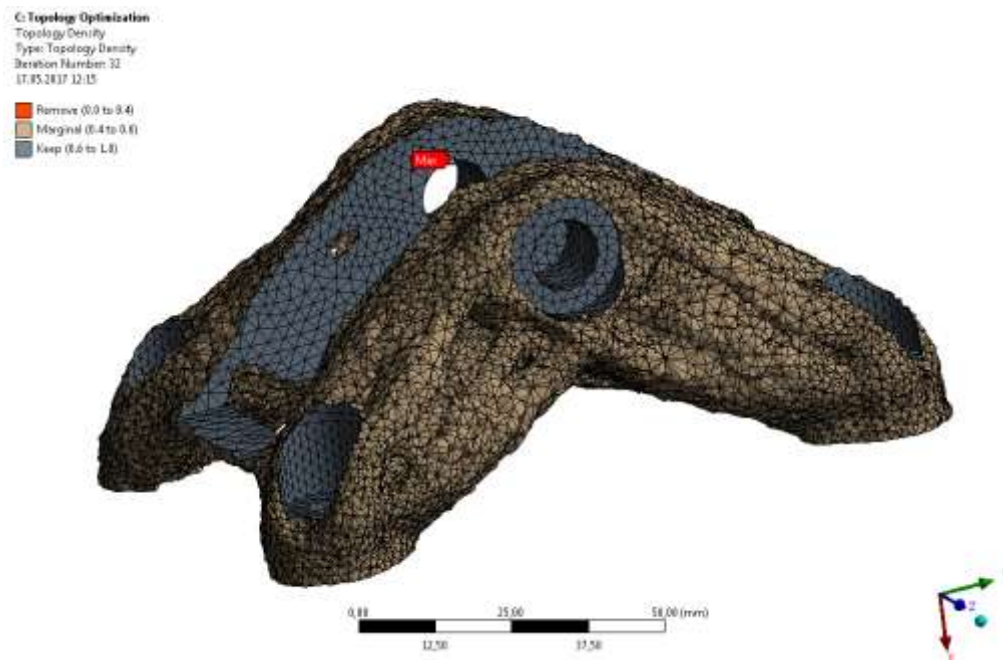


Рис. 1 – Результат топологической оптимизации

Первичная обработка результатов топологической оптимизации проведена в ANSYS SpaceClaim, в результате чего получена фасеточная модель проектируемой конструкции. Затем выполнено ручное редактирование фасеточной модели (удаление полостей, углублений, тонких тоннелей), ее сглаживание и преобразование в твердотельную геометрическую модель, путем наложения NURBS поверхностей на каркасную модель, в программе Geomagic Studio (рис. 2). Данный программный пакет имеет широкие возможности по созданию триангулированных поверхностей, заполнению отверстий в них с учетом кривизны поверхности, сглаживанию и редактированию полигонов. Geomagic Studio позволяет полностью автоматически создавать NURBS

поверхности и выполнять типовые действия с помощью шаблонов и макрокоманд, а также дополнять пакет собственными программными модулями на языках Visual Basic, C, C++ или Java.

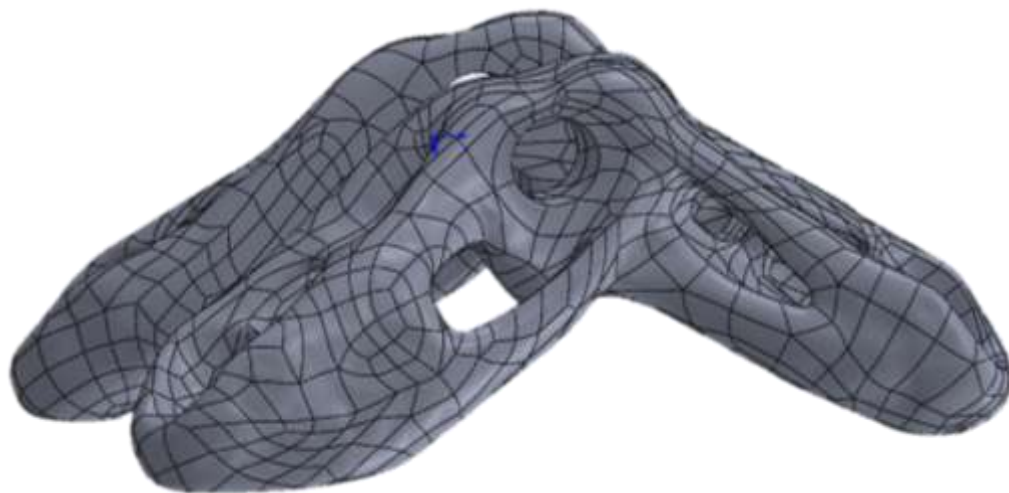


Рис. 2 – Сглаженная фасеточная модель

Полученная CAD модель доработана в системе Solid Works с учетом технологических ограничений путем удаления областей с дефектами и добавления областей с построением по граничным профилям и траекториям. Восстановлена требуемая симметрия конструкции, преобразованы ребра жесткости, организованы места креплений элементов конструкции в соответствии с ответными частями соединяемых тел. Добавлены необходимые конструктивные элементы кронштейна – крепежные отверстия, площадки и произведены необходимые скругления (рис. 3).



Рис. 3 – Окончательная CAD модель

Созданная в результате работы CAD-модель использована для поверочного расчета напряженно-деформированного состояния в системе ANSYS Workbench.

После подтверждения работоспособности полученной конструкции поверочным расчетом, была произведена подготовка к изготовлению кронштейна методом FDM-печати. Подготовка производилась в программе-слайсере Simplify 3D (рис. 4). Данная программа позволяет создать управляющую программу для 3D принтера, настроить параметры слайсинга, поддерживающих структур, скорости и температуры печати.

Важнейшими параметрами печати являются: диаметр сопла печатающей головки и высота слоя, определяющиеся из геометрических параметров модели и необходимой точности изготовления, скорость и температура экструзии, в основном определяющиеся материалом и требованиям по качеству печати.

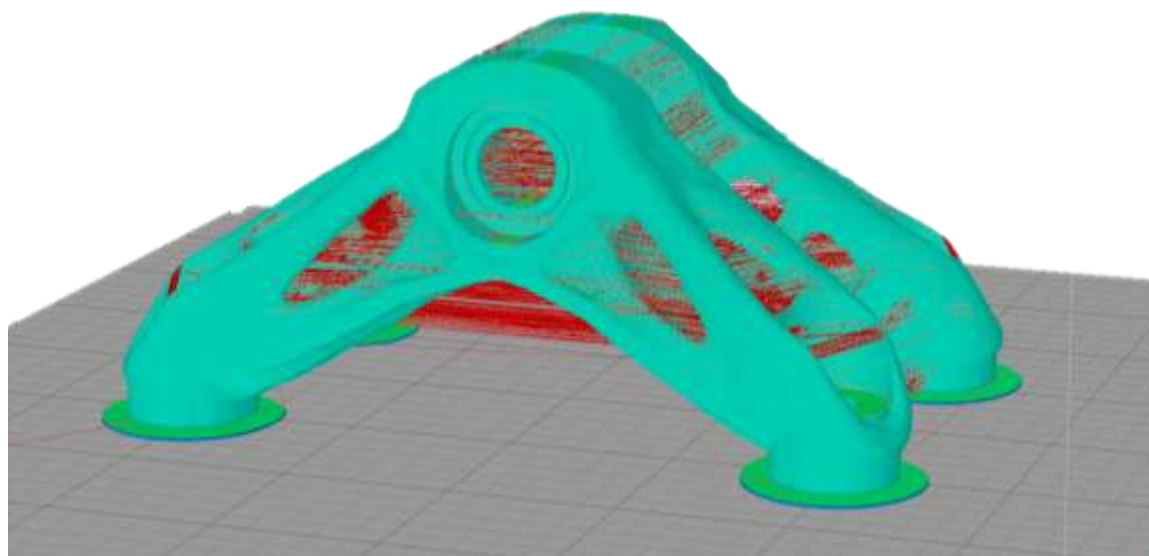


Рис. 4 – Подготовка модели кронштейна к печати

Исходя из размеров наименьших элементов кронштейна было выбрано сопло диаметром 0,4 мм, для которого наилучшее качество печати обеспечивает высота слоя в 0,1 мм. В связи с высоким коэффициентом усадки используемого материала, требуется применение дополнительных

структур, повышающих площадь прилипания модели к печатному столу во время печати, поэтому деталь печаталась на подложках, полученных путем эквидистантного расширения первого слоя. Для повышения адгезии был задействован подогрев печатного стола до 130°C. Температура экструдера печатающей головки, согласно рекомендациям производителя материала, составила 320°C. Максимальная скорость перемещения печатающей головки во время печати – 3400 мм/мин. Стоит отметить, что фактическая скорость может отличаться от максимальной в меньшую сторону на участках, требующих большее количество времени на остывание слоя, чем время печати слоя на максимальной скорости. Данный параметр в Simplify 3D контролируется автоматически.

После того, как была получена управляющая программа для печати, был начат процесс изготовления кронштейна, занимающий в общей сложности 6,5 часов. Итогом работы стала изготовленная модель кронштейна (рис. 5).



Рис. 5 – Изготовленная модель кронштейна

Выводы

В рамках работы отработана технология изготовления кронштейна навески по перспективным технологиям. Показана возможность перехода от результатов топологической оптимизации к готовому изделию. Разработана методика обработки результатов топологической оптимизации с учетом технологических ограничений, накладываемых методом изготовления. Рассмотрены все стадии процесса обработки и изготовления, подобраны режимы печати. По разработанной в рамках работы программе для 3D-печати изготовлен кронштейн навески. Описанные технологии могут быть использованы для производства произвольных кронштейнов сверхлегких конструкций аэрокосмического назначения, изготавливаемых по аддитивным технологиям.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-31-60093 мол_а_дк.

Литература

1. Комаров В. А. Рациональное проектирование силовых авиационных конструкций: дис. ... д-ра техн. наук / Моск. авиац. ин-т. М., 1976. 329 с.
2. Комаров В. А. Проектирование силовых схем авиационных конструкций // Актуальные проблемы авиационной науки и техники. М. : Машиностроение. 1984. С. 114–129.
3. Komarov V.A., Boldyrev A.V., Kuznetsov A.S., Lapteva M.Yu. Aircraft design using a variable density model // Aircraft Engineering and Aerospace Technology, Vol. 84 Issue 3, 2012. - P. 162–171.
4. Павлов А.А., Павлова С.А Применение гибридных композиционных материалов в конструкции кронштейнов // Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения: материалы II Всероссийской научно-технической конференции. М.: ВИАМ, 2017. - С. 146–156.

УДК 620.169.1:620.187.3.02

Изменения структуры, фазового состава и механических свойств сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления, в процессе баротермической обработки и длительных отжигов

Евгенов А.Г.¹, к.т.н.; Мазалов И.С.¹; Зайцев Д.В.¹; Прагер С.М.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Исследовано изменение микроструктуры и механических свойств сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления (СЛС), после горячего изостатического прессования (ГИП). Определено влияние длительных 500-часовых отжигов при температурах 800 и 900°C на фазовый состав и морфологию структурных составляющих, исследованы кратковременная и длительная прочность материала в различных состояниях. Показано, что выделение дисперсных частиц σ -фазы после газостатической обработки с последующим старением и после длительных выдержек при высоких температурах не оказывает существенного негативного влияния на пластические и прочностные характеристики сплава.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, ГИП, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ).

Введение

В отечественном двигателестроении для изготовления деталей камеры сгорания широко применяются свариваемые высокохромистые никелевые сплавы, имеющие высокую жаростойкость при рабочих температурах до 1000–1100°C, в частности сплав ЭП648. Благодаря хорошей технологичности, ЭП648 стал первым отечественным жаропрочным никелевым материалом для аддитивного производства: в технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) и лазерной газопорошковой наплавки. Однако, ряд недостатков этого материала, в том числе склонность к образованию кристаллизационных трещин в процессе синтеза и высокое содержание хрома, приводящее к появлению ТПУ-фаз: σ , μ и фаз Лавеса вследствие нестабильности твердого раствора, заставили перейти к выбору более технологичного и структурно стабильного материала для технологии СЛС.

При выборе нового отечественного материала для изготовления деталей камеры сгорания аддитивными технологиями в основу был положен критерий универсальности. Сплав ВЖ159, разработанный и паспортизованный в ВИАМ в 1991 году, обладает отличной свариваемостью и стойкостью к теплосменам, что позволяет применять его на любом СЛС-оборудовании, в т. ч. не имеющем подогрева платформы построения, без опасности появления трещин. Он имеет высокую жаро- и коррозионную стойкость, высокий комплекс механических характеристик при комнатной и рабочих температурах при ограниченном выделении дисперсных упрочняющих фаз. Полученный методом СЛС данный сплав имеет еще более высокие механические кратковременные и длительные свойства, усталостные характеристики на уровне лучших зарубежных листовых сплавов.

Задачей настоящей работы было исследование структурно-фазового состояния и механических свойств синтезированного жаропрочного и жаростойкого сплава ВЖ159 после баротермического воздействия и длительных (500 часов) имитационных отжигов при температурах 800 и 900°C.

Работа выполнена в рамках реализации научного направления 10.4: Технологии получения би- и полиметаллических естественно армированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков («Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [1]).

Материалы и методы исследования

Для исследования выбран жаропрочный никелевый деформируемый сплав с высокой жаростойкостью ВЖ159, химический состав которого приведен в таблице 1. Из заготовок данного сплава получали порошок методом атомизации (распыления расплава потоком аргона) на установке HERMIGA10/100VI. Фракционный состав использованной металлопорошковой композиции – 10-63мкм. Процесс СЛС порошка проводили в установке EOS M290 в среде азота. Для синтеза на установке EOS применялась стратегия сканирования полосами (stripes), при скорости сканирования (по основному металлу) 1,9 м/с.

Таблица 1

Химический состав жаропрочного сплава ВЖ159

Элемент	Ni	Cr	Al	Mo	Nb	C	B
Содержание	Осн.	25,0- 28,0	1,25- 1,55	7,0- 8,0	2,5- 3,5	0,05- 0,09	0,005

Полученные образцы подвергали ГИП по разработанным ФГУП «ВИАМ» температурным режимам (не приводятся в соответствии с политикой защиты коммерческой тайны), с последующим двухступенчатым старением.

Исследование влияния длительных отжигов, имитирующих наработку, при температурах 800 и 900°С в течение 500 часов, на структурно-фазовый состав и механические свойства материала проводили на образцах, изготовленных из синтезированных заготовок, прошедших ГИП и старение.

Микроструктурный анализ проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM 6480LV фирмы JEOL и Hitachi SU8100, а также

методом ПЭМ на микроскопе Теснаі G2 F20 S-TWIN TMP с ускоряющим напряжением 200 кВ.

Результаты исследований

1. Исследование структуры синтезированных образцов.

Методом РЭМ установлено, что образцы имеют характерную для синтезированного металла трековую структуру (рис. 1, а, б). Микроструктура трека состоит из ячеек – осей дендритов первого порядка, объединенных в участки (колонии) с одинаковой кристаллографической ориентацией (рис. 1, в).

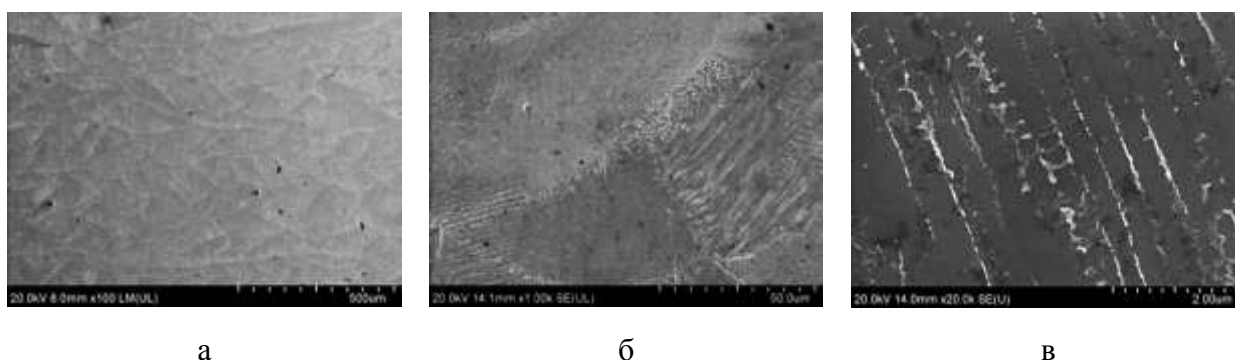


Рис. 1 – Микроструктура сплава ВЖ159 после СЛС

В пределах одного трека присутствует несколько таких участков или колоний, значительно разориентированных между собой. Размер ячеек составляет 500–800 нм, что в соответствии с данными [2] позволяет оценить скорость кристаллизации как $4 \times 10^6 - 1 \times 10^7$ °С/сек.

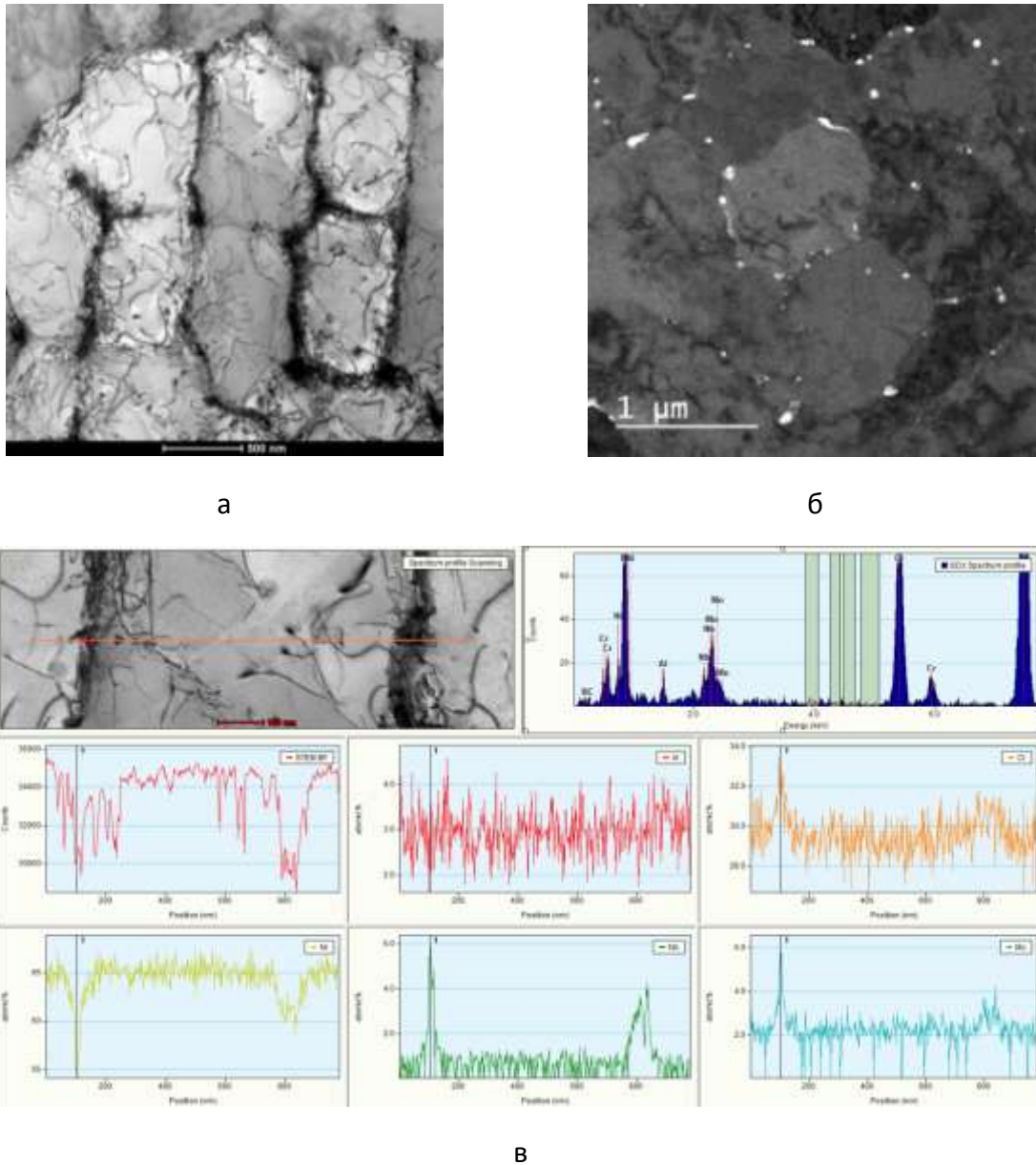


Рис. 2 – Электронномикроскопические изображения ячеистой структуры сплава ВЖ159 после СЛС: а) в режиме светлого поля; б) в режиме темного поля в рефлексе карбидов; в) распределение концентрации легирующих элементов вдоль линии, пересекающей границы ячейки

При исследовании методом ПЭМ (рис. 2, а) видно, что границы ячеек представляют собой скопления («клубки») дислокаций, большое количество дислокаций наблюдается также и в теле ячеек. По границам ячеек располагаются частицы карбидов (рис. 2, б) и боридов хрома, в состав которых может входить Nb и Mo (рис. 2, в), образуя неравномерную пространственную сетку.

2. Изменение структуры и фазового сплава ВЖ159 в процессе ГИП и старения.

После ГИП и двухступенчатого старения (рис. 3, а) структура состоит из зерен, разделенных высокоугловыми границами, декорированными частицами карбидов хрома типа Me_6C , в состав которых может входить и молибден. Внутри зерен присутствуют ограненные частицы карбоборидов ниобия, местами выстраивающиеся в цепочки. В объеме зерна присутствуют частицы пластинчатой фазы, содержащей никель, хром и молибден, которая может быть идентифицирована как σ -фаза (рис. 3, б). В объеме зерен равномерно выделяются частицы γ' -фазы округлой формы, размером не превышающие 80 нм.

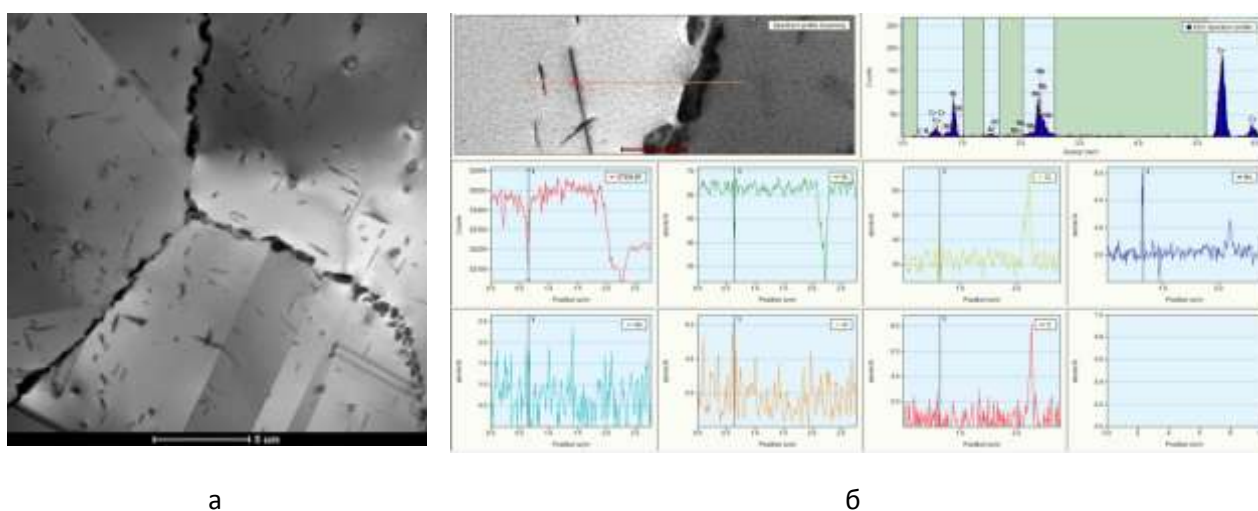


Рис. 3 – Электронномикроскопические изображения структуры сплава ВЖ159 после ГИП со стандартным старением (а); распределение концентрации легирующих элементов вдоль линии, пересекающей границу ячейки и частицы пластинчатой морфологии (б)

3. Изменение структуры после длительных отжигов.

Под данным ПЭМ, после длительной (500 ч) выдержки при температуре $800^{\circ}C$ (рис. 4, а) в структуре наблюдается выделение пластинчатых фаз, распределенных равномерно по объему зерна и ориентированных преимущественно по плоскостям плотной упаковки γ -твердого раствора $\{111\}$. Содержание молибдена в исследуемой фазе находится на уровне $8\%_{ат.}$, что по данным [4, 5] соответствует составу

σ -фазы. Повышение температуры выдержки до 900°C (рис. 4, б) приводит к увеличению объема выделения пластинчатых фаз, при этом, четко прослеживаются морфологические различия фаз: часть пластин толщиной ~ 100 нм, имеющих длину порядка 2 мкм, может быть отнесена к вторичным ТПУ-фазам, образовавшимся при длительных отжигах, а другая часть – частицы длиной 500–800 нм, имеющие иную кристаллографическую ориентировку, вероятно, являются первичными частицами ТПУ-фазы, выделившимися в процессе закалки и старения по наследственным границам ячеек исходного синтезированного материала вследствие повышенной концентрации хрома и молибдена в этих областях. Химический состав обоих типов частиц соответствует σ -фазе.

Границы зерен после отжигов при обеих температурах декорированы карбидами типа Me_6C . Наравне с пластинками σ -фазы после выдержки при температуре 900°C наблюдаются единичные выделения частиц, которые могут быть идентифицированы как αCr (рис. 4, в).

При исследовании распада твердого раствора в образцах обнаружено, что по всему объему зерна выделяется дисперсная γ' -фаза. После выдержки при 800°C размер частиц составляет 30-60 нм, а после выдержки при температуре 900°C распределение частиц по размерам имеет более широкий диапазон – от 30 до 130 нм, плотность выделений частиц при этом значительно выше.

После выдержки при температуре 900°C наиболее выражено гетерогенное зарождение частиц γ' -фазы на межфазных границах частиц σ -фазы, такие частицы γ' -фазы отличаются от равноосных частиц в объеме зерна по форме и размерам. Частицы карбоборидов и боридов ниобия в структуре образцов после длительных отжигов не обнаружены. Это связано с переходом ниобия в состав упрочняющей γ' -фазы в соответствии с механизмом компенсационного изоморфизма элементов и подтверждается

рентгеноспектральным микроанализом: приближенно формулу интерметаллида можно представить как $Ni_{75}Al_{21}Nb_4$.

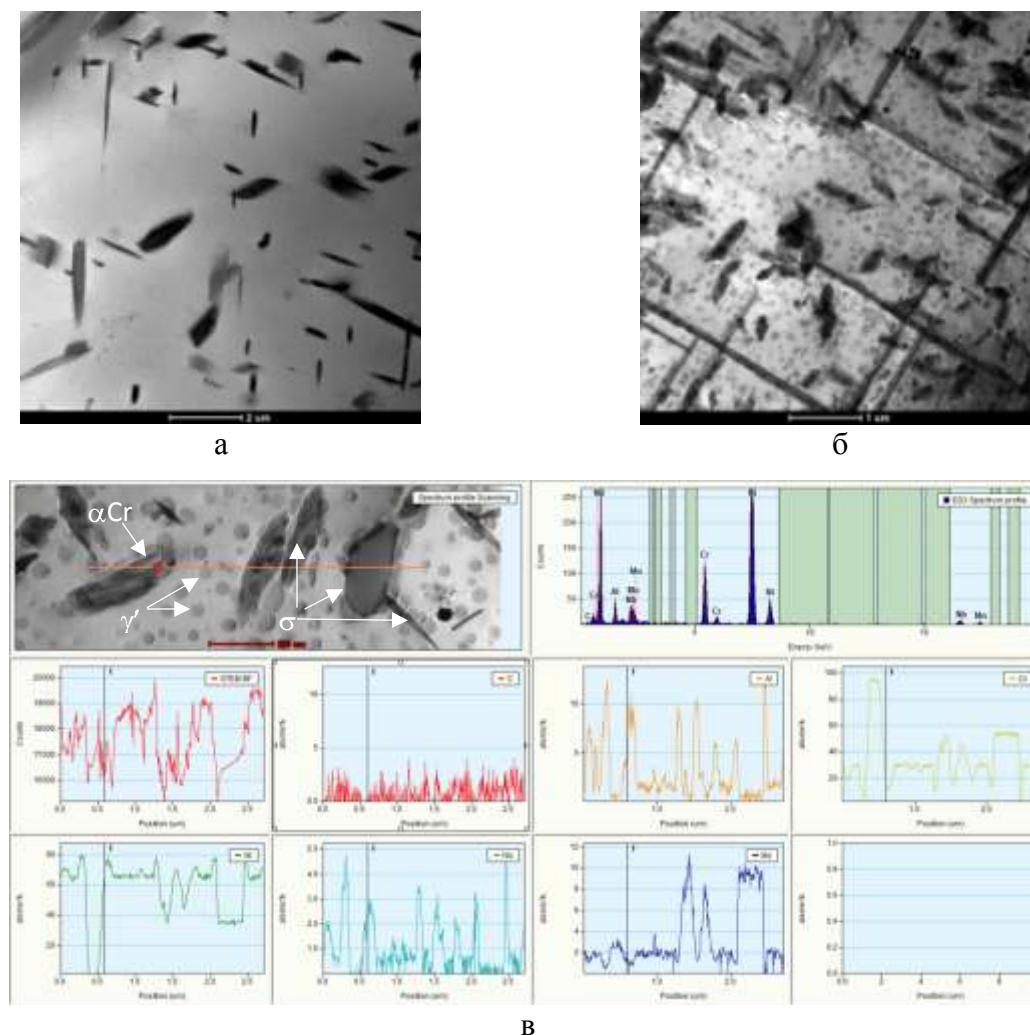


Рис. 4 – Электронномикроскопические изображения структуры сплава ВЖ159 после ГИП со стандартным старением после отжигов: а) при 800°C, в течение 500ч; (б, в): при 900°C, в течение 500 ч; в) распределение концентрации легирующих элементов вдоль линии, пересекающей частицы ТПУ-фаз

4. Высокотемпературное воздействие при одноосном растяжении.

Исследование микроструктуры рабочей части образцов после испытаний на длительную прочность показало, что нагрузка не оказывает влияния на характер и количество выделений пластин σ -фазы. И при высокой (441 МПа), и при умеренной (176 МПа) нагрузке определяющим для количества выделяющейся ТПУ-фазы является температура и время выдержки.. После испытаний при температуре 800°C характерно большее количество выделившихся пластин σ -фазы, их максимальный размер также

вдвое превышает размер частиц, наблюдаемых в образце после испытаний при 700°C. Аналогичная зависимость характерна и для выделения частиц γ' -фазы: после выдержки при 700°C размер частиц не превышает 40 нм, в то время как выдержка при 800°C в течение 456 ч приводит к увеличению максимального размера до 140-150 нм. Зависимости морфологии частиц упрочняющих и ТПУ-фаз от направления приложения нагрузки не выявлено: частицы σ -фазы также выделяются по плоскостям наиболее плотной упаковки, а γ' -фаза сохраняет псевдосферическую морфологию не зависимо от температуры и времени выдержки при одноосном нагружении. Основным отличием от образцов, подвергнутых длительным выдержкам без приложения нагрузки, является высокая плотность дислокаций, наблюдаемая в структуре при обеих температурах выдержки, при этом с увеличением нагрузки плотность дислокаций увеличивается.

Исследование структуры образцов, прошедших 500-часовой отжиг при 900°C, после испытания на длительную прочность (101 час при 800°C и нагрузке 176 МПа) показывают, что возле пластинчатых выделений σ -фазы различной морфологии наблюдаются значительные скопления дислокаций (рис. 5, а, б). Также отмечается большое количество дислокационных петель, образующихся вокруг скоагулированных частиц упрочняющей γ' -фазы (рис. 5, а).

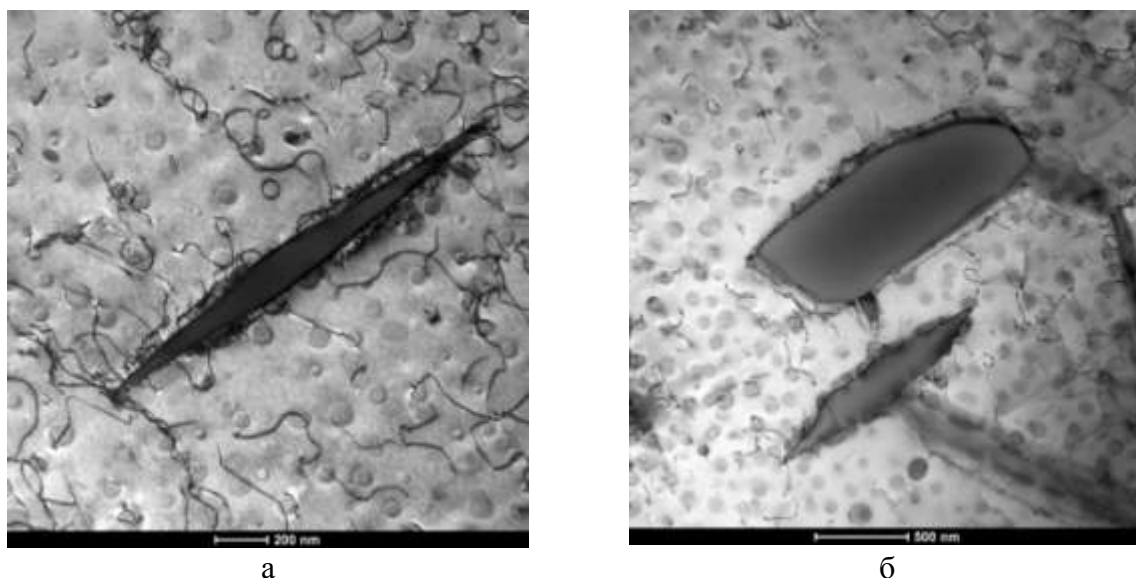


Рис. 5 – Микроструктура рабочей части образца сплава ВЖ159 после испытаний на длительную прочность при температуре 800°C, время до разрушения 101 ч (предварительная 500-часовая выдержка при температуре 900°C)

5. Закономерности формирования структуры и фазового состава.

Сравнение микроструктур образцов после ГИП, стандартного двухступенчатого старения (рис. 6, а) и дополнительных отжигов при 800 (рис.6, б) и 900°C (рис. 6, в) в течение 500 часов показывает, что значительного укрупнения зерна не происходит даже после длительных нагревов при 900°C, причиной чего является тормозящее действие карбидов типа Me_6C , окаймляющих границы зерен.

Изменения фазового состава синтезированного металла при термическом воздействии связаны с полнотой распада твердого раствора и перераспределением элементов, склонных к сегрегации по границам ячеек при сверхбыстрой кристаллизации в процессе СЛС. Наглядно эволюция фазового состава в зависимости от термического воздействия представлена на рис. 7.

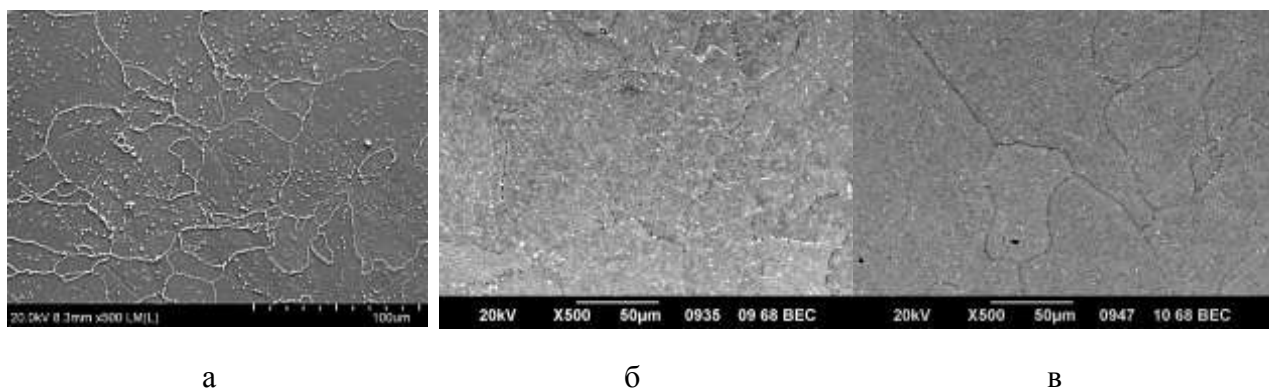


Рис. 6 – Микроструктура сплава ВЖ159 после ГИП и двухступенчатого старения (а) и после отжига в течение 500 ч при температурах 800 (б) и 900°С (в)

В состоянии после синтеза можно с уверенностью говорить о формировании только одной фазы – карбидов (карбоборидов) ниобия, возможно содержащих молибден. После стандартного режима ГИП и двухступенчатого старения помимо упрочняющей γ' -фазы в теле зерна отмечаются выделения пластинчатой σ -фазы преимущественно субмикронного размера, частицы карбидов M_6C , боридов $(NbMo)_3B_2$. Последующие длительные отжиги при температурах 800 и 900°С приводят к перераспределению элементов: боридов ниобия в структуре не наблюдается, что связано с переходом ниобия в состав упрочняющей γ' -фазы. Происходит коагуляция и дополнительное выделение частиц (в особенности при выдержке при 900°С) пластинчатой σ -фазы, размеры которой при этом не превышают 1–2 мкм. Длительные выдержки при температуре 900°С приводят к формированию в структуре дисперсных частиц, идентифицированных как αCr . Частицы карбидов, расположенные по границам зерен, для обоих исследованных температурных режимов длительных отжигов соответствуют соединению Me_6C и могут помимо хрома содержать молибден. Состав σ -фазы в зависимости от температуры и времени выдержки несколько изменяется в части перераспределения никеля и хрома от (приблизённо) $Cr_{47}Mo_8Ni_{45}$ до $Cr_{57}Mo_8Ni_{35}$.

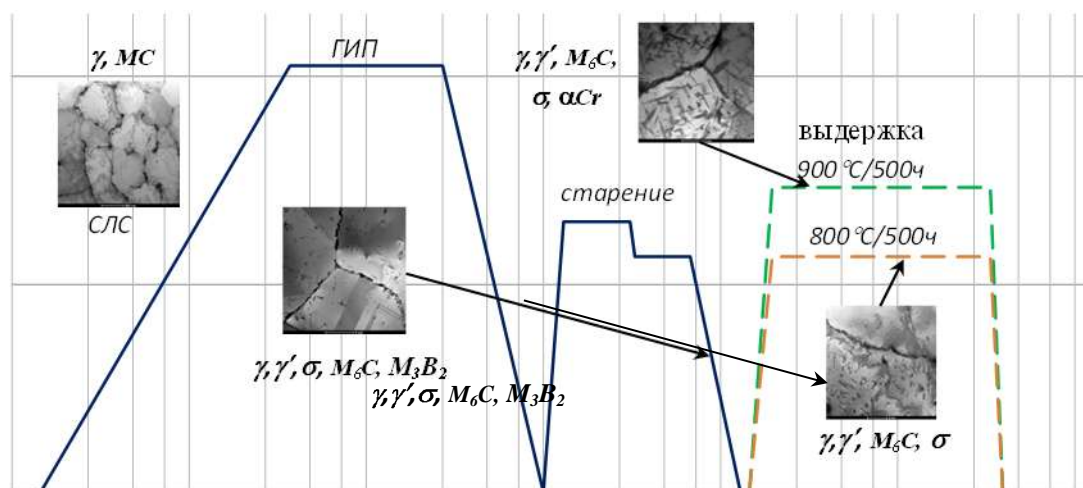


Рис. 7 – Зависимость фазового состава синтезированного материала от баротермического воздействия (температурно-временные параметры ГИП и термической обработки показаны условно)

6. Механические свойства синтезированного материала после баротермического воздействия.

В таблице 2 приведены данные по кратковременной прочности синтезированных образцов сплава ВЖ159 в зависимости от режимов баротермического воздействия. Из таблицы видно, что ГИП способствует значительному уменьшению анизотропии механических свойств синтезированного. Старение приводит к некоторому снижению пластичности и значительному повышению предела прочности, при этом, по свойствам синтезированный материал значительно превосходит свой деформированный аналог.

Таблица 2

Кратковременные механические свойства сплава ВЖ159 в вертикальной (Z) и горизонтальной (XY) ориентации

Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %
СЛС (Z/XY)	970/1100	650/725	32/32	48/36
СЛС+ГИП+старение (Z/XY)	1125/1170	700/715	26/24,1	31/25,6
ГИП+Старение+Отжиг 900°/500ч (XY)	1185	815	14,3	13
Пруток+ТО (ТУ 14-1-5305-95)	960	590	19,0	30,0

После 500-часового отжига пластические характеристики материала снижаются приблизительно в 1,8 раза, но все еще остаются на достаточно высоком уровне (относительное удлинение около 15%). Значения прочностных характеристик при этом максимальны, что связано с наиболее полным выделением упрочняющей γ' -фазы; выделение значительного количества частиц σ -фазы, вероятно, также способствует дополнительному упрочнению.

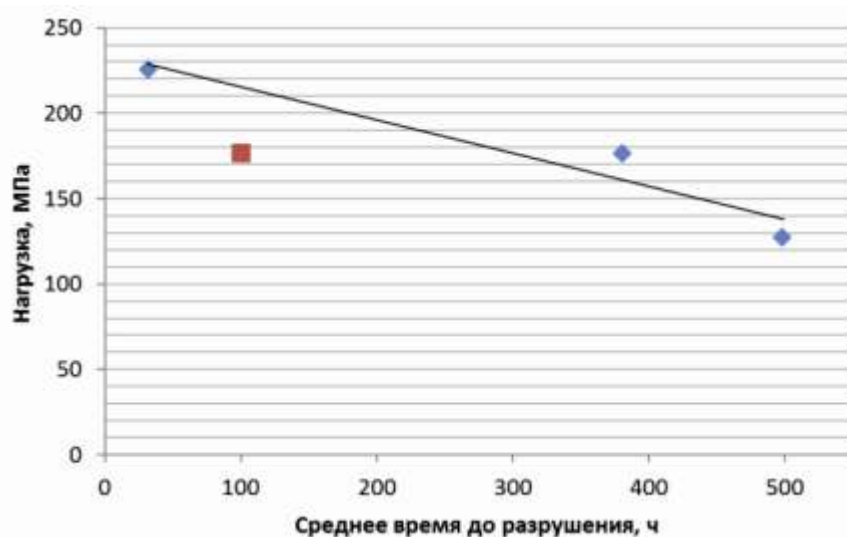


Рис. 8 – Длительная прочность сплава ВЖ159 при температуре 800°C

На графике 8 приведены значения длительной прочности при температуре 800°C образцов, синтезированных в направлении XY с последующим проведением ГИП с двухступенчатым старением. Сплав ВЖ159 имеет высокие значения предела жаропрочности $\sigma_{100}^{800}=176$ МПа, а предел длительной прочности на базе 500 часов $\sigma_{500}^{800}=127$ МПа. Отдельно на графике (красный квадратный маркер) показано усредненное значение времени до разрушения образцов после 500-часового отжига при температуре 900°C и испытанных при 800°C под напряжением 176 МПа. Полученные значения долговечности (115 часов) соответствуют паспортным значениям деформированного сплава ВЖ159 после закалки и двухступенчатого старения.

Анализ данных испытаний механических свойств показывает, что выделение частиц σ -фазы в процессе стандартного ГИП и последующего двухступенчатого старения не оказывают отрицательного влияния на кратковременную и длительную прочность. Даже образцы после 500-часового отжига при температуре 900°C , для которых количество выделившихся частиц σ -фазы максимально, показывают высокие значения длительной прочности, и имеют достаточно высокую пластичность при комнатной температуре.

Выводы

В ходе проведения исследования установлено, что основными фазовыми составляющими сплава ВЖ159 в исходном состоянии после СЛС являются твердый раствор и частицы карбидов (карбоборидов) типа МС. Баротермическое воздействие в процессе ГИП и последующее старение вызывает распад твердого раствора с выделением частиц γ' -фазы и боридов $(\text{NbMo})_3\text{B}_2$, а также трансформацию монокарбидов МС в карбиды M_6C и выделение дисперсных частиц σ -фазы пластинчатой морфологии. При длительных высокотемпературных отжигах происходит распад боридов $(\text{NbMo})_3\text{B}_2$ в результате перехода ниобия в состав упрочняющей γ' -фазы; а при температурах отжига 900°C в структуре могут присутствовать частицы αCr .

Прочность сплава после длительных отжигов, в частности, предел текучести, несколько повышается, что связано с более полным выделением упрочняющей γ' -фазы и дисперсных частиц σ -фазы, также эффективно препятствующих движению дислокаций при исследованных температурах.

Литература

1. Е.Н. Каблов Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1. С. 3–33.
2. В.И. Добаткин. Роль кинетических и термодинамических факторов при кристаллизации гранул // Metallurgia гранул. Сб. статей. Вып. 1. ВИЛС. 1983. С. 23–33.
3. Е.А. Лукина, Д.В. Зайцев, С.В. Сбитнева, А.В. Заводов. Строение и идентификация фаз в жаропрочных никелевых сплавах, синтезированных методом СЛС // М. Сб. трудов III Международной конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее», 2017. 24 с.
4. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и энергетических установок /М: Metallurgia, 1995. Кн. 1. 385 с.
5. I. Calliari, M. Zanescio, E. Ramous. Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation of duplex stainless steel SAF 2205 // Journal of Materials Science. 2006. Vol. 41. Issue 22. P. 7643–7649.

УДК 669

Исследование микроструктуры и свойств термопластичных порошковых композиций для селективного лазерного спекания

Ларионов С.А.¹; Кирин Б.С.¹; Сорокин А.Е.¹; Лонский С.Л.¹;
Куршев Е.В.¹; Ходырев Н.А.¹; Чудосай Ю.В.²

50and50@mail.ru; petrovagn@viam.ru; sorokinae@viam.ru;
stas-stas2007@mail.ru; kurshev.viam@mail.ru; admin@viam.ru;
chudosay@gmail.com

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

²*Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева*

Аннотация:

В докладе представлены результаты исследований микроструктуры, фракционного состава и показатели текучести расплава термопластичных полимерных порошковых композиций на основе отечественного и импортного полиамидов 12 (ПА12) и порошков полиэфирэфиркетонов производства компаний Zureek (Китай) и Victrex (Англия).

Установлено, что фракционный состав и морфология частиц порошковых композиций на основе ПА12 зависят от природы и количества кристаллообразующего наполнителя.

Анализ результатов исследований полиэфирэфиркетонов импортного производства показывает, что промышленные марки полиэфирэфиркетонов не

могут быть переработаны методом селективного лазерного спекания без предварительной подготовки из-за большого размера частиц порошков.

Результаты исследований найдут применение при разработке полимерных порошковых композиций для селективного лазерного сплавления.

Ключевые слова:

полиамид, ПА12, полиэфирэфиркетон, ПЭЭК, полимерные порошковые композиции, материалы для аддитивных технологий, селективное лазерное спекание, микроструктура.

Введение

Исследования проведены в рамках реализации комплексного научного направления 13.2.: Конструкционные ПКМ («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1–4].

В настоящее время при производстве новых изделий в авиастроении, машино- и приборостроении наряду с традиционными методами переработки термопластов, такими как, литье под давлением и экструзия, быстрыми темпами развиваются аддитивные технологии переработки, обеспечивающие сокращение времени технологической подготовки производства [5–6].

Существуют два наиболее распространённых метода аддитивной переработки термопластичных материалов: послойная укладка расплавленной полимерной нити [7], (fused deposition modeling (FDM)) и селективное лазерное спекание (selective laser sintering (SLS)) термопластичных порошковых композиций [8-9].

FDM метод основан на том, что термопластичная полимерная нить подаётся в экструзионную головку 3D принтера, в которой нагревается до вязко-текучего состояния и выдавливается через сопло диаметром 0,1-0,3 мм

на неподвижное основание по заданной траектории. Последующие слои укладываются на предыдущие и затвердевают по мере охлаждения.

Ярко выраженная слоистость поверхности и необходимость в поддержках для нависающих поверхностей требует введения дополнительной ручной стадии постобработки деталей, что ведёт к увеличению технологического цикла и таким образом ограничивает применение данного метода для изготовления функциональных деталей.

В процессе селективного лазерного спекания тонкий слой порошка равномерно распределяется по поверхности основания камеры, где поддерживается инертная газовая атмосфера, которая предотвращает окисление порошка при нагреве. Под действием лазерного излучения частицы порошка плавятся, образуя монолитный слой. После формирования слоя основание камеры опускается на величину, соответствующую толщине слоя. Процесс многократно повторяется до завершения сплавления всех слоев согласно компьютерной модели. После сплавления последнего слоя блок медленно охлаждают. Применение порошковых композиций с размером частиц от 20 до 90 мкм и отсутствие необходимости в поддерживающих структурах позволяет получать точные детали без дополнительных операций постобработки.

Наиболее популярными материалами для SLS аддитивной технологии являются порошковые полиамид и полиэфирэфиркетон. Эти материалы применяются как для создания макетов и масштабных копий, так и функциональных моделей, т. е. моделей способных выполнить свою функцию, как деталей машин или устройств. Полиамид удобен для изготовления моделей с целью проверки собираемости сложного узла, а так же мало и средненагруженных деталей. Из полиэфирэфиркетона возможно изготавливать конструкционные детали способные работать при повышенных температурах.

Экспериментальная часть

Для получения полимерных порошковых композиций на основе полиамида использовался метод, основанный на растворении гранулированных полимеров марок Rilsamid AMNO TLD (Arkema) и ПА12Л (ООО «Анид») в чистом виде и в присутствии центров кристаллообразования с последующей кристаллизацией в форме частиц порошка. В качестве центров кристаллообразования, для регулирования структуры, были исследованы следующие минеральные наполнители: наноразмерный диоксид кремния (SiO_2), диоксид титана (TiO_2), диоксид церия (CeO_2), оксид алюминия (Al_2O_3).

В сравнении с методом, основанным на криогенном измельчении гранулированного полиамида, растворный метод имеет ряд преимуществ:

- возможность управления дисперсностью (гранулометрическим составом) и морфологией частиц, за счет подбора оптимальных параметров кристаллизации и как следствие увеличение выхода годного продукта;
- возможность введения модифицирующих добавок на стадии растворения/кристаллизации и тем самым снижение количества стадий переработки и как следствие удешевление процесса;
- при соответствии требованиям по теплофизическим характеристикам, возможность использования любой исходной формы сырья: гранулы, изделия, пленки, порошки и т.д.
- не требуется специального оборудования для работы в криогенных условиях.

Основным недостатком растворного метода, является необходимость использования растворителей, в количествах существенно превышающих массу получаемого полимерного порошка. Таким образом, выбор растворителя и оптимизация процесса растворения/кристаллизации является одним из основных факторов, влияющих на качество и себестоимость продукции.

Методом сканирующей электронной микроскопии с помощью микроскопа TESCAN VEGA 3 XMU в режиме вторичных (SE) электронов

проведены микроструктурные исследования и получены данные о фракционном составе образцов термопластичных порошковых композиций на основе полиамидов ПА12Л и Rilsamid AMNO TLD в сравнении с порошком PA2200 компании Gmbh EOS.

Количественная обработка полученных данных проводилась с применением программного обеспечения анализа изображений ImageScopeM Color.

Установлено, что введение небольшого количества (0,1%) минеральных наполнителей в качестве агентов кристаллообразования, позволяет получать порошковые композиции с более узким распределением частиц, не прибегая к дополнительной стадии отсева. Коэффициент округлости агрегатов частиц всех композиций изменяется в достаточно узком диапазоне (таблица № 1).

На рисунках 1–8 представлены полученные данные микроструктурных исследований и фракционного состава порошковых композиций.

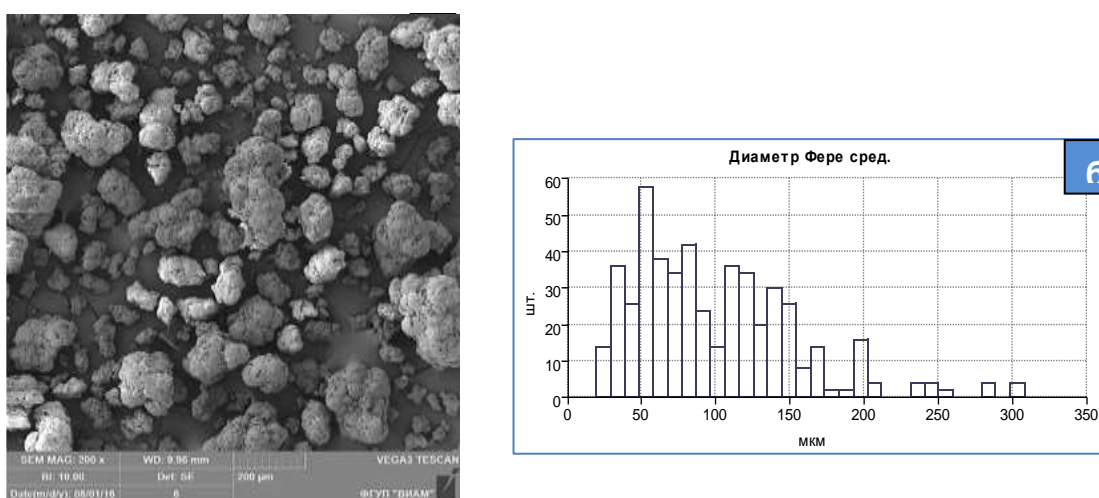


Рис.1 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка Rilsamid AMNO TLD, $D_{50} = 94,7$ мкм

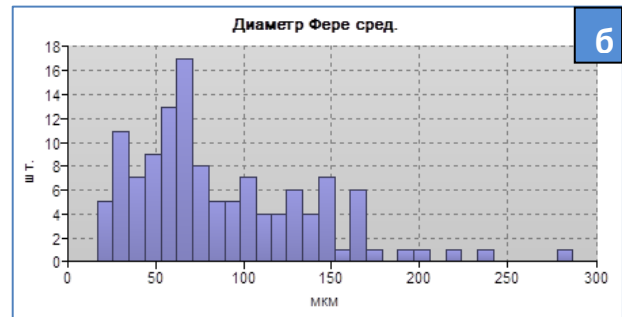
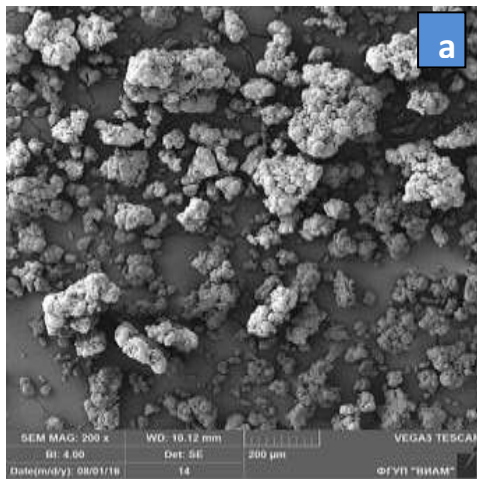


Рис.2 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка ПА12Л, $D_{cp} = 98,4$ мкм

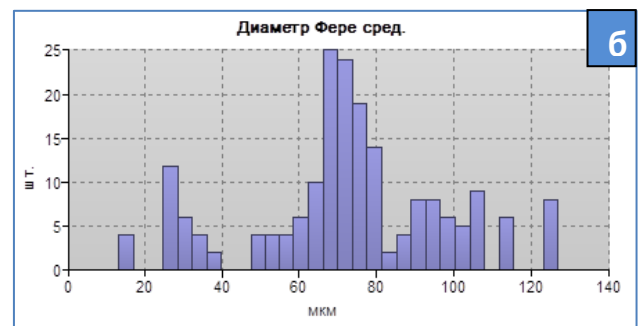
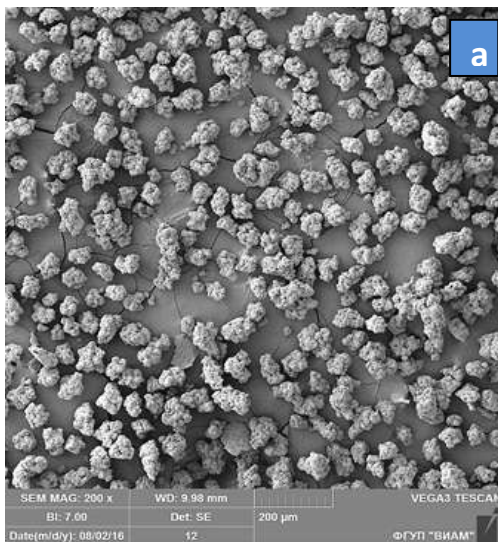


Рис.3 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка ПА12Л с добавлением 0,1% аэросила (SiO_2), $D_{cp} = 75,1$ мкм

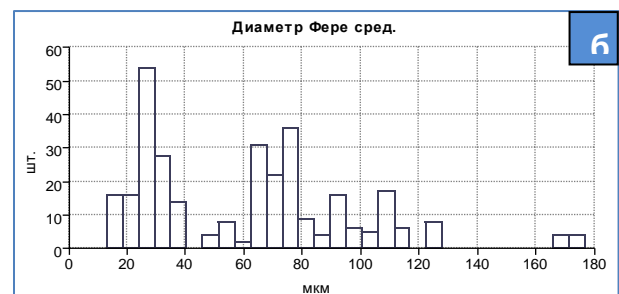
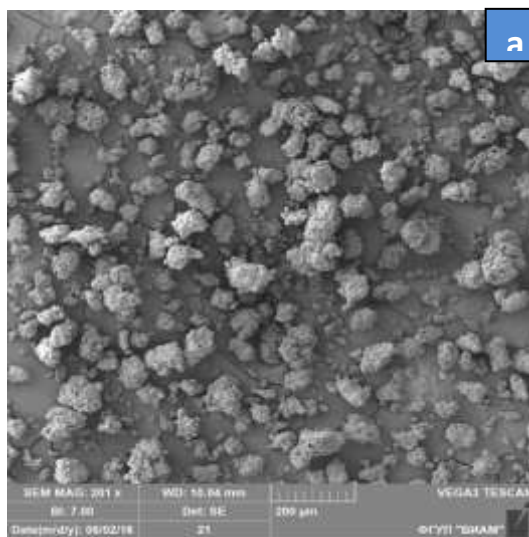


Рис.4 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка ПА12Л с добавлением 1% аэросила (SiO_2), $D_{cp} = 71,4$ мкм

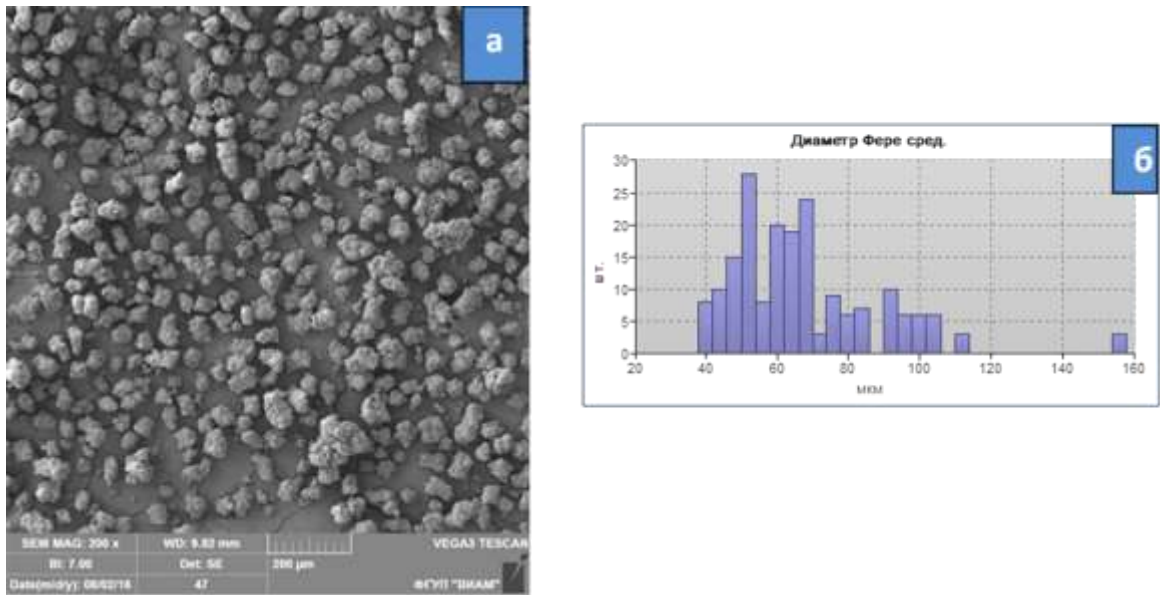


Рис. 5 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка ПА12Л с добавлением 0,1% диоксида церия (CeO_2), $D_{\text{ср}} = 68,1$ мкм

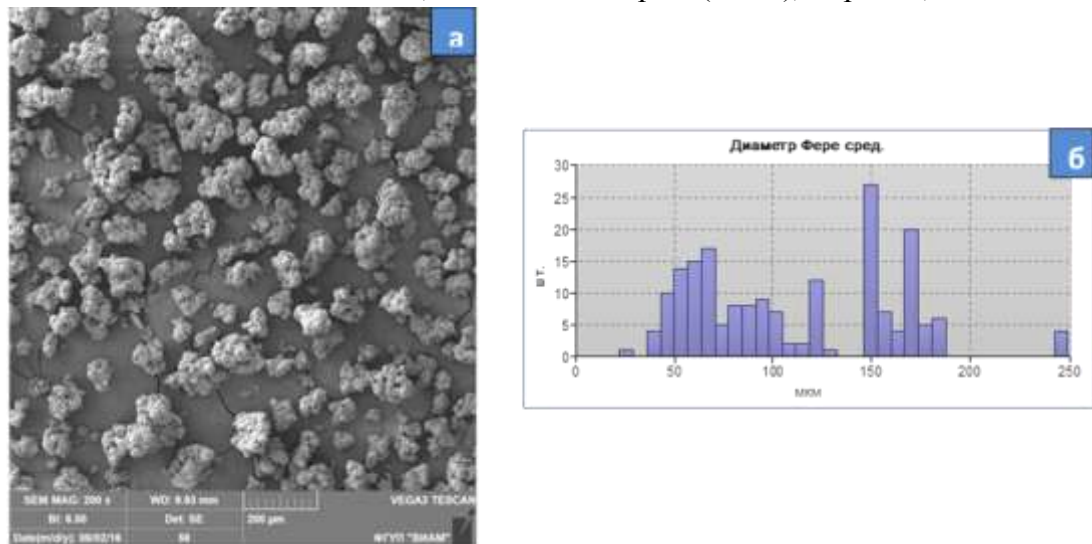


Рис. 6 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка ПА12Л с добавлением 1% диоксида церия (CeO_2), $D_{\text{ср}} = 98,5$ мкм

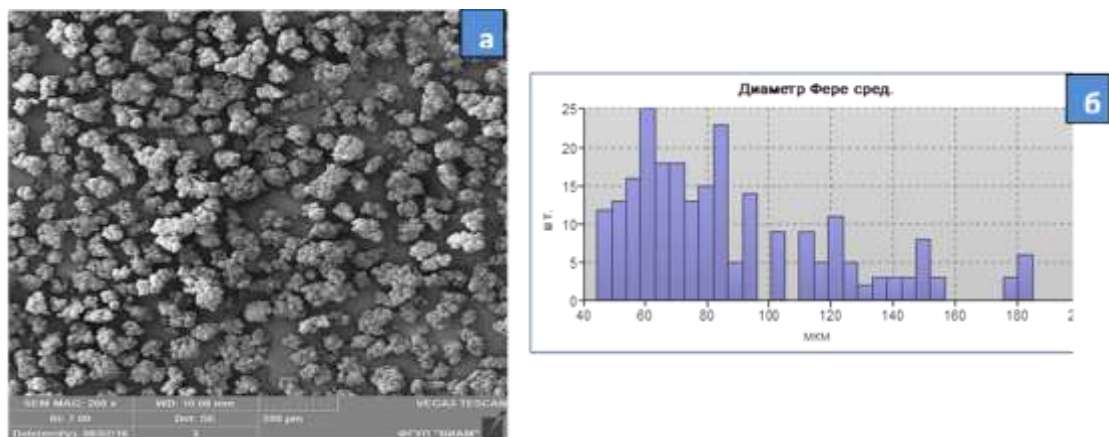


Рис.7 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка ПА12Л с добавлением 20% оксида алюминия (Al_2O_3), $D_{\text{ср}} = 89,8$ мкм

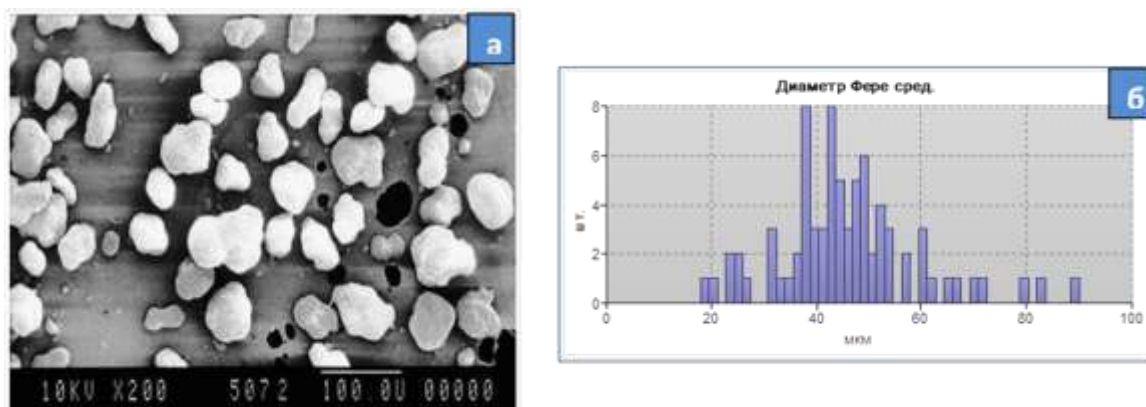


Рис.8 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка PA2200 компании EOS, $D_{cp} = 46$ мкм

Таблица 1

Геометрические характеристики экспериментальных образцов термопластичных порошковых композиций на основе полиамидов ПА12Л и Rilsamid AMNO TLD

Состав композиции	Диаметр агрегатов частиц, $D_{ag\ ср, мкм}$	Коэффициент округлости агрегатов частиц, $K_{ag\ ср}$
Rilsamid AMNO TLD	94,7	1,11
ПА-12Л	98,4	1,12
ПА-12Л+ 20 % Al_2O_3	89,8	1,14
ПА-12Л+0,1% SiO_2	75,1	1,12
ПА-12Л+1% SiO_2	71,4	1,11
ПА-12Л+0,1% CeO_2	68, 1	1,12
ПА-12Л+1% CeO_2	98,5	1,14
ПА-12Л+0,1% TiO_2	70,1	1,23
ПА-12Л+1% TiO_2	90	1,17
PA2200 (EOS)	46	1,13

Из полученных данных видно, что порошок PA2200 фирмы EOS (рис. 8а, б) состоит из частиц размерами от 18 до 90 мкм и они имеют гладкую поверхность.

При большем увеличении заметны различия микроструктуры частиц порошков полученных из полиамидов различных производителей (рис. 9, 10).

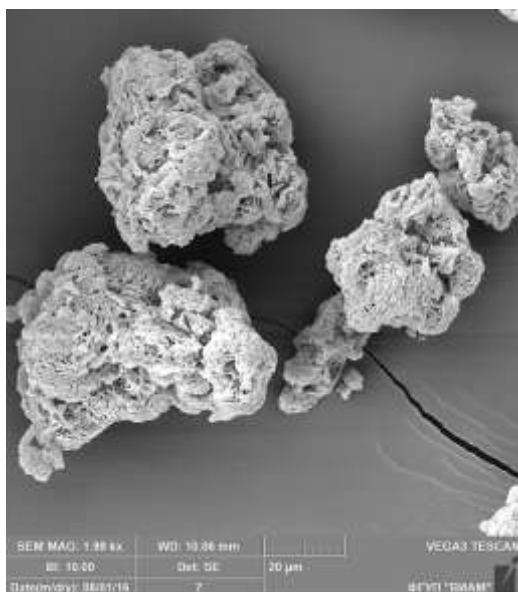


Рис. 9 – Микроструктура частиц порошка Rilsamid AMNO TLD

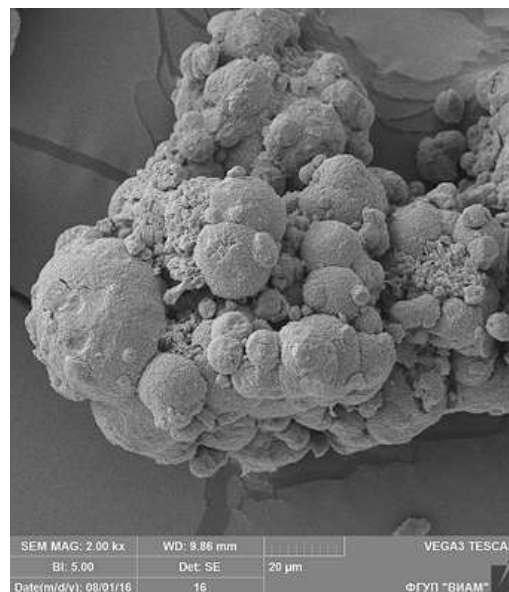


Рис. 10 – Микроструктура частиц порошка ПА12Л

Проведены исследования показателя текучести расплава (ПТР) экспериментальных образцов термопластичных порошковых композиций на основе полиамидов ПА12Л и Rilsamid AMNO TLD в сравнении с PA2200 (EOS). Результаты исследований представлены в таблице 2.

Таблица 2

Показатель текучести расплава экспериментальных образцов термопластичных порошковых композиций на основе полиамидов ПА12Л и Rilsamid AMNO TLD

Состав композиции	ПТР, г/10 мин.; T = 210°C; P – 2,16 кгс
Rilsamid AMNO TLD	32,7
ПА-12Л	33,2
ПА-12Л+ 20 % Al ₂ O ₃	19,4
ПА-12Л+0,1% SiO ₂	27,7
ПА-12Л+1% SiO ₂	27,9
ПА-12Л+0,1% CeO ₂	32,4
ПА-12Л+1% CeO ₂	27,8
ПА-12Л+0,1% TiO ₂	27,6
ПА-12Л+1% TiO ₂	27,2
PA2200 (EOS)	13,9

По результатам исследований установлено, что введение минеральных наполнителей приводит к снижению показателя текучести расплава (увеличению вязкости материала) по сравнению с ненаполненным порошком ПА-12Л. Наиболее значительное снижение ПТР наблюдается в случае с композицией ПА-12Л содержащей 20% Al_2O_3 . При этом, вязкость материала для SLS (PA 2200) оцененная по характеристике ПТР, существенно выше, чем вязкость композиций на основе ПА12Л и Rilsamid AMNO TLD.

Проведены исследования порошков полиэфиркетонов (ПЭК) производства фирмы Zypeek (Китай) марок 550PF и 330UPF, а также гранул производства компании Victrex (Англия) марки 90P.

Фракционный состав различных марок полиэфиркетонов предварительно оценивался методом просеивания порошков через набор сит с размером ячеек 500, 200, 100, 71 и 40 мкм на просеивающей машине типа AS 300. Результаты приведены в таблице 4.

Таблица 4

Марка материала	Zypeek 550PF	Zypeek 330UPF	Victrex 90P
Размер частиц, мкм (не менее 80%)	100-200	100-200	гранулы 3-5 мм
ПТР (360°C, 5 кг), г/10 мин	6,8	77,6	118,2

Исследования текучести расплавов полиэфиркетонов показывают, что показатель текучести расплава для различных марок отличается более чем в 15 раз, от 6,8 у образцов Zypeek 550PF до значений в районе 120 у образцов производства компании Victrex, что также необходимо учитывать при разработке технологических режимов переработки методом лазерного спекания.

Анализ полученных результатов показывает, что промышленные марки полиэфиркетонов китайского производства не могут быть переработаны методом селективного лазерного спекания без предварительной подготовки

из-за большого размера частиц порошков. Эти материалы требуют предварительного измельчения в дробилке до фракции менее 100 мкм, что является трудоемкой задачей из-за высоких физико-механических характеристик полиэфифиркетона, или отсева крупных фракций, что ведет к резкому (более чем в 5 раз) возрастанию расхода материалов. Для измельчения гранул Victrex 90P потребовалось отработать режим двухстадийного измельчения материала в планетарной мельнице и дробилке роторного типа.

Исследования микроструктуры измельченных порошков полиэфифиркетона (рис. 11, 12) показывают, что в результате измельчения достигнут требуемый для переработки методом селективного лазерного спекания уровень свойств. Частицы порошка имеют преимущественно эллиптическую форму, а значения среднего диаметра отличаются практически в 2 раза.

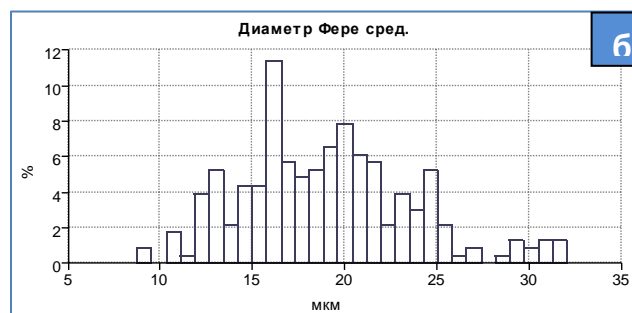
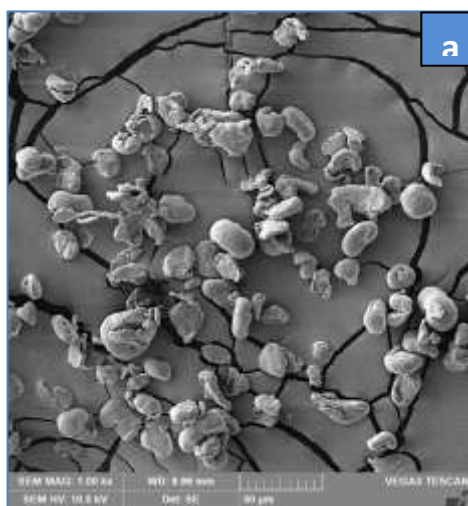


Рис. 11 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка полиэфифиркетона марки Zureek 330 UPF (производитель Китай), $D_{cp} = 19,1$ мкм

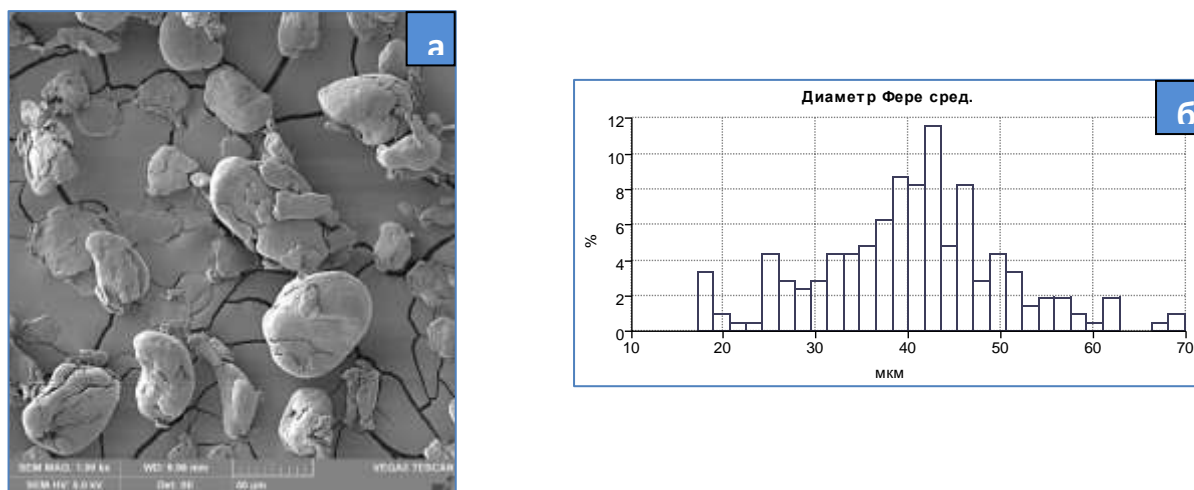


Рис. 12 – Микроструктура (а) и гистограмма (б) распределения по размерам частиц порошка полиэфирэфиркетона марки Zureek 550 UPF (производитель Китай):
 $D_{cp} = 40,3 \text{ мкм}$

Следующей стадией подготовки материала к переработке методом SLS является сушка. Как показали проведенные исследования, в обычных условиях полиэфирэфиркетон поглощает не более 0,2% влаги, что не представляет проблем для его переработки, но снижает качество получаемых образцов. Сушка в течение 3-5 часов при температурах 120–140°C позволяет снизить содержание влаги до 0,05 масс. %.

Выводы

Методом растворения с последующей кристаллизацией гранулированных полиамидов отечественного и импортного производства в чистом виде и в присутствии центров кристаллообразования получены образцы порошковых композиций.

Установлено, что введение небольшого количества минеральных наполнителей в качестве агентов кристаллообразования, позволяет получать порошковые композиции с более узким распределением частиц, не прибегая к дополнительной стадии отсева. Так же установлено, что морфология поверхности частиц порошка зависит от марки полиамида.

Введение минеральных наполнителей приводит к снижению показателя текучести расплава (увеличению вязкости материала) по сравнению с ненаполненным порошком ПА-12Л.

Анализ результатов исследований полиэфирэфиркетонов импортного производства показывает, что промышленные марки полиэфирэфиркетонов не могут быть переработаны методом селективного лазерного спекания без предварительной подготовки из-за большого размера частиц порошков. Эти материалы требуют предварительного измельчения в дробилке до фракции менее 100 мкм.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3-33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники //Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520-530.
3. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. № 3. С. 2-14.
4. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России /Сб. науч.-информац. материалов. 3-е изд. – М.: ВИАМ. 2015. 720 с.
5. Huang S.H., Liu P., Mokasdar A., Hou L. Additive manufacturing and its societal impact: a literature review // Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2013. 67. С. 1191–1203. DOI: 10.1007/s00170-012-4558-5.
6. Bikas H., Stavropoulos P., Chryssolouris G. Additive manufacturing methods and modeling approaches: a critical review// Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2016. 83, с. 389–405. DOI: 10.1007/s00170-015-7576-2.
7. Hill N., Naghi M. Deposition direction-dependent failure criteria for fused

deposition modeling polycarbonate // Rapid Prototyping Journal. 2014. 20/3. с. 221–227. DOI: 10.1108/RPJ-04-2013-0039.

8. R.D. Goodridge, C.J. Tuck, R.J.M. Hague Laser sintering of polyamides and other polymers // Progress in Materials Science 2012. 57, с. 229–267. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2011.04.001.

9. J.-P. Kruth, G. Levy, F. Klocke, T.H.C. Childs Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing // Annals of the CIRP 2007. 56/2, с. 730-759. DOI: 10.1016/j.cirp.2007.10.004.

УДК 621.791.92

Цифровая технология и оборудование для аддитивного производства объемных изделий из цветных сплавов на основе нейросетевого управления процессом электродугового послойного формирования

Паршин С.Г.¹, д.т.н.; Майстро А.С.¹; Переверзев А.Е.¹

parshin@spbstu.ru, surios@yandex.ru, pereverzev-ae@yandex.ru

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого*

Аннотация:

В докладе приведены сведения о технологии и оборудовании для аддитивного послойного изготовления деталей дуговой наплавкой с подачей присадочной проволоки на основе разработки трехмерной модели детали и программируемого алгоритма наложения слоев. Приводятся данные исследований механических свойств и химического состава бронзовых изделий.

Ключевые слова:

аддитивные технологии, дуговая наплавка, сплавы, микроструктура.

Введение

В настоящее время активно развиваются аддитивные технологии в США, Японии, Германии, Китае, Великобритании, Франции, Южной Кореи [1]. Преимущественно применяются аддитивные технологии, основанные на послойном изготовлении деталей из металлических порошков с применением лазерного луча [2–4].

Однако, способы лазерного аддитивного изготовления основаны на применении дорогостоящих лазеров и порошков, что увеличивает стоимость установок и получаемых изделий. Важной проблемой является отсутствие нормативной базы, нестабильность качества выращенных изделий из-за наличия микропористости, микротрещин, а также низкая достоверность

ультразвуковой дефектоскопии изделий, полученных лазерным выращиванием. Этим недостатком лишена управляемая дуговая послойная наплавка в защитном инертном газе, поскольку при аддитивном изготовлении применяются более дешевые сварочные источники тока и широкая номенклатура сварочных проволок. При этом, плотность наплаваемых слоев соответствует плотности сварных швов, что позволяет использовать стандартные методики ультразвукового и рентгеновского контроля выращенных изделий. Поскольку, изготовление изделий сложной формы производится в инертном газе, управляемой дуговой наплавкой можно получать ответственные изделия из активных сплавов на основе никеля, титана, меди и алюминия.

Целью проекта являлась разработка технологии и оборудования для аддитивного послойного изготовления деталей из цветных сплавов на основе разработки нейросетевого управления процессом электродугового послойного формирования с подачей присадочной проволоки.

Результаты исследований

Известно, что для изготовления изделий сложной формы можно использовать управляемый процесс дуговой наплавки вольфрамовым электродом с боковой подачей присадочной проволоки [5]. Применение в аддитивных технологиях дуговой наплавки плавящимся электродом ограничивается возмущениями дуги при плавлении электрода. Однако, капельным переносом, стабильностью горения дуги можно управлять за счет регулирования переходных процессов, что достигается применением инверторных источников тока. Также добиться необходимой точности формирования наплавленных слоев позволяет применение присадочных проволок с активированной поверхностью [6]. Обогащение поверхности присадочных проволок нанодисперсными частицами галогенидных соединений при аддитивной наплавке позволяет локализовать тепловложение и добиться управляемого микрокапельного и струйного переноса электродного металла.

Разработка активированных проволок для аддитивных технологий позволила разработать установку и аддитивную технологию для цифровой дуговой наплавки, которая предусматривает трехмерное создание программируемого алгоритма наложения слоев и валиков с управляемым капельным переносом металла и системой обратной связи, основанной на измерении электрических параметров процесса и теплового поля изделия.

Для увеличения точности послойного изготовления изделий разработали способ уменьшения теплового вложения и погонной энергии процесса наплавки за счет управления капельным переносом электродной проволоки и формирования в каждом слое валиков малого размера.

Для автоматической наплавки разработали автоматизированный комплекс «Умная дуга» с системой адаптивного управления, рис. 1, 2.

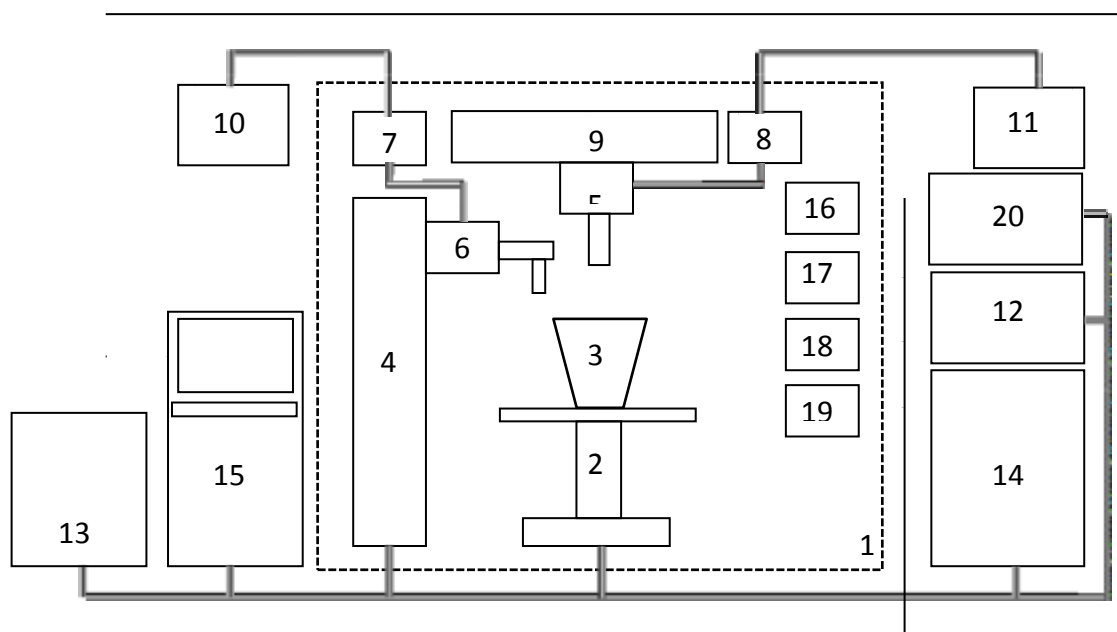


Рис. 1 – Функциональная схема автоматизированного комплекса «Умная дуга» для цифрового аддитивного производства металлических деталей управляемой дуговой наплавкой: защитная (вакуумная) камера 1, сварочный позиционер с рабочим столом 2, изделие 3, робот 4, основная наплавочная головка 5, дополнительная головка 6, механизмы подачи проволоки 7 и 8, электромеханический привод перемещения основной наплавочной головки 9, инверторные источники тока с управляемой вольтамперной характеристикой 10,11, станция охлаждения 12, источник питания установки 13, станция подготовки и подачи защитной газовой смеси 14, станция адаптивного управления с процессором, контроллером и программным обеспечением 15, система видеонаблюдения 16, датчики контроля состава и давления защитной среды 17, система измерения температуры поверхности изделия 18, система измерения электрофизических свойств сварочной дуги 19, вакуумная система 20



Рис. 2 – Вид прототипа и перспективной модели комплекса «Умная дуга»

Основные характеристики комплекса

Количество модулей в комплексе, шт:	5-8
Номинальная сила тока, А:	300–500
Номинальное напряжение дуги, В:	20–40
Мощность, кВт:	6–20
Производительность, кг/ч:	1,5–15 Диаметр
наплавочной проволоки, мм:	0,3–1,6
Расход защитного газа, м ³ /ч:	2–8
Габариты выращенного изделия, мм:	до 800x800x1000
Толщина слоя за один проход, мм:	0,6–2
Наплавочный материал:	Cr-Ni-сталь, Al, Ti, Ni, Cu
Степень автоматизации:	автомат, робот
Вес комплекса, кг:	500–2500

Принцип работы установки заключается в следующем: производится включение источника питания установки 13 и запуск станции адаптивного управления 15, после чего происходит последовательное тестирование позиционера 2, робота 4, механизмов подачи проволоки 7 и 8, электромеханического привода 9, источников тока 10,11, станции

охлаждения 12, станции газовой смеси 14, системы видеонаблюдения 16, датчиков контроля состава и давления защитной среды 17, системы измерения температуры изделия 18, система измерения электрофизических свойств дуги 19. После тестирования систем и узлов производится герметизация камеры и заполнение защитной газовой смесью из станции 14 до достижения определенного давления и состава в камере по измерениям датчиков 17. После этого, со станции управления 15 производится запуск основной наплавочной головки 5, механизма подачи проволоки 8, источника тока 11 и привода 9 в тестовом режиме при выполнении программируемой траектории наплавки изделия 3 на рабочем столе позиционера 2, затем тестовый режим наплавки реализуется для дополнительной наплавочной головки 6, механизма подачи проволоки 7, источника тока 10 и робота 4. В процессе тестовых наплавов контролируется корректность функционирования систем и узлов установки, систем измерения, коррекция параметров режима наплавки через обратную связь с датчиками, источниками тока, механизмами подачи проволоки и станцией адаптивного управления, проверка эффективности защитной среды. После проверки всех систем установки и правильности функционирования программного обеспечения производится разгерметизация камеры, установка необходимых приспособлений на рабочий стол позиционера 2, осмотр и настройка наплавочных головок 5,6 и механизмов подачи проволоки 7,8, установка кассет с необходимыми наплавочными материалами.

Затем производится герметизация защитной камеры 1 и заполнение защитной газовой смесью из станции 14. Состав газовой смеси в станции 14 корректируется на основании тестовых наплавов из рамповой системы автоматически, с терминала станции управления 15. При этом, для наплавки могут быть использованы смеси из инертных и активных газов. Защитная среда в герметичной камере 1 может быть создана путем откачки воздуха системой вакуумных насосов 20. Создание газовой или вакуумной среды

зависит от химического состава материала выращиваемого изделия.

Для изготовления изделия создается трехмерная модель изделия с помощью CAD-программы или путем сканирования прототипа изделия лазерным лучом, на основании которой разрабатывается программируемый алгоритм послойного изготовления изделия, который записывается в память компьютера станции адаптивного управления 15. Станция адаптивного управления 15 содержит контроллер с центральным процессором типа Siemens Simatic S7, в который поступают данные синхронизированного тактового опроса параметров режима источников тока 10,11, датчиков и систем измерения 18,19. На основании сравнения входных данных и алгоритма послойного изготовления происходит формирование выходных команд для управления источниками питания 10, 11, механизмов подачи проволоки 7,8, электромеханических приводов установки 9 и робота 4, позиционера 2. В результате обратной связи по данным системы измерения температуры поверхности изделия 18, системы измерения электрофизических свойств сварочной дуги 19 происходит мгновенная коррекция параметров режима наплавки, в том числе изменение силы сварочного тока, напряжения дуги, скорости подачи проволоки, скорости продольного и поперечного перемещения наплавочных головок 5,6, угла наклона и вращения рабочего стола позиционера 2.

Для увеличения производительности и точности послойного изготовления изделий со сложной геометрической формой предусматривается наличие основной 5 и дополнительной наплавочной головки 6, при этом послойное выращивание наиболее массивных элементов и объемов изделия осуществляется основной наплавочной головкой 5 с подачей проволоки диаметром 0,8–1,6 мм, а выращивание тонких элементов небольшого объема, например ребра, фланцы, перегородки производится дополнительной наплавочной головкой 6, размещенной на

рабочем органе робота с подачей проволоки диаметром 0,3–0,8 мм.

Для достижения точности послойного выращивания, предусматривается уменьшение теплового вложения и погонной энергии процесса наплавки за счет управления капельным переносом электродной/присадочной проволоки и формирования в каждом слое валиков малого размера. Уменьшение размеров капель, высоты и ширины наплавленного слоя достигается за счет изменения вольтамперной характеристики источников тока, импульсного управления величиной сварочного тока, изменением состава и давления защитной среды.

В зависимости от химического состава изделия и наплавочной проволоки конструкция наплавочной головки может быть приспособлена для подачи наплавочной проволоки с подключением к источнику тока, либо конструкция головки может быть приспособлена для установки неплавящегося электрода с подачей изолированной присадочной проволоки сбоку или по центру сварочной дуги без подключения к источнику тока.

Для аддитивного дугового выращивания бронзовых изделий использовали активированные проволоки марки БрХ0,7 по ГОСТ 16130- 90, диаметром 1,6 мм, аргон высшего сорта, источник тока TRITON ALUMIG 250P Dpulse Synergic. На основе программы AutoCad разработали трехмерную модель детали в формате .stl, которую загружали в программу типа KISSlicer для формирования последовательности команд G-Code для трехмерной печати, рис. 3. Затем, согласно программы выращивали бронзовые изделия, рис. 4.



Рис. 3 – Трехмерная модель патрубка в программе KISSlicer и загрузка G- Code в программу Mach3

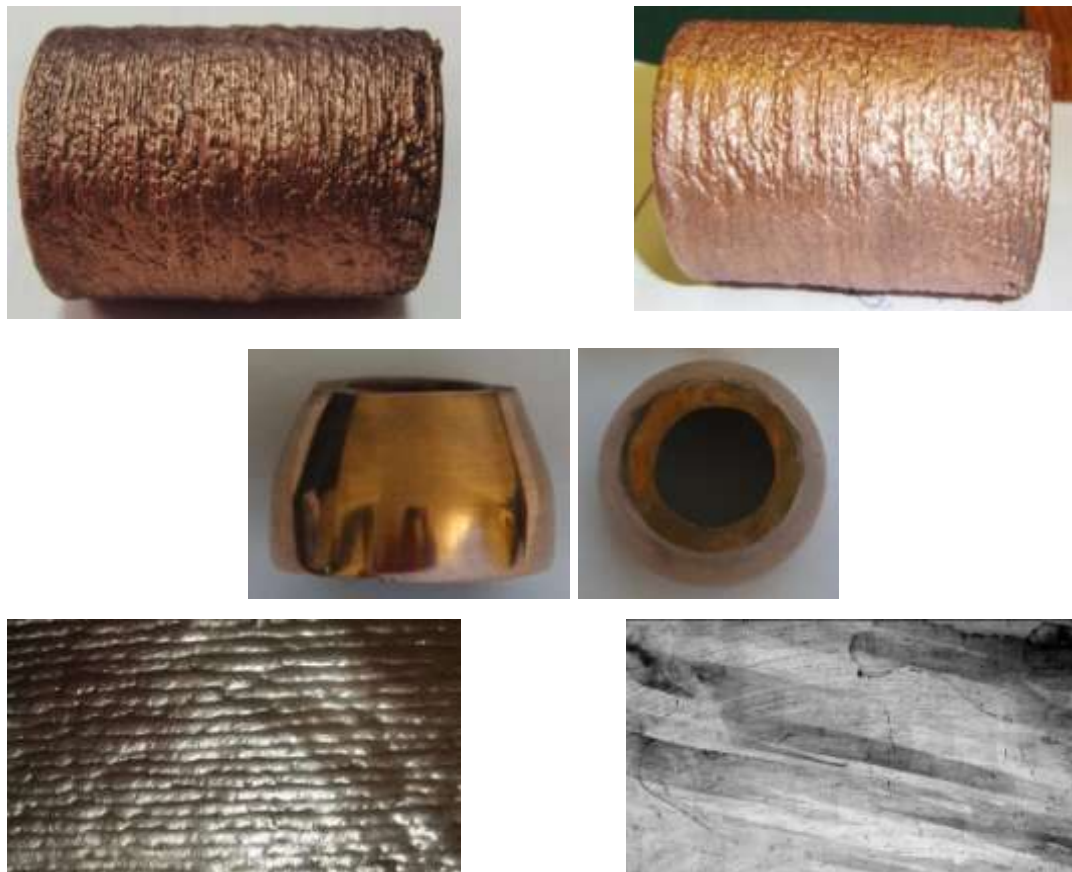


Рис. 4 – Вверху – вид бронзовых патрубков диаметром 100 мм и толщиной стенки 5 мм до и после механической обработки. Внизу: макроструктура и микроструктура стенки. Цифровое послойное изготовление дуговой наплавкой. Толщина слоя 1–1,2 мм

Химический анализ с помощью оптико-эмиссионного спектрометра Bruker Q4 TASMАN показал, что количество легирующих элементов и примесей в наплавленном металле соответствует ГОСТ, табл. 1.

Таблица 1

Химический анализ наплавочной проволоки и материала изделия при послойном дуговом изготовлении в аргоне. Толщина материала 5 мм

Образец	Содержание химических элементов, %						
	Хром	Железо	Никель	Свинец	Цинк	Фосфор	Сера
Проволока БрХ0,7 по ГОСТ 16130-90	0,4–1	менее 0,06	менее 0,01	менее 0,005	менее 0,007	менее 0,005	менее 0,01
Проволока БрХ0,7	0,686– 0,762	0,0034– 0,041	0,0032– 0,0056	менее 0,0001	менее 0,0028	0,0032– 0,0056	0,00062– 0,00067
Материал изделий	0,57– 0,62	0,0032– 0,015	менее 0,0001	0,011– 0,02	0,001– 0,0015	0,002	0,00048– 0,00068

Измерения электропроводности прибором Константа К6, показало, что электропроводность проволоки составляет 35 МСм/м, материала изделия – 34,8 МСм/м. Исследования структуры с помощью оптического микроскопа Reichert-JungMeF3A с использованием программы анализа изображений Tixomet PRO и растрового электронного микроскопа ZEISS SUPRA 55VP-25-78 показали, что микроструктура бронзовых деталей имеет полиэдрическое разнотеленное строение с размером макрозерна 500–1000 мкм, в которых выявляются границы более мелких зерен размером 40–80 мкм, рис. 5. Макроструктура продольного сечения образцов состоит из вытянутых кристаллитов длиной до 10–12 мм, направленных под углом к наплавленным горизонтальным слоям, вдоль межзеренных границ распределяются включения хрома.

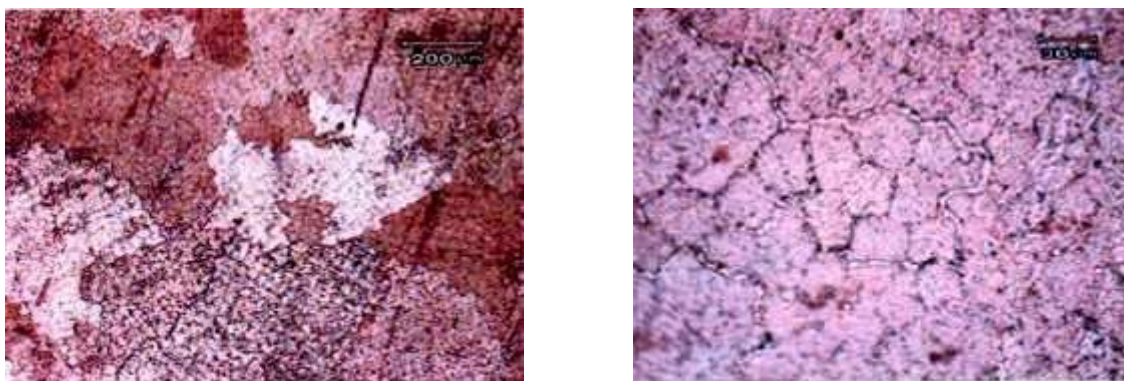


Рис. 5 – Микроструктура поперечного сечения стенки образца: справа – увеличение 100 крат; слева – увеличение 500 крат

Исследования микротвердости образца в поперечном направлении на микротвердомере Reichert-Jung Micro-Duromat 4000E показало, что микротвердость стенки патрубка находится в пределах 50–60 $HV_{0,2}$, в том числе в зонах межваликовых сплавлений. Распределение микротвердости вдоль горизонтальных наплавленных слоев имеет более высокие отклонения и находится в пределах 50–66 $HV_{0,2}$, что видимо объясняется направленным ростом кристаллитов, рис. 6.

Для аддитивного дугового выращивания алюминиевых изделий использовали активированные проволоки марки AlMg5Mn1Ti по EN ISO 18273-5AL 5556 диаметром 1,6 мм, аргон высшего сорта, источник тока TRITON ALUMIG 250P Dpulse Synergic. На основе программы AutoCad разработали трехмерную модель детали в формате .stl, которую загружали в программу типа KISSlicer для формирования последовательности команд G-Code для трехмерной печати. Затем, согласно программы выращивали алюминиевые изделия, рис. 7.

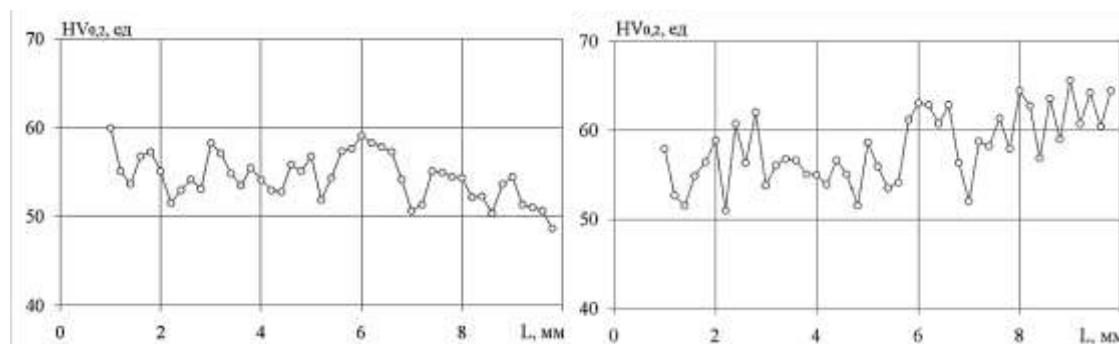


Рис. 6 – Распределение микротвердости образца в поперечном (слева) и продольном направлении (справа)



Рис. 7 – Патрубки из сплава АМг5 полученные по аддитивной технологии дуговой наплавкой до и после мехобработки. Диаметр 35–60 мм, толщина стенки 5 мм.

Внизу – макроструктура стенок с толщиной слоя 0,6–0,8 мм

Исследования микроструктуры выращенных изделий показали, что металл образцов имеет высокую плотность, микроструктура отличается направленным ростом кристаллитов, в переходных зонах по линиям сплавления слоев микроструктура повторяет микроструктуру ЗТВ сварных соединений, рис. 8–10. Микроструктура имеет равномерный характер распределения упрочняющей фазы – алюминида магния, как в поперечном, так и в продольном направлении стенок патрубка.

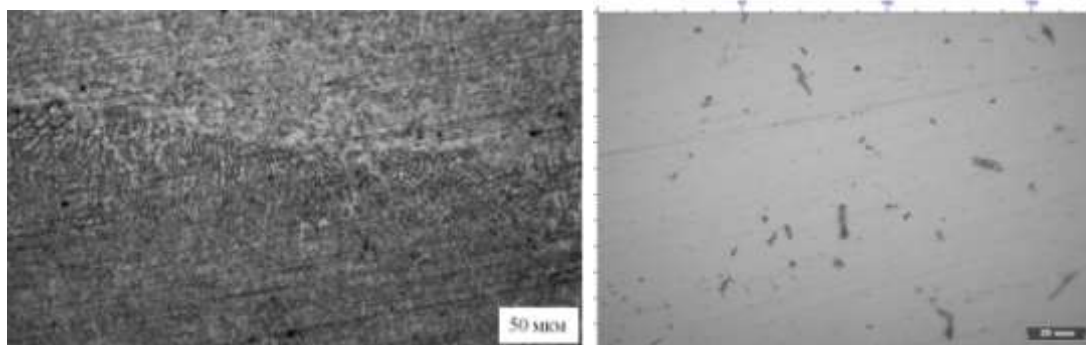


Рис. 8 – Микроструктура слоев продольного сечения стенки изделия из сплава АМg5 и распределения β-фазы Mg₂Al₃ в продольном сечении

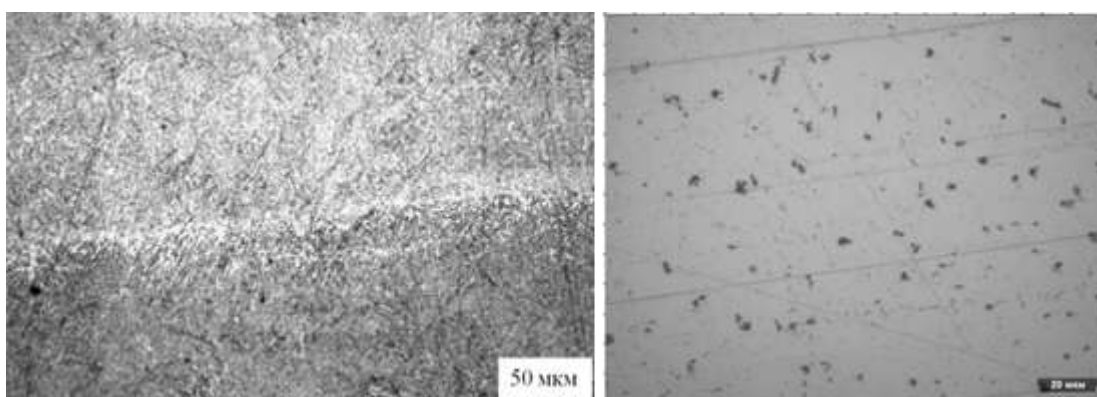


Рис. 9 – Микроструктура слоев поперечного сечения стенки изделия из сплава АМg5 распределения β-фазы Mg₂Al₃ в поперечном сечении

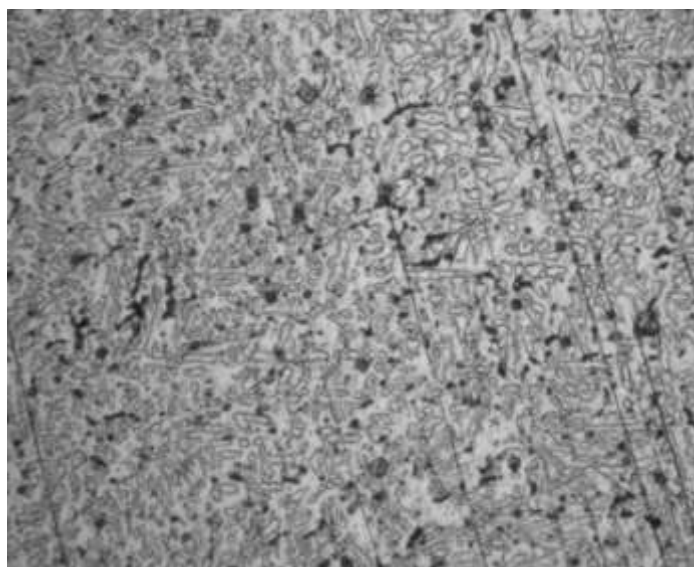


Рис. 10 – Микроструктура стенки патрубка после травления

Микротвердость образцов в различных направлениях отличается равномерностью и составляет 57–70 HV_{0,2}, рис. 11.

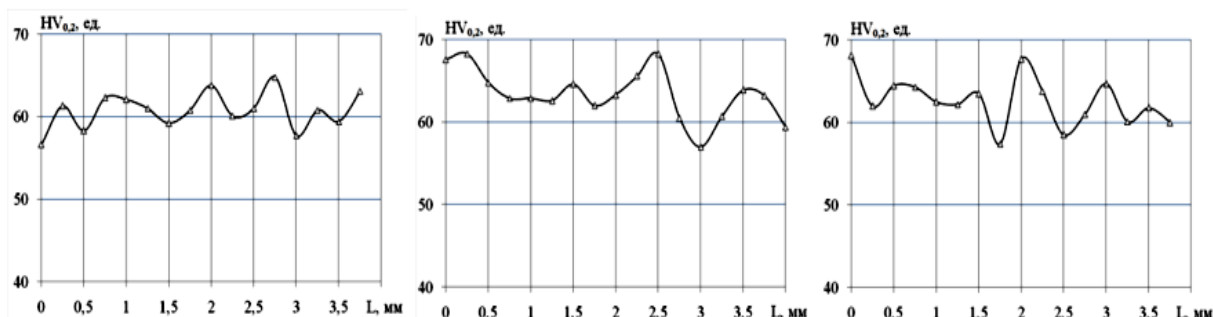


Рис. 11 – Поперечная, продольная и межслойная микротвердость изделия

Вывод

Таким образом, разработали технологию и оборудование для аддитивного производства объемных изделий из цветных сплавов на основе нейросетевого управления процессом электродугового послойного формирования. Технология аддитивной дуговой наплавки основана на трехмерном моделировании изделия и создании программируемого алгоритма наложения слоев с управляемым капельным переносом металла и системой обратной связи для анализа и корректировки электрофизических параметров режима. В отличие от лазерной порошковой наплавки, технология управляемого электродугового формирования позволяет получить изделия сложной формы высокой плотности, с необходимыми механическими характеристиками, химическим составом и микроструктурным состоянием.

Литература

1. Зленко М.А., Нагайцев М.В., Довбыш В.М. Аддитивные технологии в машиностроении. М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. – 220 с.
2. Вайнштейн И.В., Обознов В.В., Васильева Г.Ф. и др. Установка для изготовления деталей методом послойного синтеза. Патент РФ на

изобретение № 2487779 от 11.05.2012 г. Опубликовано 20.07.2013 г. Бюл. № 20;

3. Мазумдер Джиоти, Коч Джастин Способ и устройство для лазерной наплавки. Патент РФ на изобретение № 2228243 от 22.06.1999 г. Опубликовано 10.05.2004 г. Бюл. № 13.

4. Чивель Ю.А., Смуров И., Лаже Б. и др. Способ получения градиентных материалов из порошков и устройство для его осуществления. Патент РФ на изобретение № 2401180 от 15.08.2008 г. Опубликовано 10.10.2010 г. Бюл. № 28.

5. Baufeld B. v.d. Biest O. Mechanical properties of Ti-6Al-4V specimens produced by shaped metal deposition // Science and Technology of Advanced Materials. 10 (2009) 015008 (10pp).

6. Паршин С.Г. Наноструктурированные и активирующие материалы для дуговой сварки. Монография / С.Г. Паршин. – СПб.: Издательство Политехнического университета, 2013. – 624 с.

УДК 666.3/7:620.17

Перспективы применения аддитивных технологий изготовления деталей и узлов из керамических композиционных материалов

Низовцев В.Е.¹, к.т.н.; Климов Д.А.¹; Ступеньков М.И.¹;
Бредихина Е.Н.¹; Бортников А.Д.¹

klimov057@ciam.ru, mistupenkov@ciam.ru, bredihina@ciam.ru,
adb2@ciam.ru

¹ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова»

Аннотация:

В докладе приводится краткий обзор тенденций развития аддитивных технологий в промышленности Евросоюза и США, о технологиях получения изделий из интеркерамоматричных композиционных материалов (далее – ИКМКМ) на основе карбидов тугоплавких соединений методом 3D послойного отверждения.

Проведенные исследования прочностных свойств экспериментальных образцов из ИКМКМ, изготовленных с применением аддитивных технологий, показали близкие прочностные характеристики по отношению к материалам, полученным классическими методами изготовления (прессование).

Ключевые слова:

аддитивные технологии; интерметаллокерамоматричные композиционные материалы; 3D послойное отверждение; прочностные испытания керамических материалов на изгиб; прочностные испытания керамических материалов на сжатие.

Введение

Анализ тенденций развития аддитивного производства в авиационной промышленности Евросоюза и США по внедрению методов 3D печати в промышленное производство в целях повышения его эффективности, сокращения сроков вывода аэрокосмической продукции на рынок и снижения эксплуатационных расходов позволил оценить уровень достигнутых успехов зарубежных стран в применении аддитивных технологий в гражданском и военном авиастроении.

По данным ведущих зарубежных экспертов, большинство крупных авиа- и двигателестроительных компаний, таких как Airbus, Boeing, GE, Rolls-Royce, Honeywell, Pratt&Whitney, создали собственную инфраструктуру, необходимую для внедрения в промышленное производство технологий 3D печати, [1].

Авиационная промышленность Евросоюза в целом также прошла начальный этап доведения технологии аддитивного производства до уровня промышленного производства, включая сертификацию ряда «напечатанных» комплектующих. Примером является успешное применение более 1000 мелкогабаритных изделий, изготовленных методом 3D печати в самолете типа A350.

Анализ состояния применения аддитивного производства в авиастроительной отрасли показывает, что в первую очередь основные усилия ее разработчиков и потребителей сосредоточены на совершенствовании технологий производства и ремонта изделий и быстром прототипировании, [2].

Производство комплектующих с использованием аддитивных технологий сосредоточено на следующих основных направлениях:

– производство вспомогательных элементов конструкции летательных аппаратов;

- изготовление компонентов авиационных двигателей;
- производство основных силовых элементов конструкции и их компонентов.

В настоящее время специалистов авиационной отрасли все больше привлекает возможность применения новых интеркерамоматричных композиционных материалов, создаваемых по технологиям порошковой металлургии, в авиационной технике.

Такие материалы способны выдерживать экстремальные нагрузки и температуры, более коррозионностойки и эрозионностойки, [3, 4].

Основным сдерживающим фактором является недостаточный объем данных о физико-механических свойствах данных материалов, отношение прочностных характеристик изделий, созданных из данных материалов, по отношению к полученным классическими методами изготовления (прессованием).

В настоящем докладе представлены данные о проведенных исследованиях прочностных свойств интерметаллокерамоматричных композиционных материалов, использованных при изготовлении экспериментальных образцов методом 3D послойного отверждения.

1. Обеспечение проведения исследований

Для проведения сравнительных испытаний свойств ИКМКМ, изготовленных стандартным методом (холодное прессование) и с применением 3D-печати, были изготовлены специальные экспериментальные образцы. Испытания проводились в соответствии с разработанными ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова» методикой и программой испытаний:

- методика испытаний на сжатие (на основе ASTM C1424–15 Standard Test Method for Monotonic Compressive Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature);

- методика испытаний на изгиб (на основе ASTM C1161-13 Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient

Temperature).

На рисунке 1 представлены основные стадии технологического процесса получения исследуемых ИКМКМ методом 3D послойного отверждения.

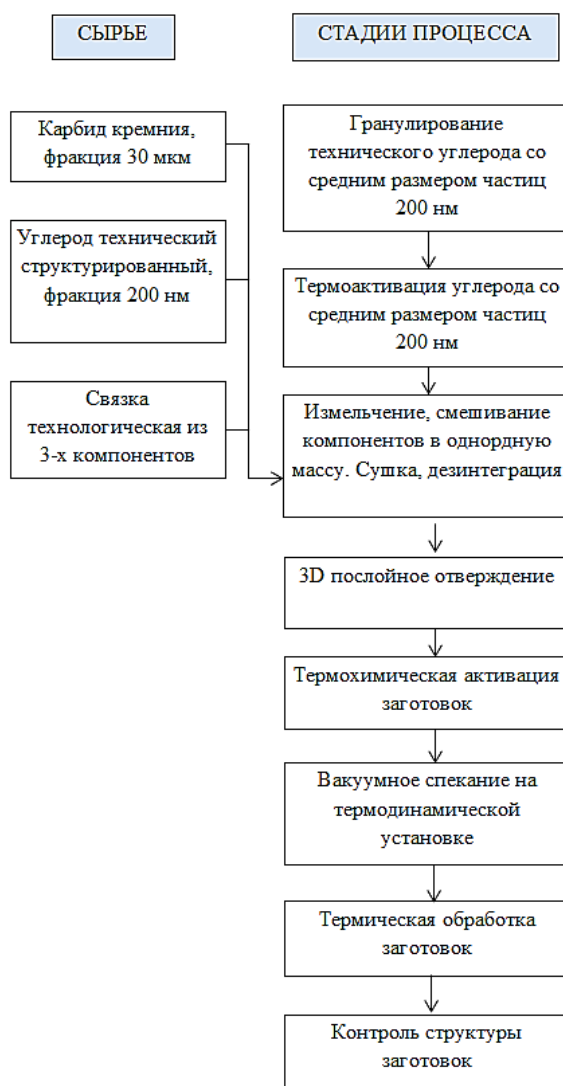


Рис. 1 – Основные стадии технологического процесса получения исследуемых ИКМКМ методом 3D послойного отверждения

2. Определение характеристик прочности ИКМКМ при испытаниях на сжатие

Согласно приведенной выше схеме было изготовлено методом аддитивных технологий одна партия цилиндрических образцов из ИКМКМ, общим количеством 20 штук.

Размеры образцов: длина 12,7 мм, диаметр 6,35 мм.

Сущность метода состоит в кратковременном испытании образцов из ИКМКМ на сжатие по торцевой поверхности, при котором определяется предел прочности и модуль упругости на сжатие.

Испытания на сжатие проводились на испытательной машинт Amsler 300 HFP 5100, производства фирмы Zwick и сервогидравлической испытательной машине LFV HH100, производства фирмы Walter Bai. Образец зажимался в клиновые гидравлические захваты и нагружался (сжимающим усилием) до полного разрушения со скоростью $V = 0,5$ мм/мин. Измерение деформации осуществлялось при помощи экстензометра фирмы Epsilon.

В результате испытаний для каждого образца были получены зависимости напряжения от деформации сжатия. Полученные результаты испытаний приведены в таблицах 1–3.

Таблица 1

Результаты испытаний образцов ИКМКМ, изготовленных методом 3D-печати, на сжатие при температуре 20°C

№ образца	Температура испытания, °C	Максимальная нагрузка, кН	Напряжение на образце, МПа
39-1	20	51,79	1635,42
39-2		45,09	1428,24
39-3		48,35	1536,45
39-4		41,12	1298,51
39-5		49,60	1561,25
39-6		51,25	1613,25
39-7		41,13	1294,63
39-8		49,15	1552,05
39-9		42,77	1354,67
39-10		50,95	1608,92
Среднее значение:		47,12	1488,34
Коэффициент вариации, %:			8,92

Таблица 2

Результаты испытаний образцов ИКМКМ, изготовленных методом 3D-печати, на сжатие при температуре 300°C

№ образца	Температура испытания, °C	Максимальная нагрузка, кН	Напряжение на образце, МПа
39-12	300	51,57	1628,44
39-13		52,89	1664,84
39-14		49,00	1542,45
39-15		49,81	1567,79
39-21		50,90	1607,31
Среднее значение:		50,83	1602,17
Коэффициент вариации, %:			3,02

Таблица 3

Результаты испытаний образцов ИКМКМ, изготовленных методом 3D-печати, на сжатие при температуре 500°C

№ образца	Температура испытания, °C	Максимальная нагрузка, кН	Напряжение на образце, МПа
39-16	500	49,11	1555,59
39-17		50,23	1581,01
39-18		49,75	1566,09
39-19		47,84	1529,87
39-20		49,24	1559,68
Среднее значение:		49,23	1558,45
Коэффициент вариации, %:			1,20

Как видно из таблицы 1 среднее значение предела прочности на сжатие при испытании при комнатной температуре ИКМКМ составляет 1488,34 МПа. При этом минимальное значение прочности составило 1294,63 МПа, а максимальное 1635,42 МПа. Коэффициент вариации составил 8,92%.

Анализ испытаний при температуре 300 °C, таблица 2, показал, что среднее значение предела прочности на сжатие при 300 °C составляет 1602,17 МПа. При этом минимальное значение прочности составило 1542,45 МПа, а максимальное 1664,84 МПа. Коэффициент вариации составил 3,02%.

Анализ испытаний при температуре 500 °C, таблица 3, показал, что среднее значение предела прочности на сжатие при 500 °C составляет 1558,45 МПа. При этом минимальное значение прочности составило

1529,87 МПа, а максимальное 1587,01 МПа. Коэффициент вариации составил 1,20 %.

Следует отметить, что при применении технологии 3D печати удалось добиться минимального разброса прочностных показателей, что свидетельствует о высокой точности изготовления образцов на принтере и оптимально подобранной порошковой компонентной базе.

3 Определение характеристик прочности ИКМКМ при испытаниях на изгиб

Для испытаний на изгиб было изготовлено методом аддитивных технологий одна партия образцов из ИКМКМ, общим количеством 7 шт.

Размеры образцов: длина 90,0 мм, ширина 8,0 мм, толщина 8,0 мм.

Испытания образцов ИКМКМ на изгиб были проведены на испытательной установке Instron 5985.

Для испытаний при комнатной температуре использовалась металлическая оснастка, с возможностью изменения расстояния между опорами. Для измерения прогиба в центре пролета использовался датчик Epsilon 3560, имеющий диапазон измерений от 0 до 12 мм.

Полученные результаты испытаний первой части партии приведены в таблице 4.

Таблица 4

Результаты испытаний образцов ИКМКМ, изготовленных методом 3D-печати, на четырехточечный изгиб при температуре 20 °С

№ п/п	Метка образца	Ширина, мм	Толщина, мм	Максимум нагрузка, кН	Напряжение при изгибе, МПа	Модуль упругости при изгибе, ГПа
1	№40-51	8,0117	7,9354	1,55	184,17	-
2	№40-52	8,0078	7,9449	0,91	108,25	199,99
3	№40-53	8,0889	8,0889	1,23	139,97	217,90
4	№40-54	8,0433	7,9958	1,11	129,14	214,68
5	№40-55	8,0440	8,0265	1,15	133,26	218,00
6	№40-56	8,1086	8,0928	1,11	125,61	199,83
7	№40-57	8,0528	8,0045	1,17	135,95	223,43
Среднее значение:					136,62	212,31
Коэффициент вариации, %:					17,1	4,4

Как видно из таблицы 4, средние напряжения разрушения ИКМКМ составило 136,62 МПа, коэффициент вариации 17,10%. При этом, минимальное значение напряжения разрушения составляет 108,25 МПа. Если отбросить из выборки образец №40-51, что не противоречит методике испытаний и является процессом отладки испытательного оборудования, то среднее значение напряжения составит 128,70 МПа и коэффициент вариации 8,71% соответственно.

Заключение

Таким образом, прочностные характеристики материалов на сжатие и четырехточечный изгиб, изготавливаемых методом 3D печати, по уровню получаемых свойств уступают прессованным композиционным материалам. Дальнейшие работы по повышению прочностных характеристик должны быть направлены на совершенствование рецептуры порошковой компонентной базы, применения перспективных высокотемпературных отвердителей и режимов термодинамической обработки полученных заготовок.

Литература

1. Air@Cosmos, №2549, 26/V, 2017, p.30.
2. Air@Cosmos, №2553, 26/VI, 2017, p.44.
3. Композиционные материалы для двигателестроения / А.К. Климов [и др.] // Автомобильная промышленность. – 2003. – № 1. С. 27-30.
4. О перспективах применения наноструктурных композиционных гетерофазных полифункциональных материалов в авиадвигателестроении / В.Е. Низовцев [и др.] // Вестник Самарского государственного университета им. Акад. Королева. – Самара: «Самарский университет», 2015. – Т. 14. – №3. – Ч. 1. – С. 122.

УДК 544.52

Теоретическое исследование особенностей формирования нанобъектов по технологии лазерной наностереолитографии

Никитин А.Н.¹, к.ф.-м.н.

anatoly_nikitin@mail.ru

¹ИПЛИТ РАН – филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН

Аннотация:

Приведены результаты теоретического исследования, направленного на достижение наилучшего значения пространственной разрешающей способности в технологии лазерной наностереолитографии.

Ключевые слова:

наностереолитография

Вводная часть

В настоящее время наностереолитография с использованием двухфотонного инициирования полимеризации широко используется для формирования субмикронных структур различного назначения [1]. Как известно, при такой полимеризации в фотополимерной композиции (ФПК), состоящей из мономеров, инициатора и ингибитора, формирование активных центров (радикалов, ионов) происходит в результате распада возбужденного двухфотонным поглощением инициатора. Преимуществами такого инициирования (со)полимеризации по сравнению с традиционным однофотонным инициированием является то, что а) радикалы локализуются в пространстве компактнее и б) излучение слабо поглощается вне зоны формирования субмикронной структуры. Недостатком является

необходимость использования громоздкого и дорогостоящего титан-сапфирового лазера, требующего стабильного и мощного лазера накачки.

Именно применение технологии двухфотонной лазерной полимеризации позволило достичь наилучшей пространственной разрешающей способности при формировании субмикронной структуры в объеме ФПК лазерным излучением: в работе [2] толщина отверждаемой полимерной нити было достигнуто равной 15 нм при применении ФПК (SCR 500) из акрилатов и их олигомеров. В то же на основе моделирования с использованием метода Монте Карло было предсказано, что предельное достижимое минимальное значение отверждаемого размера равно примерно 65 нм [3]. Очевидно, имеется явное несоответствие между теоретическим и экспериментальным значениями достижимых предельных значений разрешающей способности. В то же время это несоответствие указывает на необходимость дополнительных теоретических исследований по нахождению путей улучшению этой способности.

Целью данной работы являлся выявление факторов, которые препятствуют достижению высокой предельной разрешающей способности для технологии двухфотонной лазерной полимеризации, и предложить способы устранения этих факторов. При этом будет рассматриваться структуры, образованные путем радикальной полимеризации, так как именно по этому механизму протекает полимеризация акрилатов и их олигомеров, при использовании которых достигнута пока наилучшая пространственная разрешающая способность.

1.1. “Идеальный” случай наностереолитографии

Рассмотрим так называемый “идеальный” случай наностереолитографии. Предположим, что излучение создает в пространстве равноудаленные друг от друга радикалы, которые к тому же расположены на одной прямой. Каждый радикал, присоединяя к себе последовательно мономеры, создает наноразмерную частицу - воксель, имеющего в данном

рассмотрении сферическую форму. Предположим, что радиусы сфер-вокселей от радикалов примерно равны, и эти сферы перекрываются частично друг с другом, образуя наноразмерную нить. Для такого “идеального” случая наностереолитографии получено соотношение для отношения концентрации радикалов к концентрации мономера в зависимости от толщины наноразмерной нити. Рассмотрим в качестве предельной разрешающей способности для технологии двухфотонной лазерной полимеризации толщину этой нити. Тогда, предполагая, что концентрация инициатора в фотополимерной композиции примерно равна 10 % массовой доли, и третья часть этого фотоинициатора идет на создание радикалов, можно оценить, что такая “идеальная” наностереолитография позволит достичь разрешающей способности 4 нм. Несмотря на то, что значительная часть радикалов обрывается в результате ингибирования и обрыва цепи (путем рекомбинации и диспропорционирования), формирование трехмерных объектов с разрешающей способностью 10 нм представляется реальной задачей. Далее будут рассмотрены факторы, влияющие на достижение такой способности.

1.2. Влияние характеристик лазерного излучения

В настоящее время в технологии двухфотонной лазерной полимеризации для достижения высоких показателей по разрешающей способности точность позиционирования лазерного излучения у системы доставки и фокусировки (системой линз) этого излучения в объеме ФПК достигнуто примерно равной 1 нм.^[1] Предполагается, что распределение интенсивности $I(x, y, z)$ лазерного излучения описывается функцией Гаусса (для моды TEM_{00q}) с учетом поглощения в среде

$$I(x, y, z) = \frac{2P}{\pi\omega^2} \exp\left(-\frac{2(x^2 + y^2)}{\omega^2}\right) \exp(-(d_z - z)\theta) \quad (1)$$

$$\omega = \omega_0 \sqrt{1 + \left(\frac{\lambda z}{\pi \omega_0^2}\right)^2} \quad (2)$$

$$\varpi_0 = 0.366 \frac{\lambda}{\text{NA}} \quad (3)$$

где P – мощность излучения, θ – коэффициент поглощения, ω – ширина интенсивности излучения, λ – длина волны, ϖ_0 – радиус перетяжки каустики, NA – числовая апертура системы линз. Предполагается, что источник излучения перемещается в направлении x со скоростью v как показано на Рис.1. Излучение, падающее в направлении, противоположном координате z , фокусируется системой линз так, что только в фокусе (где выбрано начало координат), который находится внутри ФПК, происходит ее отверждение. Этот фокус находится на расстоянии d_z от поверхности ФПК.

Известно, что двухфотонная полимеризация позволяет формировать трехмерные структуры с разрешающей способностью ниже дифракционного предела фокусировки электромагнитного излучения.^[1]

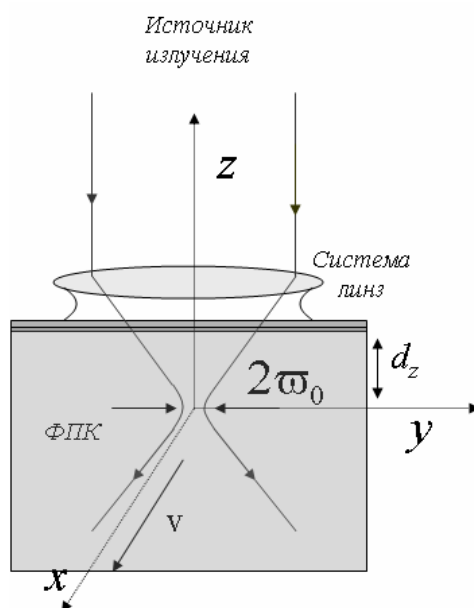


Рис.1 – Схема формирования трехмерного объекта внутри ФПК

Допустим, что отверждение в ФПК происходит при достижении определенной дозы облучения. Так как концентрация радикалов пропорциональна дозе облучения, то это утверждение равнозначно утверждению, что отверждение имеет место при концентрации радикалов

выше критического значения $[R_{cr}]$. Нами получены следующие выражения для ширины (y_m) и глубины (z_m) отверженной области для двухфотонной лазерной полимеризации

$$y_m = \varpi_0 \sqrt{\ln\left(\frac{R_0(0,0)}{R_{cr}}\right)} \quad (5a)$$

$$z_m = \frac{2\pi\varpi_0^2}{\lambda} \left(\left(\frac{R_0(0,0)}{R_{cr}} \right)^{2/3} - 1 \right)^{1/2} \quad (5b)$$

где $R_0(0,0) = \beta_4 \frac{\nu E_i^2}{\tau_i \nu \varpi_0^3} \exp(-2d_z \beta)$, ν – частота следования лазерных импульсов, E_i – энергия импульса, τ_i – длительность импульса, β_4 – константа пропорциональности.

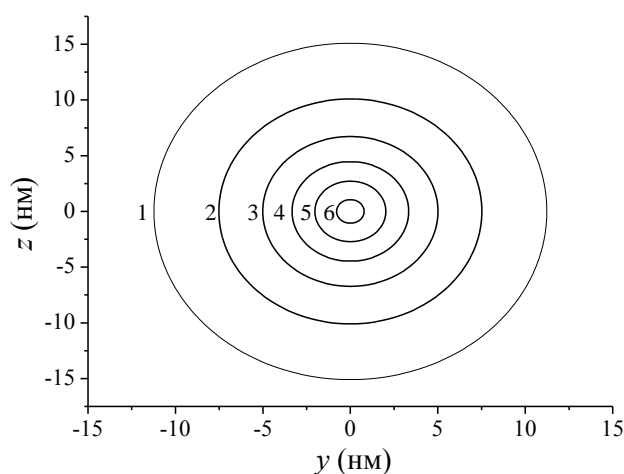


Рис. 2 – Граница, отделяющая отверженную область ФПК от жидкой фазы при разных значениях энергии излучения в импульсе при двухфотонной полимеризации. Рассчитаны для $[R_{cr}] = 5 \cdot 10^{-3}$ моль·л⁻¹, $\nu = 10$ см·с⁻¹, NA= 1.4, $\lambda = 780$ нм, $\beta_4 = 1.5 \cdot 10^{-22}$ м·с·моль·Дж⁻², $\nu = 80$ МГц, $\tau_i = 100$ фс, $E_i = 59.8$ (1), 59.6 (2), 59.51 (3), 59.47 (4), 59.45 (5) и 59.44 пДж (6).

Казалось бы в соответствии с (5) управление энергией лазерного излучения позволит получить отверженные области ФПК со сколь угодно малыми значениями y_m и z_m . Но это не значит, что можно достичь любой пространственной разрешающей способности при формировании

субмикронных структур. Из-за того, что вблизи максимума интенсивность излучения меняется в пространстве слабо, то же самое должно иметь и в распределении концентраций радикалов. На Рис.2 показаны границы отвержденной области фотополимерной композиции, рассчитанные по полученному нами аналитическому соотношению. Чтобы уменьшить минимальный размер нити по координате y с 15 нм до 10 нм энергия излучения, например, должна быть изменена на очень малую величину - примерно на 0.2%. Это свидетельствует о трудности регулирования размерами частиц изменением энергии и частоты излучения. К тому же имеются факторы, мешающие улучшению разрешающей способности, связанные с кинетикой полимеризации. Далее будут рассмотрены эти факторы.

1.3. Кинетика двухфотонной лазерной полимеризации

1.3.1. Отверждение одним импульсом излучения.

Далее будут рассматриваться факторы, которые не зависят от способа инициирования полимеризации лазерным излучением. Как при однофотонном, так и при двухфотонном инициировании полимеризации образуются радикалы, инициирующие рост полимерных цепей. При этом механизмы радикальной полимеризации являются одинаковыми для обоих способов инициирования. Также как при однофотонном, так и при двухфотонном инициировании полимеризации в объеме ФПК при условиях, когда излучение фокусируется до дифракционного предела, и при движении сфокусированного излучения для каждой отверждаемой локальной области инициирование полимеризации является импульсным, так как за время взаимодействия излучения с этой областью радикал успевает присоединить не более нескольких мономеров даже при скорости движения луча 10 см/с и для такого высокого значения константы скорости роста цепи как 10^5 л/(моль·с). При этом для двухфотонного лазерного инициирования, несмотря на то, что за время взаимодействия с

излучением локальная область испытывает воздействие примерно от 100 до 1000 импульсов фемтосекундной длительности, это обстоятельство практически не влияет на длину созданных излучением радикалов. Эта длина примерно такая же, если бы система испытала воздействие одного лазерного импульса излучения с длительностью $1 \div 10$ мкс. Таким образом, и для двухфотонной лазерной полимеризации отверждение в ФПК с образованием вокселя или полимерной нити можно рассматривать как результат воздействия одного импульса излучения.

Тот факт, что отверждение ФПК должно иметь место после одного импульса излучения налагает определенные требования к используемому мономеру для технологии двухфотонной лазерной полимеризации. Временная зависимость относительной конверсии мономера в полимер ($([M_0] - [M]) / [M_0]$, где $[M_0]$ и $[M]$ – начальная и текущая концентрации мономера) в случае образования в ФПК радикалов с концентрацией $[R_0]$ примерно описывается следующим соотношением

$$\frac{[M_0] - [M]}{[M_0]} = \left(1 - \frac{1}{1 + k_t^{\text{eff}} ([R_0] - [O_2]) t \frac{k_p^{\text{eff}}}{k_t^{\text{eff}}}} \right) \quad (6)$$

где k_t^{eff} и k_p^{eff} – эффективные константы скоростей обрыва и роста цепи. Расчеты показывают, что в соответствии с выражением (9) разумная степень конверсии выше 10 % достигается только при условии $k_p^{\text{eff}} / k_t^{\text{eff}} > 0.01$. Такое значение отношения этих констант исключает участие, например, метилметакрилата или стирола в качестве единственного мономера в ФПК, так как отношение $k_p^{\text{eff}} / k_t^{\text{eff}}$ для этих мономеров на несколько порядков меньше 0.01.

Как правило, в ФПК используются полифункциональные мономеры. Присутствие таких мономеров приводит к тому, что полимеризация происходит по другому сценарию. Из-за наличия реакции сшивания

полимеризация таких мономеров названа нелинейной полимеризацией. Далее представлены результаты исследования такой полимеризации.

1.3.2. Исследование нелинейной полимеризации

Необходимость выполнения условия $k_p^{\text{eff}} / k_t^{\text{eff}} > 0.01$ для достижения разумного значения конверсии мономера в полимер фактически означает, что полимеризация в системе происходит сшиванием между собой растущих радикалов друг с другом. Так как приближение, в соответствии с которым одна растущая цепь имеет один радикал, верно только при условии $k_p^{\text{eff}} / k_t^{\text{eff}} < 0.001$.^[4] Таким образом, в области отверждения ФПК при двухфотонной лазерной полимеризации неизбежно присутствуют полирадикалы.

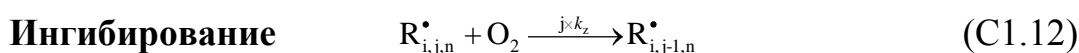
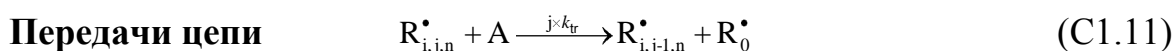
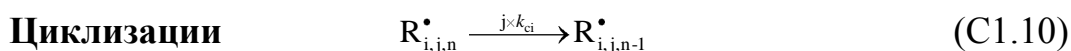
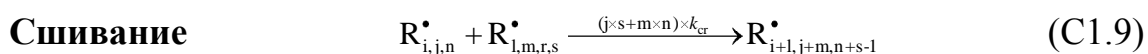
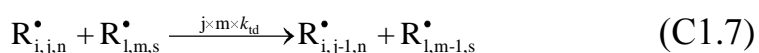
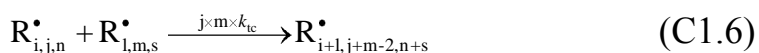
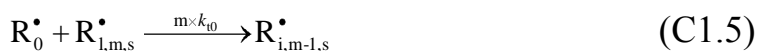
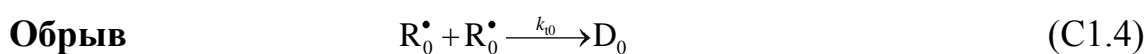
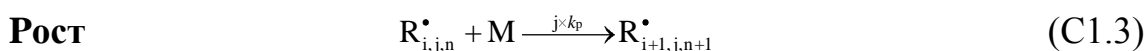
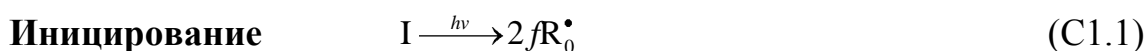


Схема 1. Совокупность реакций для модели радикальной полимеризации в ФПК. Учитываются реакции иницирования, роста, обрыва, сшивания, циклизации и ингибирования. R_0^\bullet - первичный радикал, $R_{i,j,n}^\bullet$ - растущая

цепь (i , j и n - количество мономеров, активных радикалов и боковых двойных связей, соответственно), D_0 – неактивная молекула, O_2 – кислород.

Для нелинейной полимеризации важным является вопрос определения точки гелеобразования по временной шкале. Эта точка, при которой образуется глобальная макромолекула с линейными размерами, сравнимыми с ожидаемой предельной разрешающей способностью, приводит к сильной смене кинетики полимеризации и определяет время отверждения ФПК с образованием вокселя. По этой причине проведены теоретические исследования по определению точки гелеобразования по зависимости среднemasсовой степени полимеризации (M_w) от времени. С этой целью построена модель нелинейной полимеризации с участием бифункционального мономера. На Схеме 1 приведена совокупность реакций для радикальной нелинейной полимеризации такого мономера с учетом наличия в системе полирадикалов. Эта совокупность включает базовые реакции для такой полимеризации, которые включают реакции инициирования, роста, обрыва, передачи цепи, сшивания и циклизации цепи.

Приведенные на Схеме 1 реакции включены в программный пакет PREDICI (разработанный Вулковым^[5]) и создана PREDICI модель-программа для описания кинетики нелинейной полимеризации. Это программа позволяет описать нелинейную полимеризацию в некоторой области ФПК с учетом реакции сшивания и циклизации. С другой стороны, особенностью пакета программ PREDICI то, что он позволяет рассматривать только одномерные массивы. Поэтому количество боковых двойных связей было учтено, усредняя их общее количество равномерно по длине растущих и неактивных цепей. Также этой причине растущая цепь, которая имеет определенное число радикалов, рассматривалась отдельно с соответствующими ей реакциями, показанными на Схеме 1. Такой подход привел к необходимости рассмотрения большого числа реакций в PREDICI модели-программе. Были рассмотрены до 10 радикалов в цепи. Для

согласованности количества радикалов в растущих цепях обрыв цепей рассмотрен протекающим только путем диспропорционирования. В итоге было рассмотрено около 300 реакций.

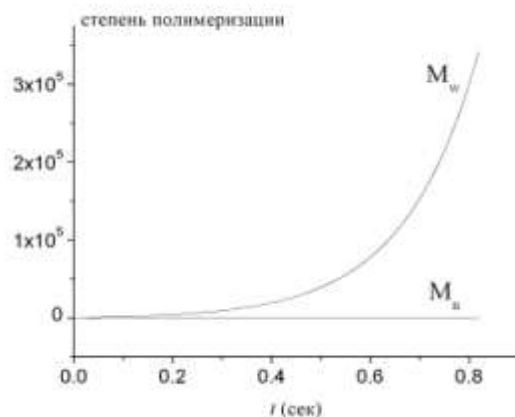


Рис. 3 – Временные зависимости среднечисловой (M_n) и среднемассовой (M_w) степеней полимеризации. Рассчитаны для модели, показанной на Схеме 1, с использованием кинетических параметров из Таблицы 1.

На Рис. 3 приведен пример зависимости среднечисловой (M_n) и среднемассовой (M_w) степеней полимеризации от времени. По таким зависимостям был сделан вывод, что особенностью полимеризации, инициированной одним импульсом, является то, что система не имеет четкий гелеобразующий переход. То есть не удается предсказать наступление точки гелеобразования.

Расчеты показали, что необходимый уровень сшивания цепей (~10%) в отверженной области достигается в основном из-за внутримолекулярной передачи цепи, так как константа сшивания (k_{cr}) не может быть больше, чем константа роста цепи (k_p).

1.4. Формирование макромолекулы

Предыдущие исследования были проведены на основании макроскопического подхода, который не учитывает структуры макромолекул, формируемых при полимеризации. Например, отверждение, концентрации радикалов, конверсия мономера в полимер и т. д. относились к некой абстрактной точке. При этом не учитывался тот факт, что за каждой

точкой стоит молекула или макромолекула. А такой учет необходим, когда речь идет о наноразмерных структурах, формируемых при двухфотонной лазерной полимеризации.

В работе [3] формирование полимерного вокселя рассматривается как случайный процесс, состоящий из случайных длин цепей (подчиняющиеся при этом распределению Флори), начинающие свой рост также в случайной точке пространства, определяемой в то же время распределением интенсивности лазерного луча в пространстве. Моделирование методом Монте Карло и методом перколяции показало, что указанные случайности приводят к флуктуационным неоднородностям полимера вблизи порога полимеризации. Было предсказано, что из-за этих неоднородностей ожидаемое предельное минимальное значение вокселя равно 77 нм, причем использование ингибирования позволит довести минимальный размер до 65 нм. Для уменьшения энтропийного фактора при росте необходим механизм, который приводил бы к самоупаковке растущей цепи. Таким механизмом является внутримолекулярная передача цепи,^[6] которая не учитывается в работе [3]. Вероятность сшивания растущей цепи по этому механизму должны быть выше, чем у акрилатов (например для полимеризации бутилакрилата имеет место примерно 4 передачи цепи на 1000 мономерных звеньев [7]) для образования жесткой и высокосшитой структуры уже в начале роста цепи. Предположим, что образованный при наличии этой передачи цепи воксель имеет следующий размер

$$d = \alpha L^{1/3}, \quad (7)$$

$$\alpha = \left(\frac{6M}{\pi \rho N_A \omega} \right)^{1/3}, \quad (8)$$

где L – длина цепи, M – молярная масса мономера, ρ – плотность полимера, N – число Авогадро и ω – доля мономеров в полимере и в объеме, занимаемым вокселем. В соответствии с соотношениями (7)-(8) очень важно уметь управлять длиной растущей цепи.

Для контроля над длиной макромолекулы (и, тем самым над размером вокселя) можно использовать ингибиторы. Если концентрация ингибитора равна $[O_2]$ то длина цепи следует ожидать равной $L = k_z[O_2]/k_p^{eff} [M]$. Можно также указать на следующее положительное воздействие ингибитора на образование наноразмерного следа. После воздействия лазерного облучения в объеме фотополимерной композиции образуется следующая «яма» для концентрации ингибитора

$$[O_2]_{y,z} = [O_2]_0 - [R]_{y,z}, \text{ если } [R]_{y,z} < R_{cr}$$

$$[O_2]_{y,z} = 0, \text{ если } [R]_{y,z} \geq R_{cr} \quad (12)$$

После прохождения луча кислород начинает заполнять «яму» из-за диффузии. Одновременно в «яме» происходит процесс полимеризации, направленное на отверждение. Некоторые радикалы из-за диффузии будут стремиться выйти из ямы, но встречный поток кислорода оборвет рост этих радикалов. То есть ингибирование не позволяет расплзаться полимеризующейся области из-за диффузии радикалов. Одновременно ингибиторы непрерывно будут диффундировать в зону полимеризации, уменьшая тем самым будущую толщину отверждаемой нити. Регулируя коэффициентом диффузии через вязкость ФПК можно достичь необходимого уровня воздействия ингибитора на отверждаемую область для достижения высоких значений разрешающей способности. Отмечая такую возможность, следует отметить, что влияние оптимального выбора ингибитора, вязкости среды, концентрации инициатора и скорости движения пучка на предельную разрешающую способность нуждается в дальнейшем исследовании.

Заключение

Из-за того, что вблизи максимума интенсивность излучения меняется в пространстве слабо, возникают трудности управления размерами трехмерных объектов, формируемых при двухфотонной полимеризации, путем изменения

параметров лазерного излучения. Расчеты показывают, что для уменьшения минимального размера наноразмерной нити с 15 нм до 10 нм энергия излучения, например, должна быть изменена только примерно на 0.2%. Также необходим контроль над размерами макромолекул, образующихся при полимеризации. Для управления размерами макромолекул и размерами неназрачной нити предложено использовать ингибиторы.

Наличие высокоскоростной реакции внутримолекулярной передачи цепи при этой полимеризации является важным условием формирования наноструктуры. Помимо этой реакции отношение константы роста к константе обрыва цепи должно быть как можно больше (>0.01) для достижения необходимой конверсии мономера в полимер.

Литература

- [1] А. А. Отрощенко, И. Ю. Макарихин. // Вестник Пермского Университета, 2017, Вып. №2 (36), С. 9.
- [2]. Y. Li, D. Liu, F. Qi F., H. Yang, Q.Gong // SPIE 2007, V. 6825, 68250K
- [3]. А. В. Пикулин, Н. М. Битюрин // Журнал технической физики, 2012, Т. 82, С.120.
- [4] S. Zhu, A. E. Hamielec // *Macromolecules*, 1993, V.26, P.3131.
- [5] M. Wulkow // *Macromol. Theory Simul.*, 1996, V.5, P.393.
- [6] H. Otsuka, Y. Nagasaki, K. Kataoka // *Materials Today*, 2001, [V.4, №3](#), P.30.
- [7]. Matsumoto A. // *Macromolecular Symposium*, 2011, V.306-307, P.89.

УДК: 669.018.44:669.245:620.178.322:621.762

Исследование структуры сплава ЖС32, полученного методом селективного лазерного сплавления, после высокотемпературных механических испытаний

Раевских А.Н.¹; Петрушин Н.В.¹, д.т.н.; Чабина Е.Б.¹, к.т.н.

raevskih_anton@me.com, nv_petrushin@mail.ru, chabinaeb@viam.ru

¹ ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

Аннотация:

В работе исследована структура сплава ЖС32 изготовленного методом послойного селективного лазерного сплавления гранул на монокристаллической подложке из сплава ЖС32. С применением методов оптической и растровой электронной микроскопии изучены особенности строения гранул, имеющие ячеистую структуру, и синтезированного сплава ЖС32. Оценено влияние зон структурных элементов синтезированного материала на возможные причины его фазовой нестабильности в процессе температурно-силового воздействия.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления: 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: ЖС32, селективное лазерное сплавление, напряжения, ячеистая структура, γ' - фаза, поверхности раздела, ламеллярная структура

Вводная часть

В настоящее время детали из жаропрочного никелевого сплава ЖС32 с гетерофазным упрочнением и объемной долей γ' - фазы около 60% получают преимущественно методами направленной кристаллизацией, в ходе которой обеспечивается возможность управления кристаллографической ориентацией. [2-5].

Применение высокотемпературной обработки способствует понижению структурной неоднородности таких деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе, хотя полностью устранить ликвационную неоднородность не удастся, что обусловлено низкой диффузионной подвижностью тугоплавких легирующих элементов сплавов [6]. Существенный и определяющий вклад в структурную стабильность жаропрочных сплавов на никелевой основе вносит характеристика несоответствия параметров кристаллических решёток γ/γ' фаз (мисфит). В работе [7] показано, что использование технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) значительно снижает величину мисфита γ - и γ' – фаз, что может оказать отрицательное влияние на конструктивную прочность материала. Поэтому метод СЛС вызывает особый интерес для получения материалов при послойном сплавлении гранул из жаропрочных никелевых сплавов, в том числе на основе интерметаллида Ni_3Al [8-11]. При этом, технология СЛС позволяет снизить энергозатраты при производстве деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе, работающих при высоких температурах [12-14].

Процесс высокоскоростного формирования трехмерного объекта путем послойного добавления слоев гранул материала с последующим локальным сплавлением по заданным алгоритмам экспонирования вызывает температурный градиент, который оказывает существенное влияние на формирование субструктуры (ячеек кристаллизации, фрагментов и др.), а

также может привести к образованию дефектов в синтезированном материале (пор, трещин и др).

Синтезированный сплав ЖС32 имеет гетерофазное упрочнение, что объясняется содержанием большого количества легирующих компонентов. Морфология и размерность различного рода фаз, включая внутренние поверхности раздела, играют важную роль в определении стабильности сплава. Поэтому необходимо понимать, от чего зависят данные параметры и как они изменяются на различных стадиях технологических процессов изготовления материала.

Известно ряд работ, которые посвящены поиску структурно-чувствительных методов оценки синтезированной структуры сплавов на никелевой и железоникелевой основах [15 - 20]. Например, исследование распределения легирующих элементов композиции сплава ЖС32 в синтезированной структуре, и эволюция химического состава после ТО и ГИП. В работе [22-23] приведены результаты исследования особенностей синтезированной структуры никелевых жаропрочных сплавов, иллюстрирующие наличие связи кристаллографической ориентации фрагментов и трещин с различной траекторией их распространения, что указывает на зависимость степени гетерогенности и, следовательно, свойств сплава от изменения взаимной ориентации фрагментов.

Целью работы являлось исследование структурно-пространственной эволюции фаз сплава ЖС32 в процессе температурно-силового воздействия.

Методика исследований

Исследования проводили на образцах жаропрочного никелевого сплава ЖС32. Исходный металлический порошок для синтеза образцов получали путем атомизации на установке HERMIGA10/100VI [24]. Рассев порошка осуществлялся в промышленном виброгрохоте Concept Laser QM Powder. Селективное лазерное сплавление гранул жаропрочных никелевых сплавов проводилось на монокристаллической подложке из сплава ЖС32 с

КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в установке EOS M 290 (Германия), оснащенной Yb:YAG оптоволоконным лазером. Сплавление порошкового материала в процессе синтеза происходило по заданным алгоритмам экспонирования.

Для устранения несплошностей (микротрещин, пор и т.д.) проводили высокотемпературный гомогенизирующий отжиг при 1280°C и ГИП.

Для изучения структурно-пространственных особенностей, изменяли такие параметры, как кристаллографическая ориентация подложки (КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$) и температурно-силовое воздействие.

Микроструктуру исследовали на растровых электронных микроскопах JSM-6490 LV и Verios460XHR с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (X-MaxN) и EBSD-анализа (HKL Nordlys System) и методом оптической металлографии на металлографическом комплексе OlimpusGX51.

Испытания на длительную прочность образцов проводили в соответствии с ГОСТ 10145 при различных температурах.

Экспериментальная часть

На рисунке 1а,б представлена микроструктура гранул жаропрочного никелевого сплава ЖС32. Гранулы преимущественно сферичные. Микроструктура гранул различной размерности и морфологии состоит из ячеек кристаллизации различной морфологии и ориентации. По границам ячеек локализованы дисперсные выделениями, плотность распределения которых определяется диффузионной активностью элементов сплава и морфологией ячеек кристаллизации.

В объеме более крупных гранул наблюдаются литейные и газовые поры разного диаметра, а на поверхности гранул, независимо от размера самих гранул, наблюдаются сателлиты и «панцирь» (тонкая оболочка).

Металлографические исследования показали, что в поперечном сечении наблюдается трековая структура (рис. 1в), а в продольном сечении треки имеют вид (рис.1г) вертикальных и горизонтальных рядов ванн расплава,

форма которых может отклоняться от овальной. Микроструктура в объеме треков разбита на фрагменты, которые, в свою очередь, состоят из отдельных ячеек кристаллизации. По границам ячеек располагаются высокодисперсные (менее 0,1 мкм) фазовые выделения, морфология, размер и количество которых изменяются на границах фрагментов в силу диффузионных процессов.

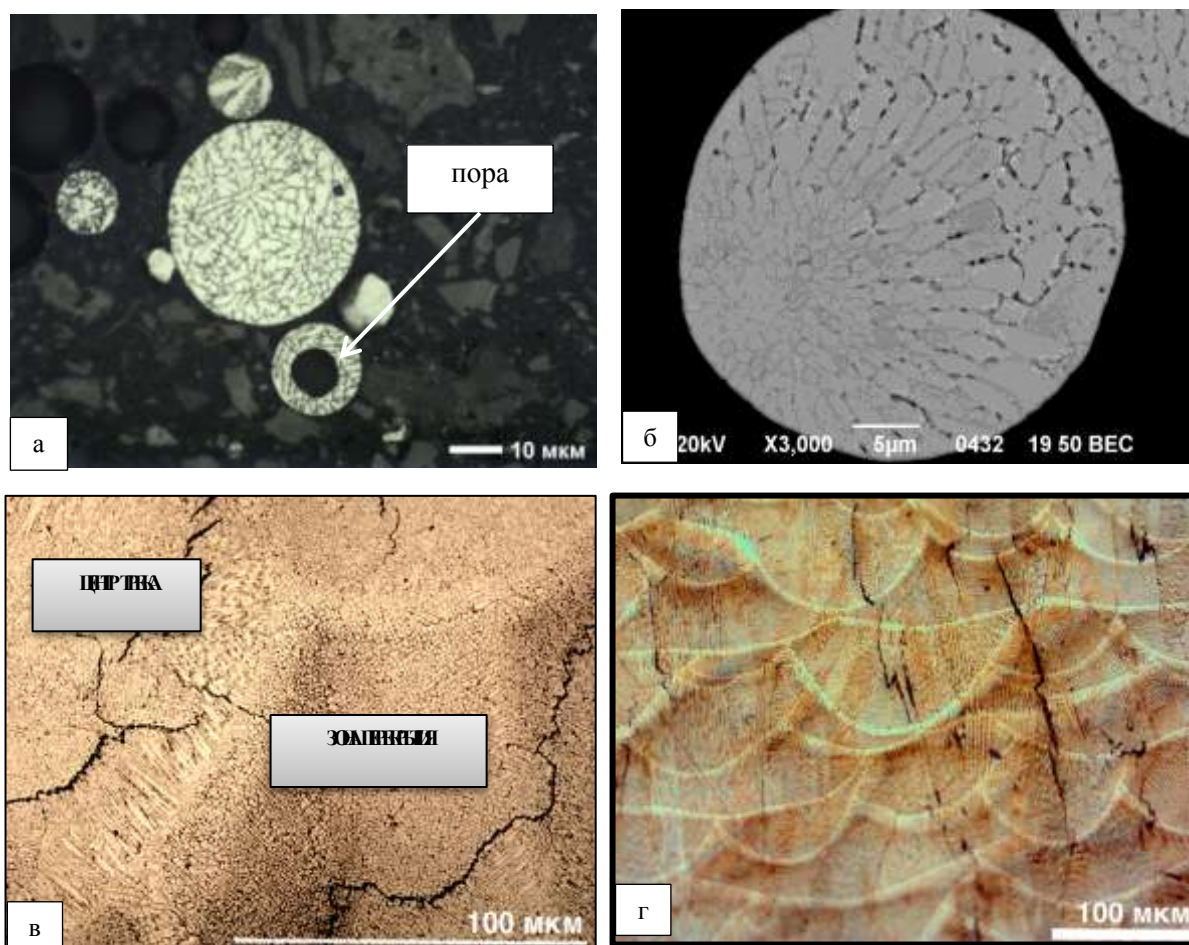


Рисунок 1. Микроструктура сплава ЖС32 с ячеистой структурой: а,б) гранулы; в)трековая структура синтезированного материала (поперечное сечение); г) ванны расплава синтезированного материала (продольное сечение).

В ходе исследования установлено, что в поперечном сечении ячейки кристаллизации в центре треков равноосные, как и в зонах перекрытия треков, но меньше по размеру, при этом у каждого трека формируется контур из радиально направленных ячеек столбчатой морфологии.

В продольном сечении крупные фрагменты состоят из однонаправленных ячеек кристаллизации различной морфологии, вытянутых

в направлении построения материала, причем размер фрагментов больше, чем размер ванн расплава, а границы фрагментов не совпадают с границами ванн расплава. Также выявлено, что некоторые крупные фрагменты могут состоять из более мелких фрагментов, которые в свою очередь состоят из равноосных ячеек кристаллизации, а другие крупные фрагменты состоят только из столбчатых ячеек кристаллизации.

Для фрагментов, состоящих из равноосных ячеек, характерно более равномерное распределение дисперсных выделений по всей площади границ, в отличие от фрагментов, состоящих из столбчатых ячеек.

По границам фрагментов различной ориентации наблюдаются микротрещины: в продольном сечении траектория распространения микротрещин преимущественно вдоль направления построения объема материала; в поперечном сечении траектория распространения трещин зависит от заданного алгоритма экспонирования и указывает на наличие связи с распределением напряжений, в том или ином объеме материала.

После проведения баротермической обработки установлено, что трещины распределены по границам зёрен разного размера. При этом разнотермичность указывает на активность процессов рекристаллизации (рис. 2г).

В структуре материала сформировались вытянутые вдоль направления построения материала зерна разного размера (рис. 2а,б).

Микроструктура зерен представляет собой частицы γ' – фазы, выделившиеся из твердого раствора γ . Морфология, ориентация и размер частиц γ' – фазы могут отличаться. Наряду с частицами γ' – фазы, где поверхность раздела γ/γ' имеет когерентную связь, в матрице наблюдались участки с ламеллярной структурой (рис. 2в), которая состоит из ламелей, представляющих частично связанные между собой частицы γ' – фазы вытянутые в определенном направлении. Единичное появление ламелей в структуре свидетельствует о небольшой разориентации, которую они

компенсируют. Вдоль границ наблюдались участки с выделениями мелкодисперсной γ' – фазы (рис 2д).

В процессе обработки в объеме зерен образовалась карбидная сетка из дисперсных выделений, а по границам зерен из более крупных карбидов преимущественно глобулярной морфологии. Стоит отметить незначительное растворение дисперсных карбидов и диффузию углерода к границам с последующим увеличением доли более крупных карбидов. В продольном сечении карбидные строчки сонаправлены с направлением построения материала.

Аналогично границам зерен, микротрещины приобрели гетерофазное строение, сохранив при этом контур траектории распространения, образованный в процессе СЛС (рис. 2г).

В ходе исследования микроструктуры образцов с КГО $\langle 001 \rangle$ в продольном сечении после механических испытаний на длительную прочность при температурах 850°C ($\sigma=600$ МПа; $\tau=0$ ч) и 1050°C ($\sigma=49$ МПа; $\tau=11$ ч) было выявлено частичное растворение карбидной фазы в объеме зерен и частичное выделение на границах зерен, вдоль оси нагрузки, при этом, в образце, испытанном при температуре 850°C (рис. 3а,б), количество карбидов на границах ниже, чем в образце, испытанном при 1050°C (рис.3в), что обусловлено температурой испытания. В образце испытанном при температуре 850°C , на границах зерен наблюдаются крупные и дискретные частицы γ' – фазы, а при более высокой температуре - сплошная γ' – фаза (рис.3г) и карбиды, что объясняет низкие механические свойства.

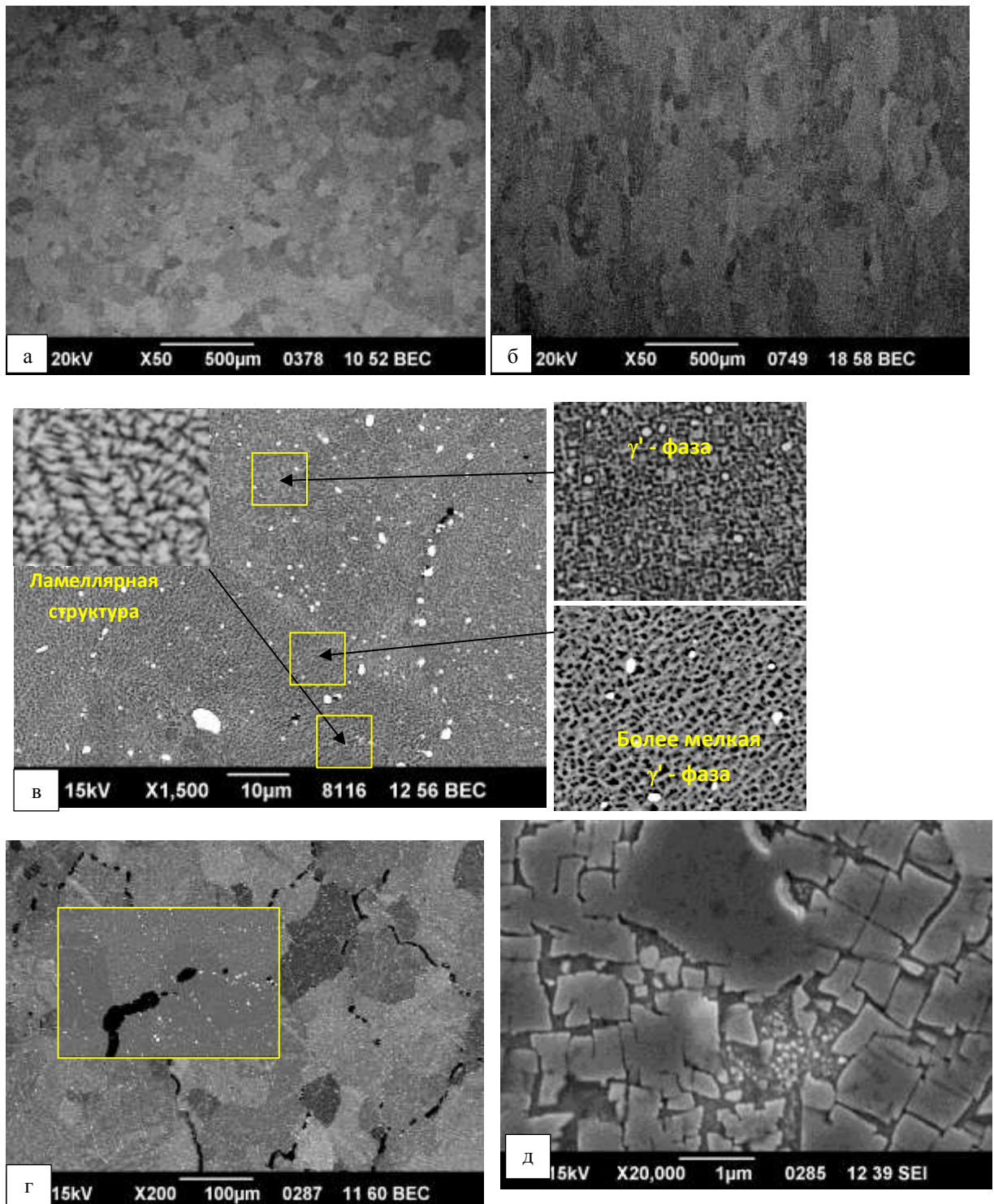


Рисунок 2. Микроструктура синтезированного образца из сплава ЖС32 после баротермической обработки: а) зерна в поперечном сечении; б) зерна в продольном сечении; в) морфология частиц γ' –фазы в различных зонах микроструктуры; г) траектория распространения трещин; д) мелкодисперсная γ' –фаза на границах

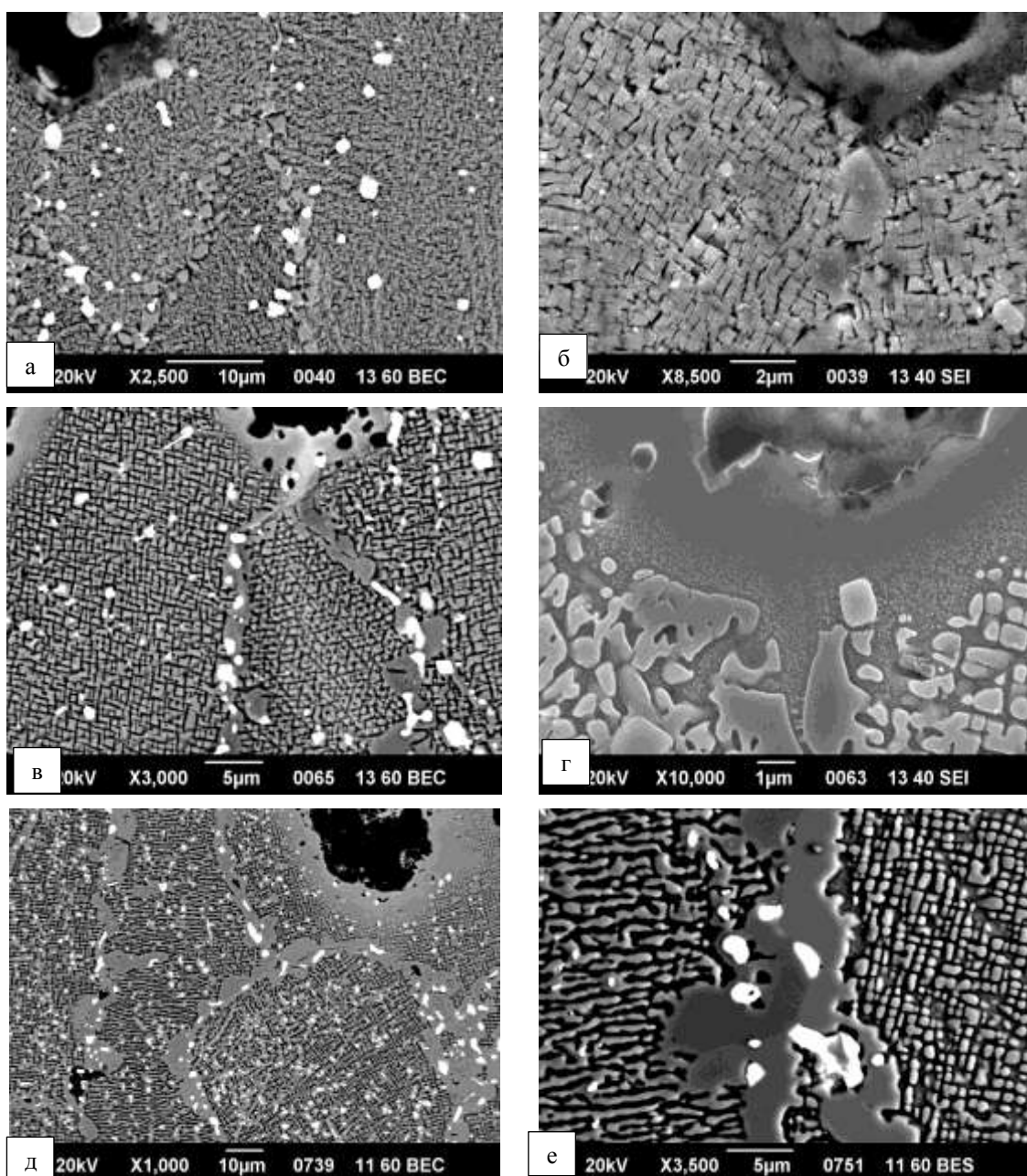


Рисунок 3. Микроструктура синтезированных образцов сплава ЖС32 в термообработанном состоянии после механических испытаний на длительную прочность в продольном сечении выращенных на подложке с КГО $\langle 001 \rangle$ при 850°C (а,б) и 1050°C (в,г) и на подложке с КГО $\langle 111 \rangle$ при 1050°C (д,е).

Образец с КГО $\langle 111 \rangle$ после механических испытаний на длительную прочность при температуре 1050°C ($\sigma=25\text{МПа}$; $\tau=145\text{ч}$), показал увеличение времени до разрушения более чем в 10 раз. При этом микроструктура схожа с микроструктурой образца, выращенного на подложке с КГО $\langle 001 \rangle$ и испытанного при этой же температуре, однако у образца с КГО $\langle 111 \rangle$

протяженность границ и разброс по их ширине больше. Морфология и ориентация частиц γ' – фазы в разных зернах различна. В теле некоторых зерен наблюдались участки с повышенным количеством дисперсных карбидных выделений, где морфология частиц γ' – фазы ближе к ламеллярной, что свидетельствует о различной величине напряжения в зерне (рис. 3д,е). Таким образом, можно предположить, что повышенные свойства образца с КГО $\langle 111 \rangle$ зависят от степени гетерогенности и величины локальных напряжений в структуре.

Выводы и рекомендации

1. Установлено неоднородное распределения карбидов по границам ячеек в зависимости от морфологии ячеек и их локализации.
2. Показано, что ТВО+ГИП способствует формированию разнотерности в объеме синтезированного материала.
3. Выявлено гетерофазное строение границ зерен разной протяженности и ширины, а также наличие и строение остаточных микротрещин после баротермической обработки, которые являются одной из причин разрушения материала в процессе температурно-силового воздействия.
4. Выявлено наличие локальных участков с ламеллярной структурой частиц γ' – фазы после баротермической обработки, обусловленной величиной локальных напряжений.
5. Оценено влияние температуры и напряжений на синтезированную структуру после баротермической обработки:

Подложка с КГО $\langle 001 \rangle$: зерна представляют собой частицы γ' – фазы, выделившиеся из твердого раствора γ , а на границах зерен наблюдаются крупные сплошные и дискретные частицы γ' – фазы с различной объемной долей карбидов (в зависимости от температуры испытания).

Подложка с КГО <111>: зерна состоят из частиц γ' – фазы, в объеме одного зерна могут присутствовать участки, где морфология частиц γ' – фазы ближе к ламеллярной структуре, а дисперсной карбидной фазы больше. Границы зерен различной ширины и протяженности представляют собой крупные сплошные частицы γ' – фазы с крупными частицами карбидной фазы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №15-19-00164).

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. Каблов Е.Н., Тенденции и ориентиры инновационного развития России // *Сб. научн.-информ. материалов*. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.

3. Бондаренко Ю.А., Базылева О.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р. Высокоградиентная направленная кристаллизация деталей из сплава ВКНА-1В // *Литейное производство*. 2012. №6. С. 12–16.

4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высоконагруженных деталей газотурбинных двигателей // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*. 2011. Сер. «Машиностроение». №SP2. С. 13–19.

5. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №3. Ст.01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 02.02.2018).

6. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Назаркин Р.М., Пахомкин С.И., Колодочкина В.Г., Фесенко Т.В., Джиева Е.С. Сегрегация легирующих элементов в направленно закристаллизованных жаропрочных никелевых

сплавах, содержащих рений и рутений //Вопросы материаловедения. 2015. №1 (81). С. 27–37.

7. Назаркин Р.М., Петрушин Н.В., Рогалев А.М. Структурно-фазовые характеристики сплава ЖС32-ВИ, полученного методами направленной кристаллизации, гранульной металлургии и селективного лазерного сплавления // труды виам: электрон. Науч.-технич. Журн. 2017. №2. Ст. 02. Url: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2017). Doi: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-2-2.

8. О.Г. Оспенникова, Н.В. Петрушин, И.А. Тренинков, О.Б. Тимофеева Фазовые и структурные превращения в жаропрочном интерметаллидном сплаве на основе никеля //Вопросы материаловедения. 2015. №3 (83). С. 69-79.

9. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г. Влияние термической обработки на структуру и жаропрочность ренийсодержащего интерметаллидного сплава на основе никеля //Авиационные материалы и технологии. 2014. №2. С. 21-26. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-21-26.

10. Петрушин Н.В., Монастырская Е.В. Применение направленной кристаллизации к решению проблем разработки и оптимизации жаропрочных материалов //Материаловедение. 1998. №5. С. 2–10.

11. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Раевских А.Н., Тренинков И.А. Высокоградиентная направленная кристаллизация интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al системы Ni-Al-Ta, упрочненного TaC //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №3 (51) URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.02.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-3-1-1.

12. Григорьев С.Н. Проблемы и перспективы развития отечественного машиностроительного производства // Справочник: инженерный журнал с приложением. 2011. № 12. С. 3–7.

13. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий //Металлы Евразии. 2017. №1. С. 2–6.

14. Смуров И.Ю., Мовчан И.А., Ядройцев И.А., Окунькова А.А., Цветкова Е.В., Черкасова Н.Ю. Аддитивное производство с помощью лазера // Вестник МГТУ «Станкин». 2011. Т. 2. №4. С. 144–146.

15. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // Сб. докл. Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат–2013». М., 2013. С. 32–37.

16. Strano G., Hao L., Everson R.M., Evans K.E. Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting // Journal of Materials Processing Technology. 2013. Vol. 213. No. 4. P. 589–597.

17. Лукина Е.А., Базалеева К.О., Петрушин Н.В., Тренингов И.А., Цветкова Е.В. Влияние параметров селективного лазерного плавления на структурно-фазовое состояние жаропрочного никелевого сплава ЖС6К-ВИ // Металлы. 2017. №4. С. 63–71.

18. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behavior in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 615. P. 338–347.

19. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Раевских А.Н. Влияние технологических параметров процесса селективного лазерного сплавления на формирование структуры жаропрочного никелевого сплава // Материалы II Междунар. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» (Москва, 16 мар. 2016 г.). М.: ВИАМ, 2016. Статья № 4. 1 электрон. опт. диск (CD-R).

20. Заводов А.В., Петрушин Н.В., Зайцев Д.В. Микроструктура и фазовый состав жаропрочного сплава ЖС32 после селективного лазерного сплавления, вакуумной термической обработки и горячего изостатического прессования // Письма о материалах. 2017 .№7 (2), с. 111-116. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-111-116.

21. Раевских А.Н., Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Белова Н.А. Возможности метода дифракции обратно-отражённых электронов (ДОЭ/EBSD) для исследования особенностей структуры никелевых жаропрочных сплавов, полученных селективным лазерным сплавлением // Труды ВИАМ: электронный научно-технический журнал 2017. №12 (60). С. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.02.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-12-12.

22. Раевских А.Н., Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Белова Н.А. Исследование особенностей структуры никелевых жаропрочных сплавов, полученных селективным лазерным сплавлением, с применением метода дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD/ДОЭ) // Материалы III Междунар. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» (Москва, 23 мар. 2017 г.). М.: ВИАМ, 2017. Статья 3016F6F6. 1 электрон. опт. диск (CD-R).

23. Евгенов А.Г., Неруш С.В., Василенко С.А. Получение и опробование мелкодисперсного металлического порошка высокохромистого сплава на никелевой основе применительно к лазерной LMD-наплавке // Труды ВИАМ. 2014. № 5. С. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 11.12.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-4-4.

УДК 669

Особенности структуры и свойств материала жаропрочного интерметаллидного никелевого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления

Сухов Д.И., к.т.н.; Базылева О.А., к.т.н.; Неруш С.В.; Аргинбаева Э.Г., к.т.н.;
Зайцев Д.В.

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Разработаны экспериментальные режимы вакуумной и термической обработки материала интерметаллидного никелевого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления. Установлены основные особенности его формирования, проведена предварительная оценка свойств синтезированного материала.

Ключевые слова:

интерметаллидный сплав, СЛС

Введение

Получение отливок из интерметаллидных сплавов требует высокой квалификации персонала, обслуживающего литейное оборудование, и может в ряде случаев быть сложным в освоении на серийных заводах. Кроме того, углеродистые интерметаллидные сплавы чувствительны к условиям литья, что приводит к появлению брака при отливке лопаток. Получение заготовок деталей аддитивными технологиями открывает перспективы более широкого внедрения сплавов на основе интерметаллида никеля за счет полной автоматизации процесса лазерного синтеза деталей, исключения влияния

человеческого фактора на стадии производства при гарантированном качестве исходного материала – металлопорошковой композиции.

Методика эксперимента

В качестве материала для исследования был выбран интерметаллидный никелевый сплав системы Ni-Al-Co-Cr-Mo-Ti-W. Металлопорошковую композицию выбранного никелевого сплава получали методом атомизации на установке HERMIGA 10/100VI, Великобритания; фракция – от 10 до 63 мкм. Форма сферическая. Затем из нее изготавливали образцы методом СЛС на установке EOS M290, Германия. Образцы были подвергнуты вакуумной термической обработке (ВТО) и горячему изостатическому прессованию (ГИП) (газостат «Квинтус-16» фирмы ASEA, Швеция). Исследование структуры синтезированного материала проводили методами световой микроскопии на микроскопе Leica DM IRM, растровой электронной микроскопии на микроскопе HitachiSU8010 и просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM200-CX. Испытания на растяжение и на длительную прочность проводили по стандартным методикам.

Результаты исследований и их обсуждение

Структура синтезированного материала представлена на рисунке 1. Она преимущественно субзёрненная. На светлопольных снимках субграницы наиболее отчетливо видны на участках, где, при определённой кристаллографической ориентировке, менее выражен контраст на межфазных γ/γ' границах (Рисунок 1 а). Темнопольные исследования структуры карбидной фазы показали, что выделения карбидов происходит преимущественно на границах ячеек кристаллизации, формирующих субзёрненную структуру в процессе СЛС (Рисунок 1 б). Частицы γ' -фазы наблюдаются по всему объёму материала и не имеют чёткой кристаллографической огранки. Их размеры не превышают 100 нм. Толщина γ -прослоек составляет порядка 10 нм и меньше. Мелкая дисперсность структуры обусловлена высокими скоростями охлаждения в процессе синтеза материала (порядка 10^5 К/с).

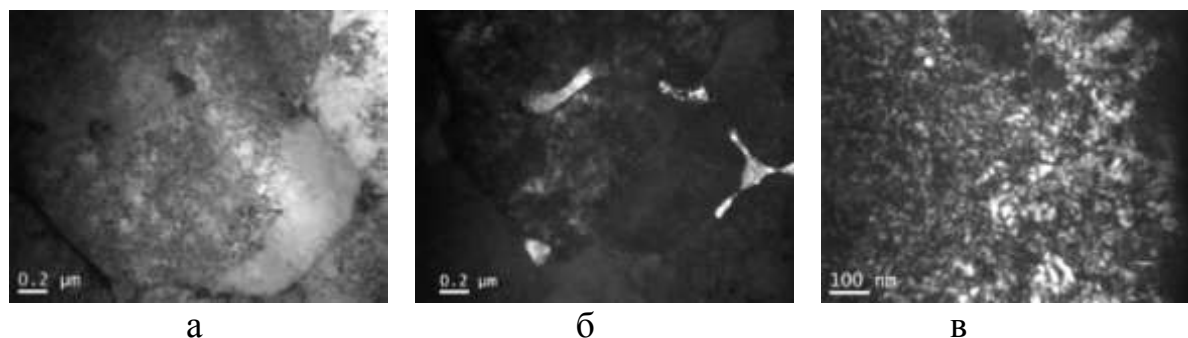


Рисунок 1 – Микротруктура синтезированного образца, ПЭМ.

Основным дефектом синтезированного материала интерметаллидных никелевых сплавов являются трещины. Основной причиной их образования является низкая пластичность таких сплавов (не более 1,5 %), обусловленная высоким содержанием γ' -фазы (~90%). Механизм образования трещин заключается в релаксации термических напряжений, возникающих в процессе СЛС.

Для получения плотного материала была разработана двухступенчатая пост-обработка, состоящая из ВТО для частичного залечивания трещин и ГИП для полного их залечивания. При ВТО происходит создание «перешейков» между берегами трещин, и они превращаются в подобие пор сложной формы, которые полностью залечиваются последующим ГИП. Температуру ВТО и ГИП выбирали исходя из T_S сплава, наиболее близкую к ней. Для исследования выбрали два режима ВТО $(T_S-30)^\circ\text{C}$ и $(T_S-10)^\circ\text{C}$ и один режим ГИП $(T_S-10)^\circ\text{C}$. Выдержка составила 4 ч для всех режимов.

Исследование материала, прошедшего ВТО при температуре $(T_S-30)^\circ\text{C}$, показало, что трещины в структуре практически имеют первоначальную структуру с небольшим наличием «перешейков» (рисунок 2 а). Это свидетельствует о недостаточной температуре ТВО для активации и прохождения диффузионных процессов в материале.

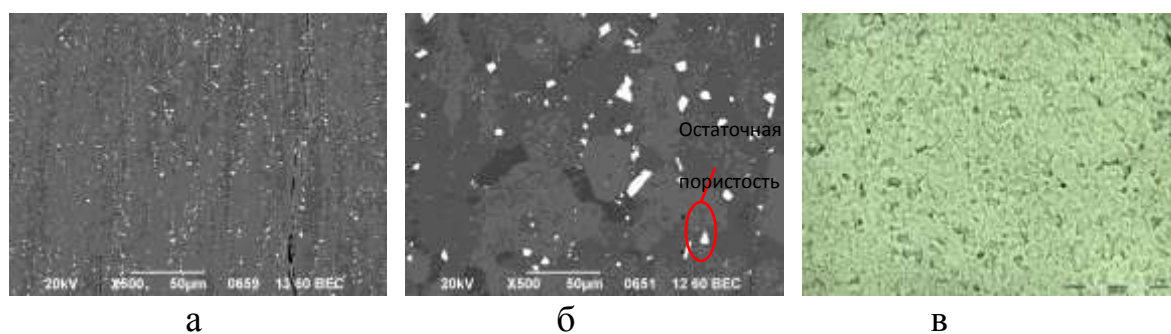


Рисунок 2 – Микроструктура синтезированного материала после ВТО
 а) (T_S-30)°C, РЭМ, б) (T_S-10)°C, РЭМ, в) (T_S-10)°C, СМ

Материал, прошедший ВТО при температуре (T_S-10)°C, имеет структуру, представленную на рисунке 2 б,в. При анализе шлифа методом световой микроскопии трещины не были обнаружены (Рисунок 2 в). Анализ структуры на РЭМ также подтвердил отсутствие трещин, однако наблюдается остаточная пористость в небольших объемах, визуально похожая на наследственную от залеченных трещин. Поэтому температура ВТО в (T_S-10)°C является оптимальной для последующей операции ГИП.

После двухступенчатой обработки ВТО+ГИП трещин в материале сплава не обнаружено, в структуре обнаружены выделения вторичной γ' -фазы (рисунок 3 а). Остаточная пористость не превышает 0,007%.

Структура материала состоит из γ' -и γ/γ' зерен. Помимо карбидов небольшого размера (менее 5 мкм) на основе Ti (типа MeC), в структуре материала сплава после ВТО (T_S-10)°C присутствуют карбиды на основе W и Mo (типа Me_6C), форма которых близка к кубической, размер – порядка 8-20 мкм.

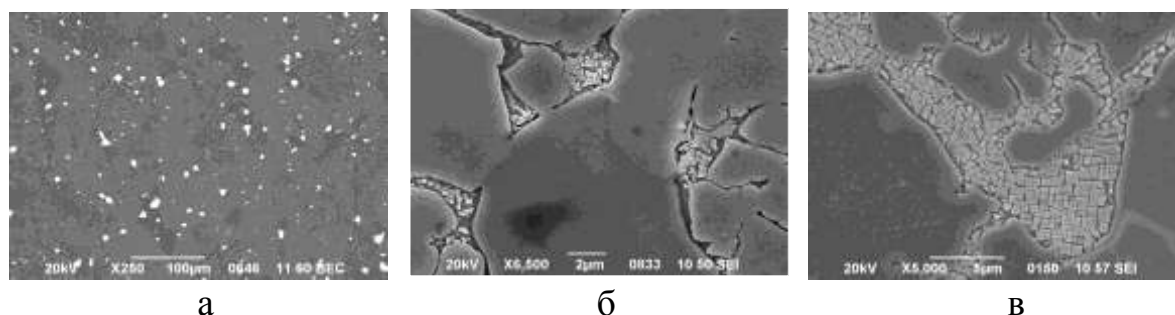


Рисунок 3 – Микроструктура материала а) и б) после ВТО+ГИП,
 в) после испытаний на длительную прочность, РЭМ

После испытаний на длительную прочность в структуре образцов наблюдается зоны, в которых, предположительно, находятся зерна

первичной γ' -фазы (рисунок 3 в), что означает, что в материале прошла частичная рекристаллизация. Наличие этих зон, вероятно, и приводит к снижению времени до разрушения при рабочих температурах.

По результатам испытаний на длительную прочность установлено, что синтезированный материал интерметаллидного никелевого сплава обладает длительной прочностью: $\sigma_{100}^{1100^{\circ}\text{C}}=30$ МПа в направлении, параллельном оси синтеза материала, $\sigma_{100}^{1100^{\circ}\text{C}}=20$ МПа в направлениях, параллельном и перпендикулярном оси синтеза материала. Предел прочности синтезированного материала составляет 700-1000 МПа, удлинение – 6-15 %.

Заключение

Проведенные исследования позволили определить основные особенности синтезированного материала интерметаллидного никелевого сплава и оценить его свойства. Гипотеза о рекристаллизации синтезированного материала требует дальнейших исследований для подтверждения.

УДК 669, 533.9.07

Сфероидизация частиц металлических порошков в плазме и их консолидация методами ГИП и СЛМ

Самохин А.В.¹, к.т.н.; Фадеев А.А.¹; Алексеев Н.В.¹, к.т.н.;
Синайский М.А.¹; Суфияров В.Ш.², к.т.н.; Капланский Ю.Ю.³

samokhin@imet.ac.ru, fadeevandrei@gmail.com, nvalexeev@yandex.ru,
sinaisky@imet.ac.ru, vadim.spbstu@yandex.ru, ykaplansky@mail.ru

¹*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)*

²*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» (ФГАОУ ВО «СПбПУ»)*

³*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»*

Аннотация:

На примере исследований процессов плазменной сфероидизации порошков железа марки ПЖРВ, получаемых методом распыления расплава и порошков жаропрочного сплава системы NiAl-Cr(Co, Hf), получаемых методом высокотемпературного элементного синтеза, показаны возможности плазменного метода по управлению процессом сфероидизации частиц в высокотемпературном газовом потоке и получению высококачественных порошков со сферической формой частиц для

изготовления изделий методами селективного лазерного сплавления и горячего изостатического прессования.

Ключевые слова:

плазма, процесс, сфероидизация, порошок, металл.

Введение

Активное внедрение аддитивных технологий в производство в последние годы позволило оценить основные преимущества этого направления: большая экономия, прежде всего сырья, возможность изготовления деталей сложной геометрической формы, мобильность и размеры производства, а также возможность улучшить технические характеристики материалов.

Любая аддитивная технология создания металлических изделий не может быть успешно разработана и реализована при отсутствии необходимых порошковых материалов. В этой связи разработка методов получения порошков с необходимым набором свойств является первоочередной задачей развития аддитивных технологий, базирующихся на SLS и SLM процессах. Сложность производства металлических порошков высокого качества для аддитивных технологий состоит в том, что они должны обладать рядом обязательных свойств – высокой чистотой, сферической формой частиц, а также иметь узкий фракционный состав и определенную микроструктуру поверхности. В настоящее время в промышленных масштабах реализованы технологии получения сферических порошков металлов и сплавов на основе металлов группы железа, алюминия, титана, меди с определенной функцией распределения частиц по размерам [1–3]. В основе этих производств лежат процессы распыла струи расплавленного металла газовым потоком или дробления струи за счет воздействия центробежных сил. Тем не менее, на российском рынке аддитивных технологий ощущается острая нехватка качественных и

доступных металлических порошков отечественного производства, которые пока закупаются и производятся за рубежом по очень высоким ценам.

Обработка сырья в потоке термической плазмы, генерируемой в электрическом разряде, является эффективным средством получения порошков со сферической формой частиц [4–6]. Энерготехнологические характеристики процессов обработки в плазме свидетельствует о конкурентоспособности метода и широких возможностях его применения.

Методика исследований

Выполнены исследования процесса сфероидизации в струе термической плазмы порошков железа марки ПЖРВ и порошков жаропрочного сплава системы NiAl-Cr(Co, Hf). Порошки железа были получены методом воздушного распыления расплава с последующей восстановительной термохимической обработкой в азото-водородной атмосфере. Порошок жаропрочного сплава системы NiAl-Cr(Co, Hf), получен методом высокотемпературного элементного синтеза (ЭС) сплава в виде пористых цилиндрических брикетов из механически активированной экзотермической смеси исходных компонентов с последующим измельчением спёка в щековых, конусных дробилках и в шаровой валковой мельнице. Для использования в процессе плазменной сфероидизации из порошков выделялась фракция 25–50 мкм методом ситовой классификации.

Для сфероидизации порошков использовали установку, разработанную в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. Установка предназначена для получения сферических порошков как чистых металлов и сплавов, так и порошков композиционного состава из стандартного или гранулированного сырья с размером частиц до 100 мкм. Конструкция оборудования для сфероидизации порошка включает в себя следующие основные узлы: электродуговой плазмотрон постоянного тока мощностью 25 кВт, рабочую камеру (реактор) с соотношением диаметров реактора и диаметра сопла плазмотрона $D1/D2 > 20$, систему фильтрации

отходящего газодисперсного потока, систему подачи порошка, контрольную и пускорегулирующую аппаратуру. Все рабочие элементы установки, подвергающиеся нагреву от действия дугового разряда и плазменной струи, охлаждаются проточной водой от системы. В установке предусмотрена возможность предварительного вакуумирования рабочего объема и замкнутая система для рабочего газа с его очисткой в фильтрах. Схема установки представлена на рисунке 1.

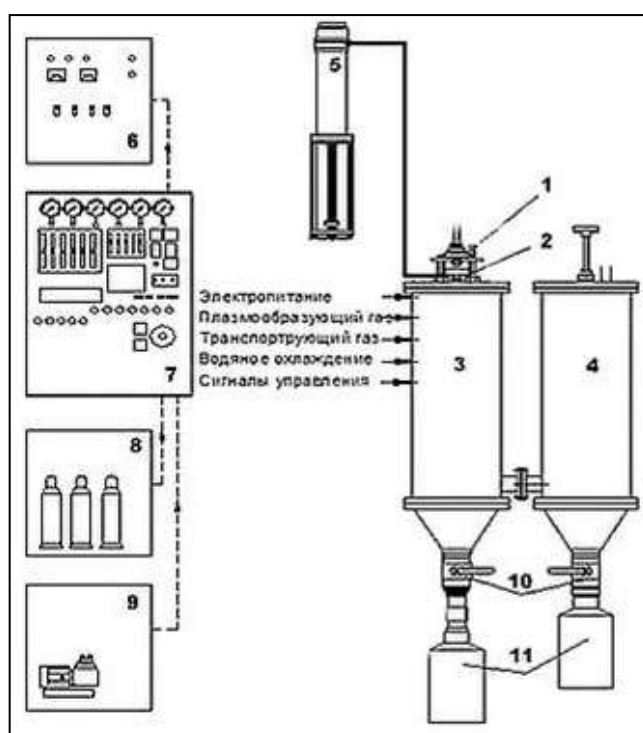


Рис. 1 – Схема установки сфероидизации порошков в плазме (1– электродуговой плазмотрон с самоустанавливающейся длиной дуги, стабилизация разряда - вихревая; 2 – камера смешения исходного сырья с плазменной струей; 3 – реактор; 4 – фильтр; 5 – порошокпитатель; 6 – источник питания плазмотрона постоянного тока, 25 кВт; 7 – стенд КИП; 8 - система газоснабжения; 9 – система водообеспечения; 10 – кран выгрузки; 11– сборник продукта).

В качестве рабочего (плазмообразующего газа) использовали, аргон, азот, водород и их смеси. Транспортирующий газ для подачи исходного дисперсного сырья в плазменную струю – аргон и азот.

Сфероидизация порошков в плазменной установке ИМЕТ РАН основана на интенсивном нагреве исходных частиц, подаваемых в

плазменный поток транспортирующим газом, их плавлении и приобретении каплями расплава сферической формы за счет сил поверхностного натяжения. При охлаждении высокотемпературного газодисперсного потока в объеме реактора с водоохлаждаемыми стенками происходит кристаллизация металлических микрокапель в виде частиц сферической формы. При этом может происходить рафинирование обрабатываемого материала по некоторым примесям. Получаемый при этом порошок осаждается в коническом днище реактора, частично выносится на рукавный фильтр и собирается в приемных бункерах целевого продукта.

Исследования процессов сфероидизации порошков железа марки ПЖРВ и порошков системы NiAl-Cr(Co, Hf) проведены при использовании плазменного реактора на базе электродугового плазмотрона в следующем диапазоне параметров процесса:

Полезная мощность плазмотрона	1,8–11,4 кВт
Плазмообразующий газ	аргон, азот, водород и их смеси
Расход плазмообразующего газа	1,5– 4,2 м ³ /ч
Энтальпия плазменной струи	1,3– 6,6 кВт*ч/м ³
Расход порошка	3– 27,5 г/мин

В экспериментах исследовалось влияние различных параметров процесса на степень сфероидизации порошков:

- энтальпия плазменной струи ($I_{пл}$);
- состав и расход плазмообразующего газа;
- состав и расход транспортирующего газа;
- расход обрабатываемого порошка;

Физико-химический анализ порошковых материалов включал:

- измерение распределения частиц по размерам в исходных и обработанных порошках методом лазерной дифракции на анализаторе размера частиц Malvern Mastersizer 2000;

– определение морфологии порошков и размеров частиц с использованием оптической микроскопии (ОМ, оптический микроскоп Olympus CX31, работающий в режиме светлого поля с фотокамерой Infinity 1-5) и электронной сканирующей микроскопии (СЭМ), (электронный микроскоп Versa 3D (FEI Company));

– определение степени сфероидизации частиц путем статистической обработки изображений, полученных методом СЭМ (счетная концентрация сферических частиц);

– определение общего содержания кислорода, азота и водорода на анализаторе LECO (модели TC-600 и CS-400);

– определение технологических характеристик металлических порошков – текучесть и насыпная плотность исходного сырья, а также продукта после плазменной обработки с помощью воронки Холла ($d=2,5$ мм.).

Результаты исследований и обсуждение

Исходные фракции порошков железа марки ПЖРВ и порошков системы NiAl-Cr(Co, Hf) имели сложную морфологию, характеризующуюся присутствием частиц с различной формой (округлую, оскольчатую, неравноосную) и в некоторых случаях с развитой пористой структурой (Рис. 2).

Текучесть исходного порошка железа марки ПЖРВ фракции «25-50» мкм отсутствовала, значение насыпной плотности составляло $2,55$ г/см³. Текучесть исходного сырья порошка система NiAl-Cr(Co, Hf) также отсутствовала, значение насыпной плотности составляло $2,35$ г/см³.

Определено влияние основных параметров плазменного процесса (расхода реагентов, состава и энтальпии плазменной струи, конфигураций камеры смешения, производительности процесса) на свойства сфероидизированных порошков (гранулометрический состав, морфология частиц, степень сфероидизации, химический состав).

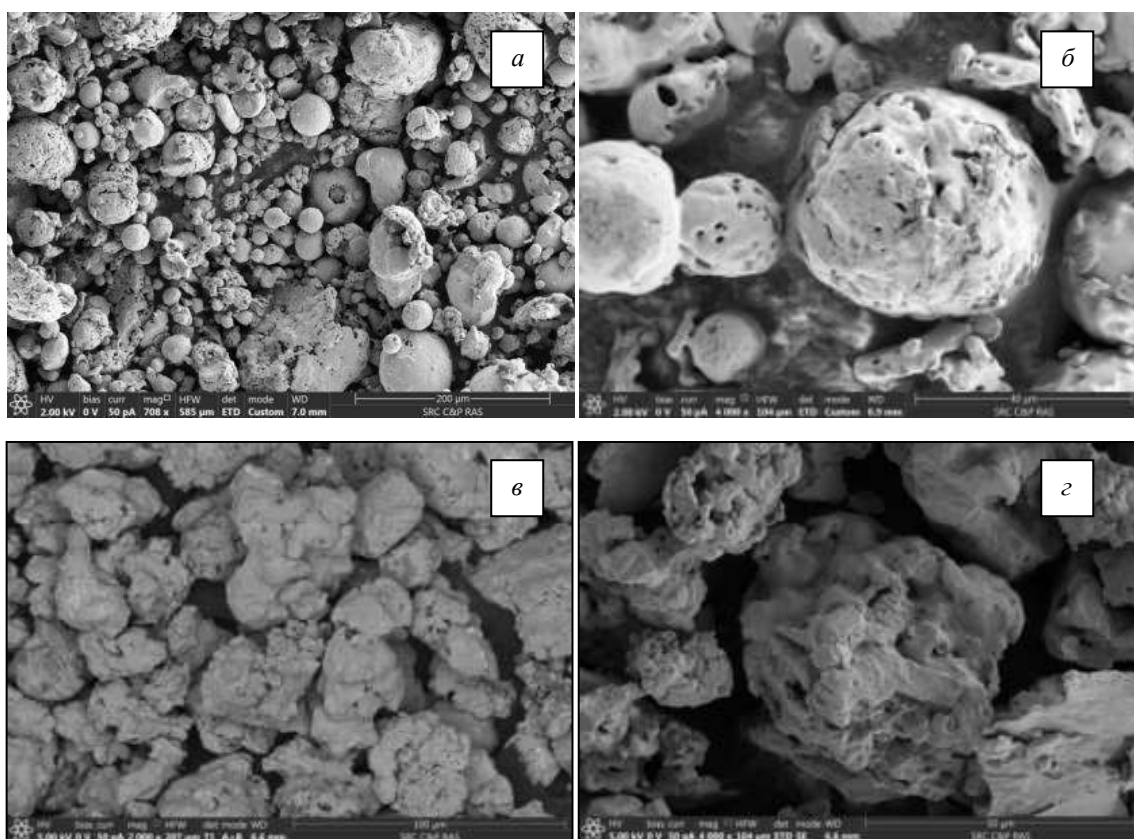


Рис. 2 – СЭМ исходного сырья: а, б – железо марки ПЖРВ;
в, г – система NiAl-Cr(Co, Hf)

Установлено, что степень сфероидизации частиц определяется в первую очередь энтальпией и содержанием водорода в плазменном потоке. Расход сырья в диапазоне 2–7 г/мин не оказывает заметного влияния при постоянных значениях параметров процесса и конструктивных характеристиках камеры смешения сырья с плазменным потоком. Увеличение энтальпии плазмы определяет увеличение времени присутствия частиц в области высоких температур и как следствие более полное протекание процессов плавления частиц. Присутствие водорода обеспечивает улучшение условий нагрева частиц за счет повышения коэффициента теплопередачи в газовой среде. Определено также, что присутствие в исходных порошках частиц с размерами менее 10 мкм приводит к их полному или частичному испарению с последующей конденсацией образуемых паров в виде частиц нанометрового диапазона

размеров. Содержание такой нанодракции в сфероидизированных порошках изменялось от нуля до 7–10 % масс.

В результате экспериментальных исследований определены наиболее эффективные параметры процессов сфероидизации порошков железа марки ПЖРВ и системы NiAl-Cr(Co, Hf).

Степень сфероидизации порошка железа марки ПЖРВ при использовании наиболее эффективного режима составляло 95%масс. (рис. 3), при этом содержание нанодракции находилось на уровне 2 % масс, а содержание кислорода 0,16 масс.%.. Текучесть такого порошка составляла 25 с (для стандартной навески 50 г.). Насыпная плотность – 3,65 г/см³.

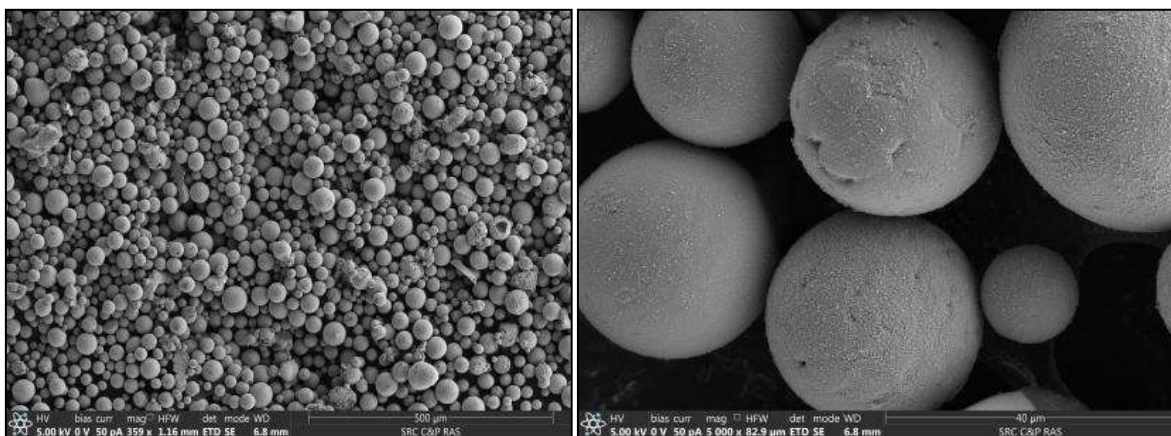


Рис. 3. СЭМ порошка железа марки ПЖРВ после плазменной сфероидизации

Наибольшая степень сфероидизации порошка системы NiAl-Cr(Co, Hf) достигала 98,5%масс. (рис.4), при этом содержание нанодракции находилось на уровне 7%масс. , а содержание кислорода составляло 0,6 масс.%. После удаления нанодракции путем седиментации в жидкости содержание кислорода в порошке уменьшалось до 0,13 масс.%. Текучесть такого порошка составляла 20 с (для стандартной навески 50 г.).

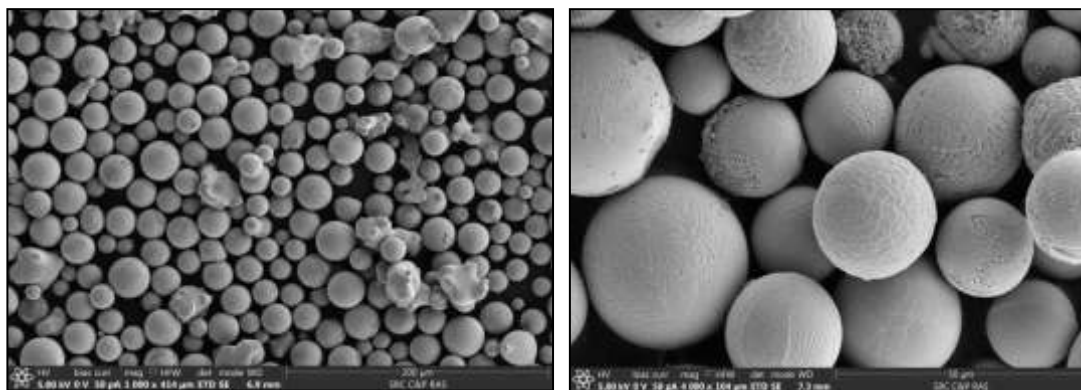


Рис. 4 – СЭМ порошка системы NiAl-Cr(Co, Hf) после плазменной сфероидизации

В результате послойного травления ионами Ga сферических частиц порошка железа марки ПЖРВ и системы NiAl-Cr(Co, Hf) установлено, что их внутренняя структура является однородной, не содержащей пор (Рис. 5).

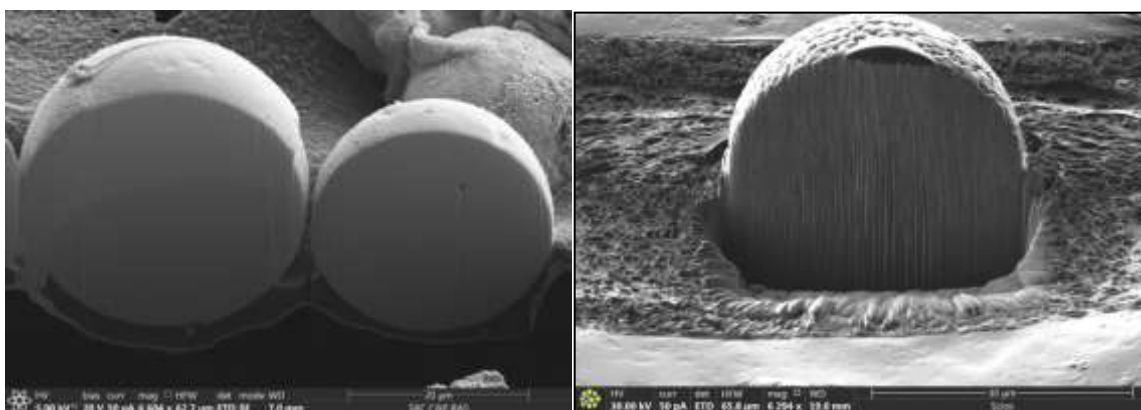


Рис. 5 – СЭМ с послойным травлением ионами Ga. сферических частиц железа марки ПЖРВ и системы NiAl-Cr(Co, Hf)

Выполнены исследовательские работы по изготовлению стандартных образцов для механических испытаний из сфероидизированных в плазме порошков ПЖРВ по технологии селективного лазерного плавления (СЛП) на установке SLM 280HL (SLM Solutions GmbH, Германия)

Для подбора параметров процесса СЛП на первом этапе были изготовлены компактные тестовые образцы с использованием различных значений мощности лазера и скорости сканирования.

Измерение плотности тестовых образцов, изготовленных по различным режимам процесса СЛП, показало, что с увеличением плотности энергии наблюдается повышение плотности компактных образцов по

сравнению с исходной плотностью порошкового материала со значения 7,53 г/см³ до 7,86 г/см³. Наибольшая плотность образцов достигается при плотности энергии от 70 Дж/мм³.

Оценка пористости полученных образцов, показала наличие незначительного количества мелких округлых пор, хаотично расположенных в объеме материала. Плоских пор, связанных с непроплавлением порошкового материала в процессе СЛП, либо упорядоченно расположенных пор не наблюдается. Таким образом, можно сделать вывод, что использованные параметры процесса СЛП позволяют получать компактный материал с высокой плотностью.

Результаты рентгено-фазового анализа образца с наибольшим значением пикнометрической плотности показали, что компактный материал, полученный методом СЛП из сфероидизированного ПЖРВ, представляет собой железо с объемно-центрированной кубической кристаллической решеткой.

Была проведена термическая обработка полученных образцов при температуре 1000°C и выдержке в течение 1 часа.

Микроструктура компактных образцов, изготовленных селективным лазерным плавлением из сфероидизированного порошка ПЖРВ до и после термической обработки показаны на рисунке 6.

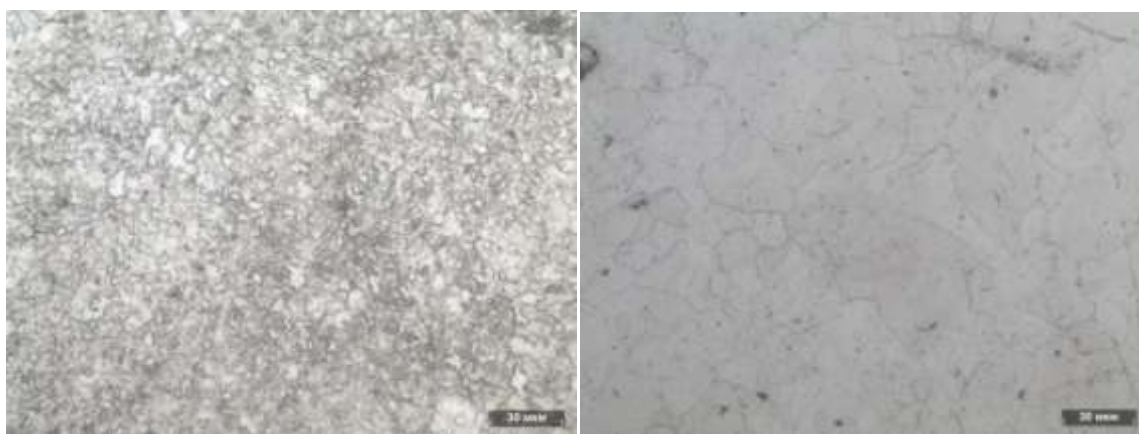


Рис. 6 – Микроструктура образца изготовленного методом СЛП из сфероидизированного в плазме порошка ПЖРВ до и после термической обработки

Как видно на снимках, термическая обработка привела к увеличению размера зерна. Результаты измерений размера зерен показали, что средний размер зерна увеличился с 0,006 мкм до 0,03 мкм.

Были изготовлены образцы для механических испытаний на растяжение при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 1497-84 (тип IV номер 9). Часть изготовленных образцов прошла термическую обработку перед исследованием механических свойств.

Как видно из результатов исследований механических свойств (Таблица 1), образцы после селективного лазерного плавления обладают высокими прочностными свойствами, но сравнительно малой пластичностью. Это может быть вызвано малым размером зерна, что объясняется действием высокой скорости охлаждения при кристаллизации и возможным наличием остаточных термических напряжений.

Проведение термической обработки привело к снижению прочностных свойств и твердости образцов, однако при этом пластичность образцов значительно возросла, что по всей видимости является следствием увеличения размера зерен и снятия остаточных термических напряжений.

Таблица 1

Механические свойства образцов полученных методом СЛП из сфероидизированного порошка ПЖРВ при наличии и отсутствии термической обработки

Образец	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
СЛП	581-623	611-656	5,8-7,5
СЛП+ ТО	323-325	339-376	17,2-19,3

Было проведено исследование твердости образцов, полученных методом СЛП. Установлено, что среднее значение твердости после термической обработки уменьшается с 210 до 121, что очевидно определяется увеличением размера зерна.

Проведены работы по спеканию исходных и сфероидизированных порошков жаропрочного сплава CompoNiAl-M5-3 системы NiAl-Cr(Co,Hf)

фракции 25–45 мкм методом горячего изостатического прессования. Цилиндрические образцы, полученные по оптимальным режимам ГИП, были испытаны на сжатие при комнатной температуре. Результаты испытаний показали, что в сплаве CompoNiAl-M5-3, изготовленном методом ГИП из сфероидизированных в плазме порошков, достигнут очень высокий уровень прочностных характеристик (табл. 2), превышающий значения прочности для материала, полученного методом ГИП из порошков, полученных методом центробежного распыления [7]. Высокий уровень достигнутых механических свойств полученного материала обусловлен в первую очередь мелкозернистой структурой (рис. 7) с равномерно распределенными упрочняющими выделениями α -Cr и твердого раствора гафния $Hf_{т.р.}$. Размер зерен β -NiAl фазы не превышает 30 мкм, а размер упрочняющих выделений - 1,5 мкм. Выделения $Hf_{т.р.}$ расположены как по границам зерен, так и в теле зерна, что может способствовать повышению сопротивления высокотемпературной ползучести сплава при температурах выше 800°C. По границам зерен образца, полученного из исходного порошка равномерно распределены оксиды алюминия (рис. 7а), приводящие к понижению прочности сплава при комнатной температуре (табл. 2) относительно образца, полученного из сфероидизированных в плазме порошков.

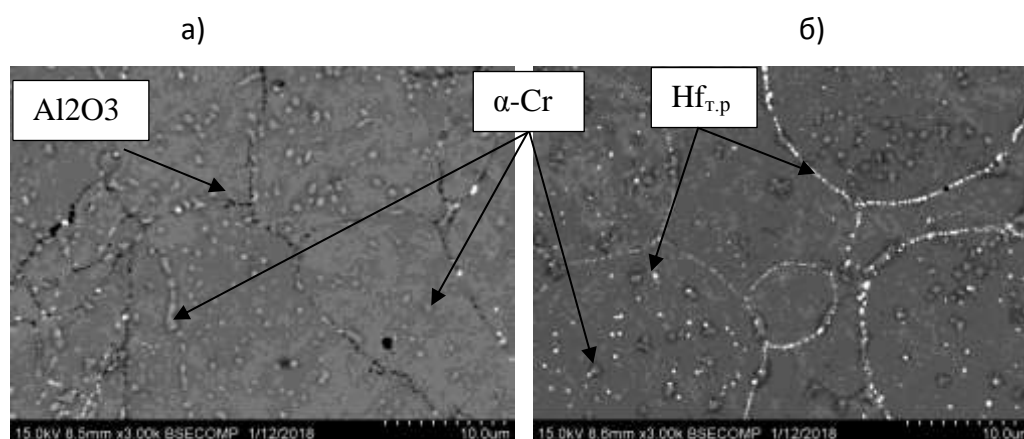


Рис. 7 – Микроструктура сплава CompoNiAl-M5-3, полученного методом ГИП из порошков СВС: (а) – исходный; (б) – сфероидизированный

Таблица 2

Результаты испытаний на сжатие сплава CoCrNiAl-M5-3 , полученного методом ГИП из ЭС- порошков, при комнатной температуре

ГИП- сплав:	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	ε , %
СВС- порошок исходный	2549±6	1087±12	14.66±0.78
СВС- порошок сфероидизированный	3153±212	1218±11	17.30±1.56

Очевидно, что в процессе сфероидизации порошка в плазме происходит удаление оксидных включений с поверхности исходных частиц сплава CoCrNiAl-M5-3 , что является одним из возможных каналов повышения прочности сплава, получаемого методом ГИП.

Заключение

Определены наиболее эффективные режимы процессов плазменной сфероидизации порошков железа марки ПЖРВ и порошков системы NiAl-Cr(Co, Hf) . Степень сфероидизации полученных порошков достигает 98,5%, текучесть не менее 20 с. Структура сферических частиц преимущественно беспористая. Установлено, что в процессе плазменной обработки с использованием аргоно-водородных смесей достигается частичное рафинирование обрабатываемых порошков по кислороду.

Экспериментальные образцы, полученные из сфероидизированных в плазме порошков ПЖРВ методом селективного лазерного плавления обладают высокими прочностными свойствами, но сравнительно малой пластичностью: предел прочности – 611–655 МПа, пластичность – 5,8–7,5%. Проведение термической обработки образцов обеспечивало повышение пластичности, но при этом их прочностные свойства ухудшались: предел прочности – 339–376 МПа, пластичность – 17,2–19,3%.

Прочностные характеристики материала полученного методом ГИП из сфероидизированного порошка сплава CoCrNiAl-M5-3 на 15–20%

превосходят прочность образцов, полученных из несфероидизированного порошка для фракций 25–45 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы», уникальный идентификатор проекта RFMEFI57817X0260, соглашение №14.578.21.0260.

Литература

1. Wohlers Report 2016. 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry. Annual Worldwide Progress Report. Wohlers Associates, Inc.
2. Dongdong Gu. Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials. DOI 10.1007/978-3-662-46089-4 / New Trends in 3D Printing. Edited by Igor V Shishkovsky. Publ. ExLi4EvA. 2016.
3. Дежина И.Г., Пономарев А.К., Фролов А.С. и др. // Новые производственные технологии: публичный аналитический доклад. Сколковский Институт Науки и Технологий. 2015. С.273.
4. Низкотемпературная плазма: Т.17. Электродуговые генераторы термической плазмы, (Отв. ред. М. Ф. Жуков). Новосибирск: Наука. 1999. С. 712.
5. Цветков Ю.В., Панфилов С.А. Низкотемпературная плазма в процессах восстановления // М. Наука. 1980. С. 360.
6. Tsvetkov Yu. V. Plasma metallurgy // Current state, problems and prospects. Pure and Applied Chemistry. 1999. V.71. N.10. P.1853-1862.
7. Kaplanskii Yu.Yu., Zaitsev A.A., Levashov E.A., Loginov P.A., Sentyurina Zh.A. NiAl based alloy produced by HIP and SLM of pre-alloyed spherical powders. Evolution of the structure and mechanical behavior at high temperatures // Materials Science & Engineering A.2018. 717C. P. 48–59.

УДК 669

Спектрометрия лазерно-индуцированной плазмы для анализа состава изделий в процессе коаксиальной лазерной наплавки

Леднев В.Н.^{1,2}; Третьяков Р.С.³; Сдвиженский П.А.^{1,2};
Асютин Р.Д.³; Гришин М.Я.^{1,4}; Першин С.М.¹

¹*Институт общей физики им. А.М. Прохорова, РАН, Москва*

²*Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, Москва*

³*Московский государственный технический университет им. Н.Э Баумана, Москва*

⁴*Московский физико-технический институт (государственный университет), Долгопрудный*

Аннотация:

Продемонстрирована возможность проведения количественного многоэлементного анализа композиционного износостойкого покрытия (частицы карбида вольфрама в хромоникелевой матрице) в процессе его нанесения методом коаксиальной лазерной наплавки. Для онлайн анализа элементного состава был использован метод спектрометрии лазерно-индуцированной плазмы (СЛИП).

На основе импульсного Nd:АИГ лазера (1064 нм, 7 нс, 130 мДж/имп., 400 г.) был разработан компактный зонд (масса <1.5 кг), который был установлен на технологическую головку системы для коаксиальной лазерной наплавки (лазер для наплавки YLS-2, IPG Photonics: 1070 нм, 2 кВт;

порошковый питатель PF-2/2, GTV; технологическая голова UC-50, Precitec; 6-координатный робот IRB-2400, ABB).

Результаты онлайн анализа методом спектromетрии лазерно-индуцированной плазмы согласуются с данными анализа стандартными рентгеновскими методами анализа: рентгеновской энергодисперсионной спектromетрией (ЭДС), рентгенофлуоресцентным спектральным анализом (РФА).

Дополнительно изучено распределение элементного состава по глубине и поперечному профилю готового износостойкого покрытия методами ЭДС и СЛИП. Показаны перспективы спектromетрии лазерно-индуцированной плазмы для картирования легких элементов (C, Si, B) в сравнении со стандартными методами.

Ключевые слова:

коаксиальная лазерная наплавка

Создание высокопрочных износостойких покрытий является одной из важнейших задач разработки новых конструкционных материалов для буровой, горнодобывающей и обрабатывающей промышленности. Особое значение имеет восстановление локальных участков рабочей поверхности, подверженных высокому износу, так как подобная технология позволяет продлить срок службы изделия и снизить стоимость эксплуатации. Среди многочисленных методов аддитивных технологий для восстановления функциональных покрытий наиболее перспективным является метод коаксиальной лазерной наплавки (преимущества: получение композитных покрытий из разнообразных материалов, минимальное термическое воздействие на подложку, произвольная форма покрытия).

Однако, в зависимости от режима нанесения в процессе восстановления детали могут возникать дефекты. При получении методом коаксиальной лазерной наплавки композитного покрытия на основе карбида

вольфрама в хром-никелевом сплаве, как правило, не удается достигнуть требуемой воспроизводимости эксплуатационных свойств покрытия. Это обусловлено многочисленными конкурирующими процессами во время синтеза (плавление частиц карбида вольфрама, образование вторичных карбидов и т.д.).

В данной работе был впервые использован метод спектрометрии лазерно-индуцированной плазмы для онлайн контроля элементного состава наплавки и изучения распределения элементов вдоль готового покрытия.

Метод спектрометрии лазерно-индуцированной плазмы (СЛИП) – разновидность атомно-эмиссионного спектрального анализа, где в качестве источника ионизации выступает импульсный лазер. Под воздействием короткого лазерного импульса, материал мишени нагревается, плавится и испаряется – происходит образование лазерной плазмы. В ней происходит атомизация пробы, атомы, сталкиваясь между собой и электронами, возбуждаются. В возбуждённом состоянии атомы не могут долго находиться, и по истечении небольшого времени они самопроизвольно возвращаются в состояние с меньшей энергией или основное состояние – происходит испускание фотона. По спектрам атомов/ионов проводят анализ элементного состава исходной пробы. Данный метод позволяет определять все элементы. Поскольку за импульс испаряется малое количество вещества ($\sim 10^{-8}$ г за один лазерный импульс), то он является квазинеразрушающим методом анализа.

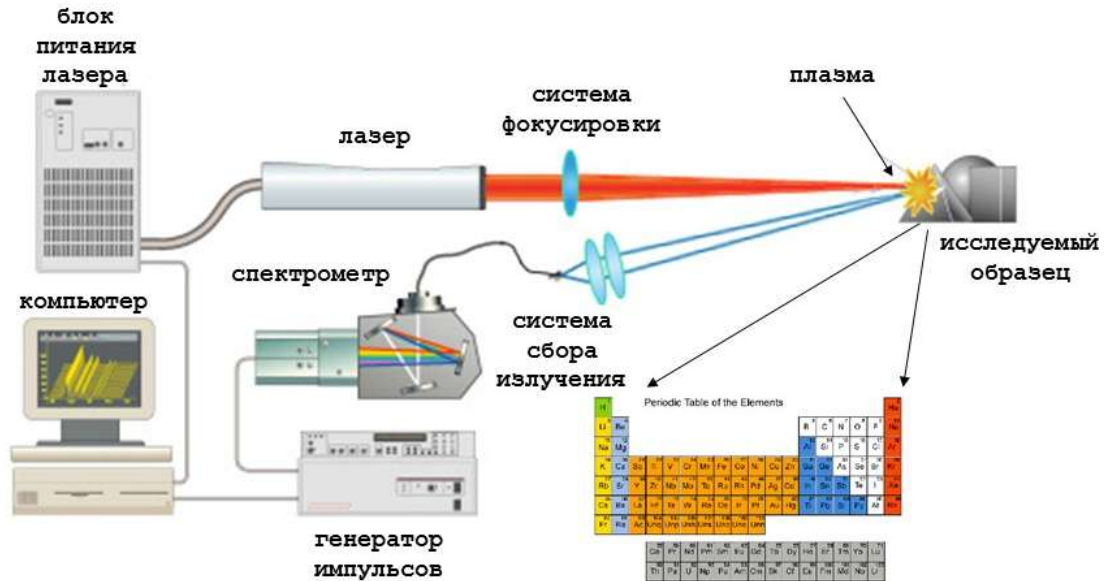


Рис.

Рисунок 1 – Схема спектрометрии лазерно-индуцированной плазмы

Для нанесения износостойких покрытий использовали роботизированный лазерный комплекс в соответствии с рисунком 2. В состав комплекса входят:

- иттербиевый волоконный лазер YLS-2,
- промышленный робот манипулятор фирмы ABB,
- порошковый питатель PF 2/2,
- технологическая голова для лазерной наплавки Precitec UC-50.



Рисунок 2 – Робот-манипулятор с технологической головкой для коаксиальной лазерной наплавки

Технологическая голова для коаксиальной лазерной наплавки расположена на специальном роботизированном комплексе, который позволяет наклонять инструмент под любым углом, работать с труднодоступными участками обрабатываемой детали. Манипулятор фирмы АBB, модель IRB-2600 позволяет осуществлять перемещение по заданной компьютером траектории с точностью подачи 100 мкм. Поскольку ширина валика составляет обычно 500-2000 мкм, такая точность в состоянии обеспечить стабильные размеры покрытия. Порошок из бункеров питателя подается по трубкам с тефлоновым покрытием с помощью инертного газа в технологическую голову. Раздельная подача порошкового материала из двух бункеров позволяет спешивать материалы непосредственно перед подачей в ванну расплава. Предварительная подготовка порошковой смеси и ее подача из одиночного бункера часто приводит к расслоению материалов и

неравномерному содержанию фракций с разным удельным весом или формой частиц.

Для проведения онлайн анализа робот был дополнительно оснащен специально разработанным аналитическим зондом, который представляет собой импульсный Nd:АИГ лазер (1064 нм, 7 нс, 130 мДж/имп., 400 г.) на специальном держателе. Конструкция зонда позволяет выбирать место пробоотбора (ванна расплава, зона кристаллизации, застывшая поверхность).

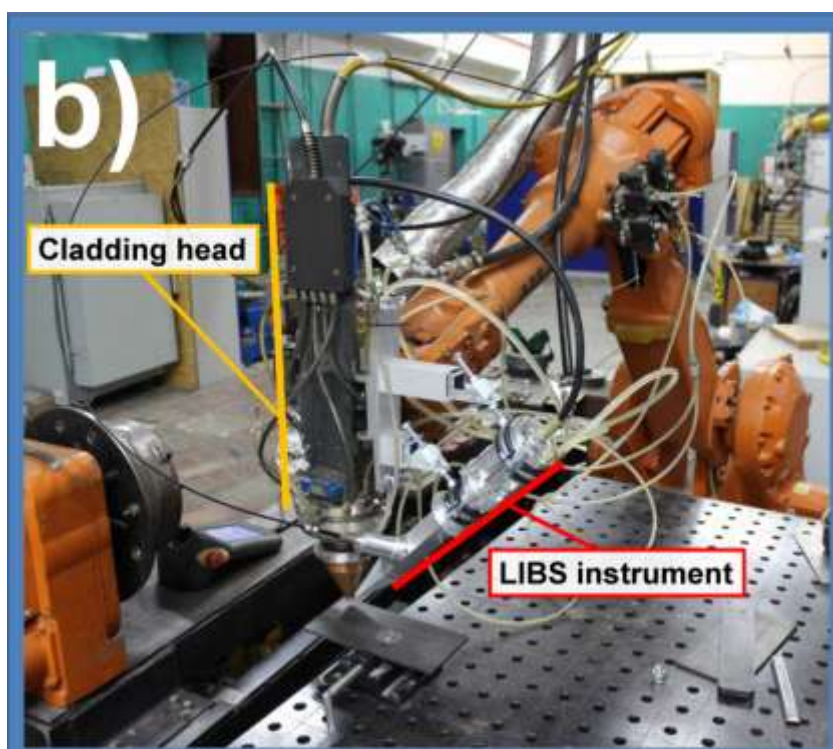


Рисунок 3 – Робот-манипулятор с СЛИП зондом

Используемый спектрограф и детектор позволяет регистрировать спектры в диапазоне от 185 нм, но для дифракционной решетки 2400 шт./мм окно регистрации составляло 40 нм. Для каждого типа образцов регистрировали спектр во всем диапазоне 185-800 нм. В широком диапазоне выбрали узкий участок спектра, который обладает характеристиками:

- наличие спектральных линий основных элементов,
- отсутствие спектральных наложений.

Результаты онлайн анализа методом спектрометрии лазерно-индуцированной плазмы хорошо согласуются с данными анализа на РФА и ЭДС приборах (см. рисунок 4, 5).

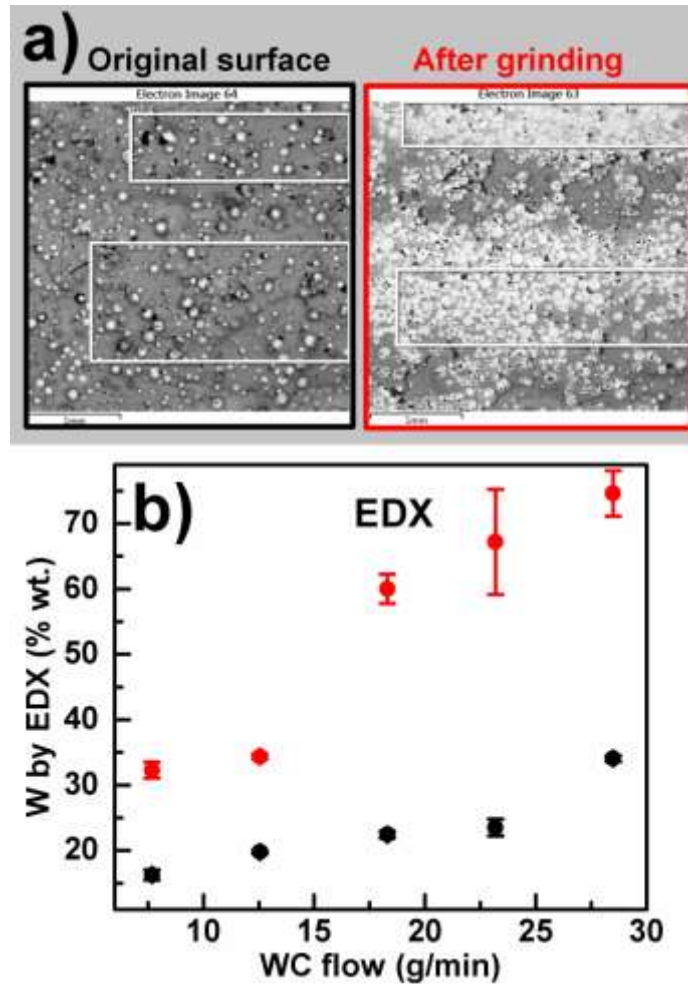


Рисунок 4 – Данные рентгеновской энергодисперсионной спектрометрии (ЭДС, EDX)

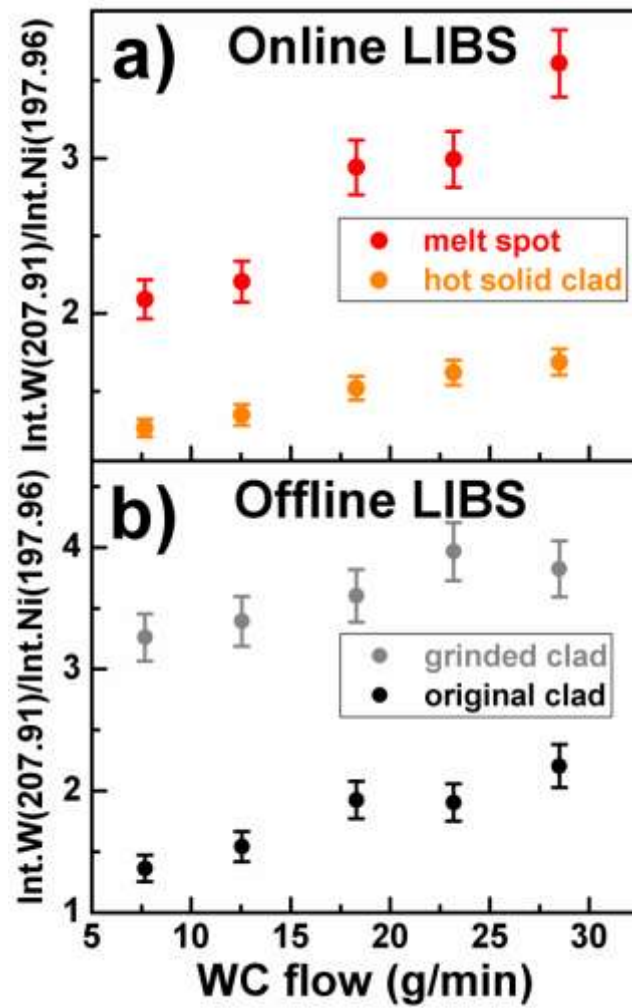


Рисунок 5 – Данные спектрометрии лазерно-индуцированной плазмы (СЛИП, LIBS)

УДК 620.179.1

Особенности рентгеновского неразрушающего контроля изделий, изготовленных по аддитивным технологиям

Крупнина О.А.¹; Косарина Е.И.¹; Смирнов А.В.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация

Технологии аддитивного производства для разработки, прототипирования и производства трехмерных объектов быстро развиваются. Существует несколько различных категорий аддитивного производства. Для каждой категории характерен уникальный набор несплошностей или дефектов материала, которые отличаются от тех, которые появляются в процессе производства по традиционным технологиям, такими как сварка, штамповка или литье. Специалистам неразрушающего контроля (НК) необходимо знать о типах и особенностях несплошностей, которые могут возникать в процессе аддитивного производства (АП), и о соответствующих методах и технологиях НК для обнаружения этих недостатков. В настоящей статье представлена информация об основных задачах, связанных с НК изделий аддитивного производства, предложены некоторые подходы к их решению и обозначена область применения рентгеновского вида контроля.

Ключевые слова:

неразрушающий контроль, аддитивн технологии, дефект, компьютерная томография.

Классификация возникающих в процессе АП дефектов, критические дефекты и возможности НК в части обеспечения безопасности эксплуатации деталей, полученных по АТ.

Трудности при контроле деталей, изготовленных по аддитивным технологиям (АТ), включают в себя: отсутствие классификации по типам и размерам критических дефектов, отсутствие утвержденного перечня методов и адаптированных для деталей аддитивного производства методик и процедур НК, отсутствие данных о вероятности обнаружения дефектов, сложную геометрию детали [1]. Кроме того, существует признанная необходимость в разработке методов мониторинга в процессе синтеза детали, которые способны повысить выход годных изделий и, соответственно, сократить задачи перед НК.

Как было показано в многочисленных публикациях, неоптимальные технологические параметры и/или сбои во время процесса синтеза приводят к дефектам (артефактам) в изделиях АП, которые могут быть обнаружены методами НК, и классифицированы в соответствии с таблицей 1. Некоторые из дефектов, перечисленных в таблице 1, уникальны для металлических изделий АП, в то время как другие являются общими для всех технологий металлообработки [2]. Хотя в металлических деталях, изготовленных по АТ, могут появляться новые или неизвестные дефекты, необходимо опираться на существующие и применяемые модели механики разрушения, чтобы определить критический размер и ориентацию дефекта в объеме детали, в соответствии с напряженным состоянием и свойствами материала. Специалисты механики разрушения и конструкторы назначают и применяют НК, чтобы гарантировать, что несплошности, превышающие критический размер дефекта, будут выявлены с некоторой вероятностью обнаружения и уровнем достоверности [3]. Поэтому, вместо определения недопустимого размера дефекта (трещины, несплавления и т.д.) для изделий АП, вероятно, лучше назначить методы НК, которые не пропускают дефекты

определенного размера и типа с требуемой вероятностью и уровнем достоверности. Возможным осложняющим фактором является то, что разбраковка изделия по результатам НК, технология которого отработана на стандартных образцах для настройки или определения параметров качества контроля (чувствительность, разрешающая способность и т.д.), может быть не применима к изделиям, произведенным по АТ. Кроме того, детали, изготовленные по АТ, обычно имеют некоторую величину равномерно распределенной в объеме изделия пористости и/или несплавлений помимо единичных несплошностей, что затрудняет определение их дискретного влияния на усталостную долговечность, следовательно и определения размера недопустимого единичного дефекта.

Таблица 1

Основные дефекты деталей АП, причины возникновения и методы НК для их обнаружения

Дефект/ несплошность	Причины возникновения	Методы НК
Пористость	Неоптимальные параметры синтеза, влажность или загрязнение МПК или технологической среды, неправильная пост-обработка (ТО, ГИП), нарушения или отклонения точности процесса переноса энергии.	В зависимости от геометрии детали и геометрических размеров пор, может быть обнаружено КТ/ РК / УЗК
Пустоты	Недостаточное количество порошка, нарушения или изменения в плотности энергии луча, дрейф системы управления оборудованием или проблемы с калибровкой, неравномерное распределение порошка.	В зависимости от геометрии детали и геометрических размеров пустот, может быть обнаружено КТ / РК / УЗК
Дефекты слоя	Прерывание подачи порошка, ошибки оптических систем (лазер) или ошибки в данных. Загрязнение технологической среды (прерывание подачи инертного газа), смешивание МПК из разных партий или повторное использование МПК.	В зависимости от геометрии детали и выхода дефекта на поверхность детали, может быть обнаружено КТ / УЗК / ВИК / ВТК .
Несплавления	Неоптимальные параметры синтеза, нарушение или отклонения параметров синтеза от заданных, нарушения или отклонения точности процесса переноса энергии.	КТ.

Дефект/ несплошность	Причины возникновения	Методы НК
Трещины	Металлургические причины: градиент температур и напряжений могут приводить к растрескиванию.	В зависимости от геометрии детали, ориентации и расположения дефекта, может быть обнаружено КТ / РК / УЗК / ВИК /ПВК / ВТК .
Включения	Частицы инструмента (керамического ножа и т.д.) попавшие в зону спекания, частицы спеченного порошка, оставшиеся в МПК при плохом просеивании (при повторном использовании МПК).	В зависимости от природы загрязнения и сложности геометрии детали может быть обнаружено КТ / РК / УЗК .
Поверхностные дефекты	Неоптимальная ориентация детали на рабочей платформе, неоптимальные параметры синтеза.	Оптический контроль..

МПК - металлопорошковые композиции, *ТО* – термическая обработка, *ГИП* - горячее изостатическое прессование *КТ* – компьютерная томография, *РК* – радиографический контроль, *УЗК* – ультразвуковой (акустический) контроль, *ВИК* – визуально-измерительный контроль, *ВТК* – вихретоковый контроль, *ПВК* – контроль проникающими веществами.

Вышеуказанные факторы затрудняют идентификацию и количественную оценку соответствующих типов и размеров дефектов, которые должны быть обнаружены НК в деталях, изготовленных по АТ. Кроме того, часто возникает неоднозначность при определении того, что представляет собой критический дефект в изделии АП со сложной геометрией. Эта информация будет доступна только после того, как будут разрешен вопрос возможности устранения некоторых характерных АП артефактов, таких как пористость, несплавления и т.д., применяя пост-обработку изделия (ТО, ГИП). Ситуация аналогична эволюции контроля, которая произошла в первые годы разработки и внедрения полимерных композиционных материалов, в ходе которых технические требования к результатам НК часто определялись тем, что принципиально возможно

обнаружить, а не тем, что необходимо для прочностных расчетов. Эти проблемы могут стать отправной точкой для опасного сценария, когда истинные критические типы и размеры дефектов пропущены при проверке деталей АП из-за неопытности и незнания истинных режимов отказа материала. Поэтому одной из первоочередных задач для специалистов неразрушающего контроля, требующей проведения научно-исследовательских, опытно-конструкторских и технологических работ является оценка вероятности обнаружения дефектов при НК деталей АП различными методами.

Применение АТ позволяет получать детали сложной геометрии, что обуславливает сложность применения традиционных видов НК, таких как акустический, вихретоковый и даже радиационный [4, 5, 6]. Аналогично, многие детали, изготовленные по АТ, имеют внутренние каналы и полости, которые в большинстве случаев недоступны для менее чувствительных к геометрии видов НК, таких как контроль проникающими веществами и магнитный. Также необходимо учитывать принципиальные возможности методов контроля по обнаружению дефектов в зависимости от их местоположения и размера, что влияет на достигаемую чувствительность и пространственное разрешение (рисунок 1).



Рис. 1 – Сравнение возможностей методов НК по критерию разрешающей способности в зависимости от местоположения дефекта [7]

Авторы солидарны со сложившимся мнением, что наиболее перспективным методом для деталей сложной геометрии, а также в условиях отсутствия требований по обнаруживаемости дефектов, является рентгеновская компьютерная томография (КТ) [8, 9]. Однако, КТ также имеет ограничения. Например, данные по обнаружению трещин метом КТ противоречивы, продолжительность как сбора, так и анализа данных (с помощью визуальной интерпретации сечений) велика. Абсолютная чувствительность КТ зависит от множества факторов, однако, наиболее важными, на нашем мнении, является фактическая нерезкость томографических данных, а также шумы и артефакты, возникающие в процессе сбора и реконструкции данных. Несмотря на то, что основным информативным параметром результатов КТ является размер вокселя (рисунок 2), его влияние на физическое пространственное разрешение не так однозначно. Минимальный детектируемый элемент внутренней структуры не может быть меньше размера вокселя. Детектируемое радиационное изображение, сформированное за контролируемым изделием, может изначально быть

нерезким или шумным. Поэтому, размер вокселя определяет лишь максимально возможное пространственное разрешение томографических данных. Одномерный размер вокселя v (мм) определяется величиной проекционного увеличения M (соотношение расстояния от выходного окна рентгеновской трубки до детектора к расстоянию от выходного окна трубки до оси вращения ОК) и размером пикселя детектора $SR_6^{дет}$ (мм):

$$v = \frac{SR_6^{дет}}{M} \quad (1)$$

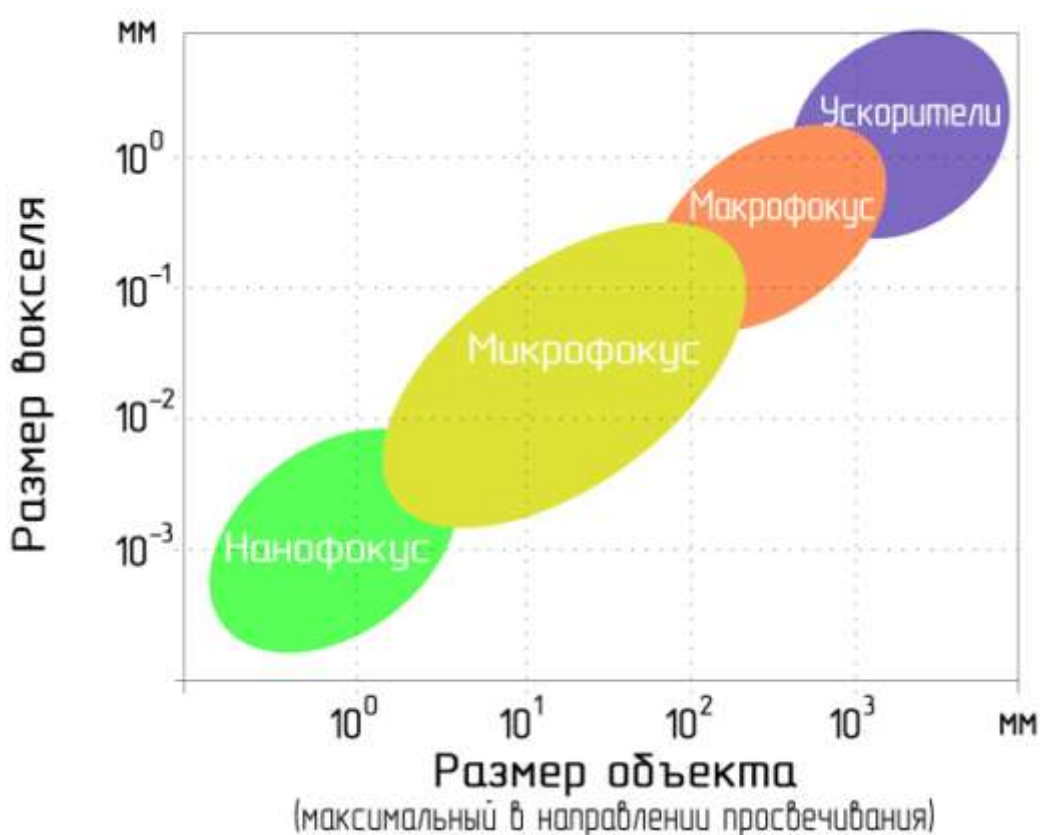


Рис. 2 – Достижимый размер вокселя в зависимости от размеров контролируемого объекта [10]

Гарантированное обнаружение несплошности размером (диаметром в случае объемных дефектов или раскрытием в случае плоскостных) x_{min} (мм) возможно лишь в случае, когда размер вокселя v (мм) не менее чем в два раза меньше x_{min} :

$$2 \cdot v \leq x_{min} \quad (2)$$

В то же время, нерезкость изображения каждой проекции $u_{\text{изоб}}$ (мм), определяемая в соответствии с рекомендациями стандарта ISO 17636-2 [12], должна составлять не более половины максимального размера (в случае пор $x_{\text{min}} = x_{\text{max}}$) несплошности x_{max} (мм):

$$u_{\text{изоб}} = \frac{\sqrt{(u_{\Gamma})^2 + (2SR_6^{\text{дет}})^2}}{M} = \frac{\sqrt{((M-1) \cdot \Phi)^2 + (2SR_6^{\text{дет}})^2}}{M} \leq \frac{x_{\text{max}} \cdot M}{2} \quad (3),$$

где u_{Γ} – геометрическая нерезкость, мм;

Φ – размер фокусного пятна источника излучения, мм.

Минимальный размер фокусного пятна излучателя Φ напрямую зависит от величины допустимой мощности на аноде, которая определяется допустимой тепловой нагрузкой на материале анода (мишени). Требуемая мощность определяется, в конечном счете, радиационной толщиной и материалом контролируемой детали:

$$\Phi_{\text{min}} = F(\mu, \rho, t) \quad (4),$$

где μ – линейный коэффициент ослабления излучения материалом ОК, см⁻¹;

ρ – плотность материала ОК, г/см³;

t – толщина ОК, мм.

В результате, при томографическом контроле изделий из материалов с большим коэффициентом ослабления (сплавы на основе железа, никеля и т.д.) и относительно большой радиационной толщиной, пределы обнаружения несплошностей ограничены не только размером вокселя, но и нерезкостью получаемой томограммы, вызванной большим размером фокусного пятна (от 0,4 мм). Объемные дефекты, размерами менее $u_{\text{изоб}}$, вероятнее всего будут пропущены, независимо от размера вокселя. Исходя из этого, обнаружение пористости или несплавлений в толстостенных изделиях АП из конструкционных материалов высокой плотности крайне ограничено. Это обуславливает необходимость определения корреляции наличия такого типа дефектов в образцах свидетелях с целью их последующего исследования методом КТ или металлографии. Также необходимо

рассматривать возможность разработки новой процедуры оценки дефектности изделия, например методом PCRT (Process Compensated Resonance Testing или дефектоскопия резонансным методом с использованием поправочных коэффициентов на основе динамических характеристик процесса).

Помимо ограничений, обусловленных нерезкостью, при контроле реальных изделий со сложной геометрией, основными мешающими факторами становятся артефакты и шумы. Методика получения качественной томограммы является сложной комплексной задачей, которая на настоящей момент разрешима только по результатам практических исследований. Для отработки такой методики необходимо выделить значимые для томографического контроля особенности изделия, например наличие/отсутствие симметрии, наличие резких перепадов толщины и т.д., после чего изготовить образцы, содержащие характерные для АП дефекты и выделенные особенности. Нами был изготовлен образец из жаропрочного сплава на основе никеля ЭП648, который представляет собой ступенчатый конус, содержащий внутренние искусственные дефекты, имитирующие несплавления, размеры которых составляют от 0,2 до 15% от радиационной толщины ступени в радиальном направлении [11].

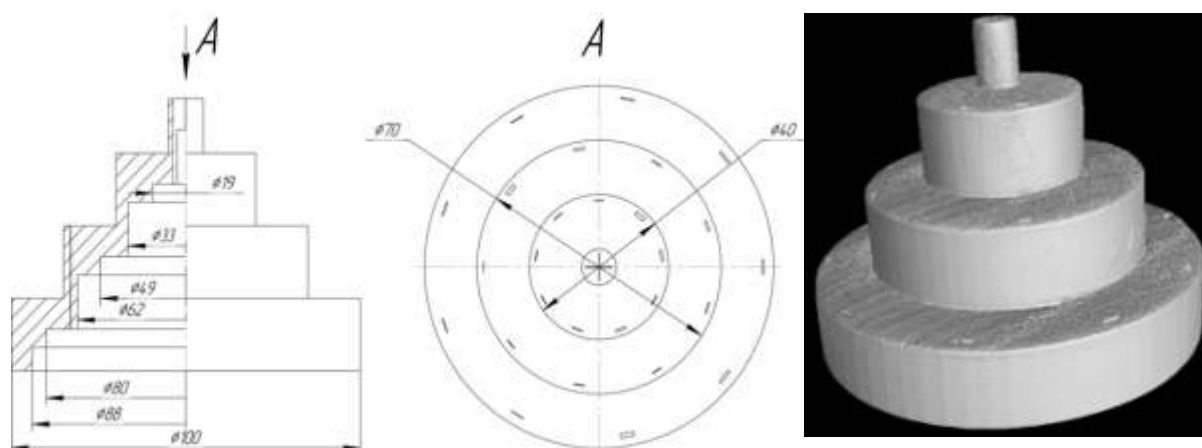


Рис. 3 – Эскиз ступенчатого образца с искусственными дефектами

На рисунке 4 (а, б, в) показано, что в одном и том же сечении образца с большой радиационной толщиной, просканированной по разным схемам, выявляемость дефектов сильно различается за счет отличающегося уровня шумов и возникающих артефактов. При применении другого алгоритма реконструкции (рисунок 4 г) не удалось достичь значительного уменьшения артефактов. Ориентация образца при сканировании влияла на уровень сигнала, который во всех сечениях значительно отличался. Однако, в зонах изменения радиационной толщины, при сканировании в несимметричном положении, расшифровка томографических данных затруднена, по причине возникновения большого количества артефактов (рисунок 4 в, г) вследствие ужесточения пучка (так называемый *beam hardening*) и рассеянного излучения (*scatter radiation*), проявляющихся на томограмме в виде темных колец и полос. Исходя из вышесказанного можно сделать вывод, что для качественного контроля деталей с большой радиационной толщиной необходимо проводить контроль по нескольким схемам просвечивания, в каждой из которых ориентировать деталь таким образом, чтобы каждая ее зона была просвечена по наименьшей радиационной толщине. В этом случае, при анализе полученных данных влияние артефактов можно минимизировать, поскольку они имеют различную периодичность в разных схемах сканирования.

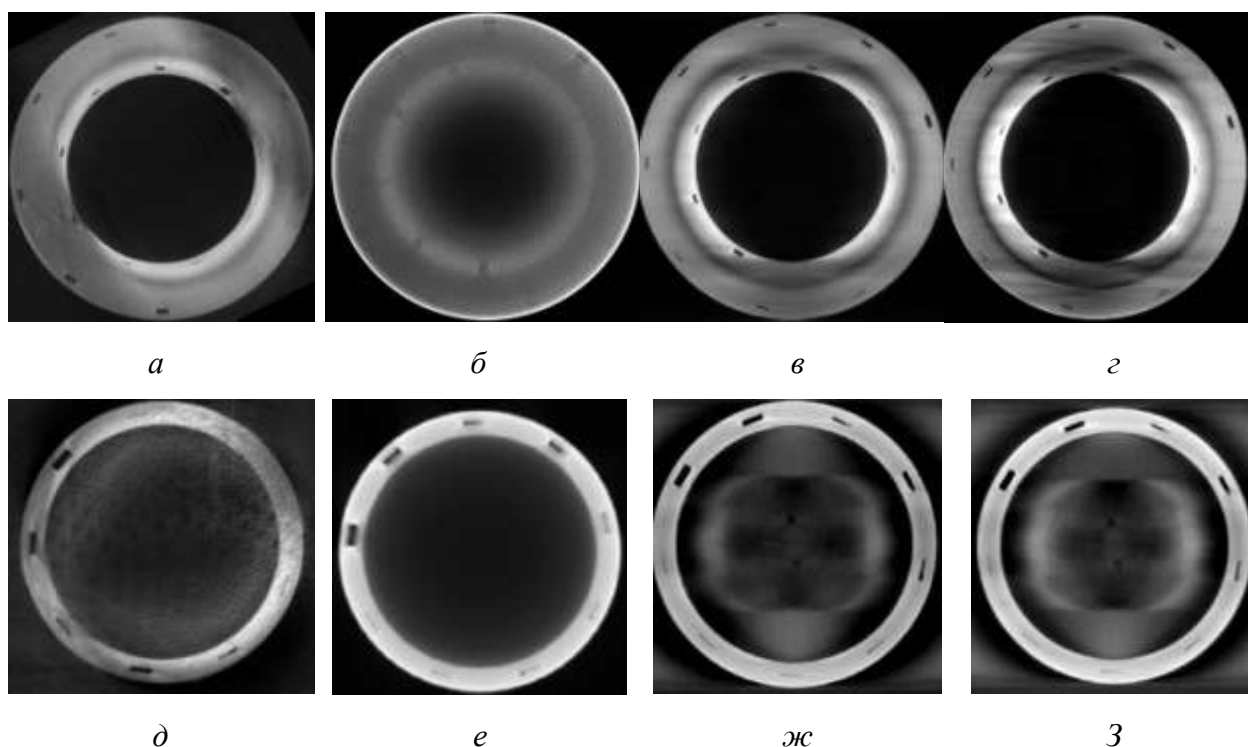


Рис. 4 – Томографические срезы образца с искусственными дефектами. Сечения по ступени с радиационной толщиной 38 мм при сканировании: а), б) - по разным схемам; в) с реконструкцией по методу FDK, г) с реконструкцией по методу ART.

Сечение по ступени с радиационной толщиной 7 мм при сканировании д) е) по разным схемам; ж) с реконструкцией по методу FDK, з) с реконструкцией по методу ART.

Оборудование для КТ, применяемое в настоящее время, не всегда обеспечивает комбинацию требуемых проникающей способности излучения и фактического разрешения для обнаружения критических дефектов в изделиях АП большой толщины. Для таких изделий необходимо проводить контроль по адаптированным традиционным методикам, таким как вихретоковый, цифровой рентгенографический, акустический и проникающими веществами, комбинируя их таким образом, чтобы максимально доступные объем и поверхность изделия были исследованы.

Заключение

Для разработки адаптивных методик неразрушающего контроля изделий, изготовленных по АТ, необходимо проведение работ в следующей последовательности:

– разработать комплект образцов, содержащих характерные для технологии реальные дефекты, например, фрагменты деталей; с целью выбора наиболее адекватного метода НК конструктивные параметры образцов должны быть удобны для их испытаний методами НК;

– для радиационного контроля разработать комплект образцов с искусственными дефектами, назначение которых аналогично IQI в соответствии с ISO 19232. Изображение таких образцов на детекторе должно позволять объективно сделать заключение о достижимой чувствительности контроля, его разрешающей способности;

– разработать средства контроля, позволяющие практически оценить вероятность обнаружения дефектов и, тем самым, обеспечить комплексный подход к оценке состояния изделия.

Разработка адаптированных методик и комплексного подхода к оценке состояния изделия.

Литература

1. J.M. Waller, B.H. Parker, K.L. Hodges, E.R. Burke, J.L.Walker, and E.R. Generazio, NASA Technical Memorandum-NASA/TM—2014–218560-Nondestructive Evaluation of Additive Manufacturing State-of-the-Discipline Report Prepared for (Hampton, 2014).

2. ASTM WK47031, Standard Guide for Post-Process Nondestructive Testing of Metal Additively Manufactured Parts Used in Aerospace Applications (West Conshohocken, PA, 2017).

3. NASA-STD-5009, Nondestructive Evaluation Requirements For Fracture Critical Metallic Components, NASA Technical standards system (NASA Technical Standard, Washington, DC 20546, 2008.

4. M. Seifi, M. Gorelik, J. Waller, N. Hrabe, N. Shamsaci, S. Dariewicz, J.J. Lewandowski, Progress towards metal additive manufacturing standardization to support qualification and certification. JOM 69(3), 439–455 (2017)

5. Крупнина О.А., Косарина Е.И., Демидов А.А., Смирнов А.В. Некоторые нетривиальные задачи рентгеновской дефектоскопии // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2017. № 11. С. 39—43.

6. Алёшин Н.П., Григорьев М.В., Мурашов В.В., Краснов И.С., Крупнина О.А., Смородинский Я.Г. Оценка результатов ультразвуковых исследований деталей, изготовленных по аддитивным технологиям, альтернативными методами // Дефектоскопия. 2016. № 12. С. 25—31.

7. R.B. Bergmann, F.T. Bessler, and W. Bauer, in Proceedings of ECNDT 2006 Conference (2006), pp. 1–10.

8. Thompson Adam, Maskery Ian, Leach Richard K. X-ray computed tomography for additive manufacturing: a review // Measurement Science and Technology, 27 (7). 072001/1-072001/17. ISSN 1361-6501. 2016.

9. Bourell David L., Ming C. Leu, David W. Rosen. Roadmap for additive manufacturing: identifying the future of freeform processing. The University of Texas, Austin, 2009.

10. E. Neuser and A. Suppes, International Symposium on Digital Industrial Radiology and Computed Tomography (Lyon, 2007).

11. Н.П. Алёшин, М.В. Григорьев, О.А. Крупнина, Н.А. Щипаков. Некоторые особенности исследований деталей, изготовленных по аддитивным технологиям, методом рентгеновской компьютерной томографии // Дефектоскопия. 2018. № 4. С. 42—48.

УДК 669

Разработка, паспортизация и применение металлопорошковой композиции жаропрочного кобальтового сплава отечественного производства для изготовления элементов камер сгорания ГТД большой мощности

Сасарин А.М.¹, к.т.н.; Федосеев Д.В.¹;

Федоров Н.В.¹; Редькин И.А., к.т.н.¹

¹ПАО «ОДК-Сатурн», Рыбинск, Ярославская область

Аннотация:

Представлены результаты работ и испытаний, проводимых в рамках подготовительных работ по паспортизации и внесению в перечни-ограничители синтезированных материалов из отечественной МПК кобальтхромового сплава. Подтверждена эффективность применения методик оптимизации сложнопрофильных деталей и их аддитивного производства из МПК кобальтхромового сплава, для ГТД наземного применения.

Ключевые слова:

ГТД, аддитивные технологии

В работе представлены основные направления применения аддитивных технологий в ГТД большой мощности производства ПАО «ОДК-Сатурн»

В настоящее время аддитивные технологии (далее АТ) являются одним из наиболее динамично развивающихся направлений производства деталей для газотурбинной техники. Это направление признано приоритетным в развитии материалов и технологий на территории РФ и стран ЕС.

На текущий момент можно отметить широкое проведение работ по созданию отечественных порошков для их применения в современных установках аддитивного производства в рамках импортозамещения, и работ по созданию технологических цепочек производства изделий сложной геометрии аддитивными способами с обеспечением высокого уровня эксплуатационных характеристик [1].

Принимая во внимание перспективы развития АТ и преимущества в сравнении с традиционными технологиями (сокращение сроков и стоимости технологической подготовки производства), ПАО «ОДК-Сатурн» принимает активное участие в проведении ранее отмеченных работах и внедрении АТ в процесс создания изделий для ГТД. В частности, за 2017 г. на ПАО «ОДК-Сатурн», методами АТ, произведено более 1000 деталей ГТД различного назначения и степени сложности, из порошков кобальтового, титанового сплавов и нержавеющей стали.

Основными направлениями по внедрению деталей, изготовленных АТ, стали:

- 1) механизмы поворота лопаток;
- 2) камеры сгорания ГТД;
- 3) механизмы системы перепуска морских ГТД;
- 4) внешняя обвязка;
- 5) направляющие аппараты компрессоров ГТД.

Стоит отметить, что одной из проблем широкого внедрения аддитивных технологий в авиадвигателестроительной отрасли являлось отсутствие конкурентоспособных предложений на рынке металлопорошковых композиций (далее МПК) от отечественных производителей. Зачастую российские МПК не соответствовали требованиям производителей 3D-принтеров, оказывались неспособными обеспечить

необходимый уровень механических свойств синтезированных материалов или оказывались непригодными для применения в АТ.

Для выхода из сложившейся ситуации, ПАО «ОДК-Сатурн», совместно с отечественными фирмами производителями МПК кобальтхромового сплава, были выполнены опытные работы по корректировке параметров качества (гранулометрический состав, морфология, текучесть МПК, содержание посторонних частиц, насыпная плотность, химический состав, и др.) с целью приведения в соответствие с требованиями технологических процессов, подтверждения применимости в АТ и обеспечения необходимого уровня эксплуатационных характеристик синтезированных изделий.

В ходе работ, на стандартных образцах, синтезированных (без изменения предустановленных на оборудовании ф. EOS режимов синтеза) из партий отечественных МПК кобальтхромового сплава был подтвержден высокий уровень механических свойств (см. рис. 1).

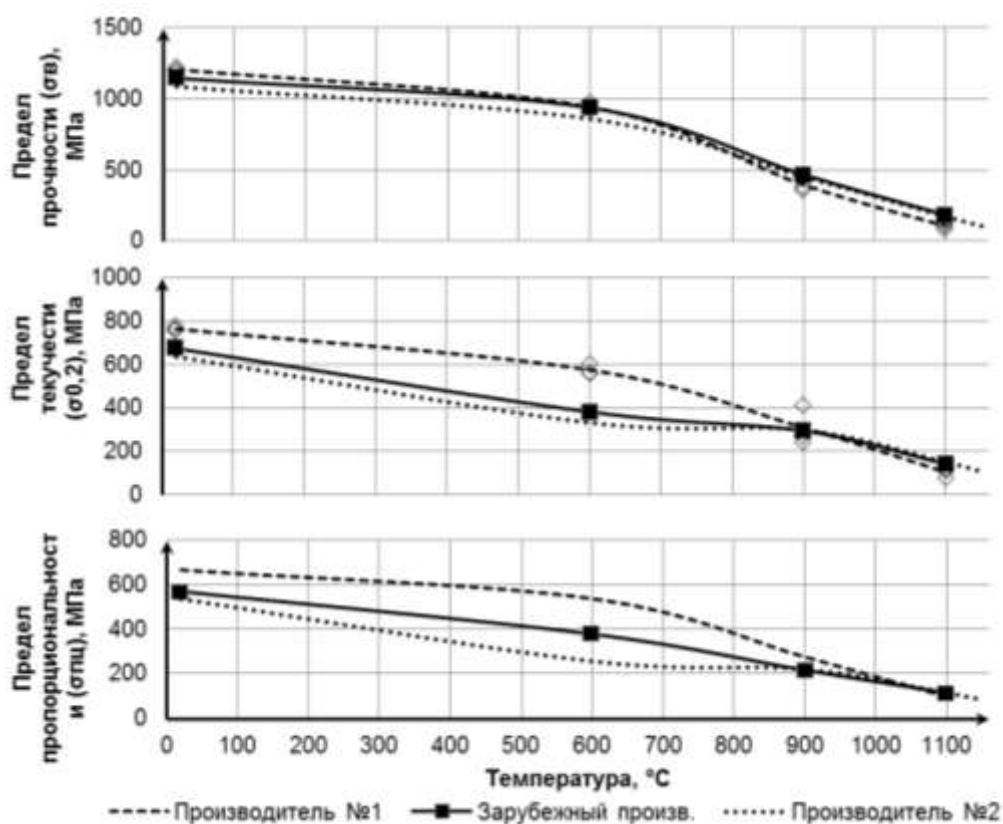


Рис. 1 – Результаты испытаний синтезированного материала из МПК сплава CoCrMo отечественного и зарубежного производства

Положительные результаты опытных работ, подтвердили возможность замены импортных МПК, использованных ранее при разработке деталей периферийный завихритель фронтального устройства камеры сгорания изделия ГТД-110.

Параметры заготовки были определены в рамках единого инновационного цикла проектирования и изготовления деталей методами АТ с применением топологической оптимизации, внедренного на ПАО «ОДК-Сатурн» в 2016 году. Цикл позволяет сократить сроки разработки и внедрения в конструкторскую документацию новых деталей и узлов, увеличивая коэффициент использования материала при минимальном времени изготовления и последующей обработки.

В настоящее время, специалистами ПАО «ОДК-Сатурн» проведен полный комплекс экспериментальных и опытных работ по определению эксплуатационных характеристик деталей типа «завихритель» синтезированных методами АТ в сравнении с изготовленными по традиционным технологиям. Основные результаты представлены на рис. 2–4.

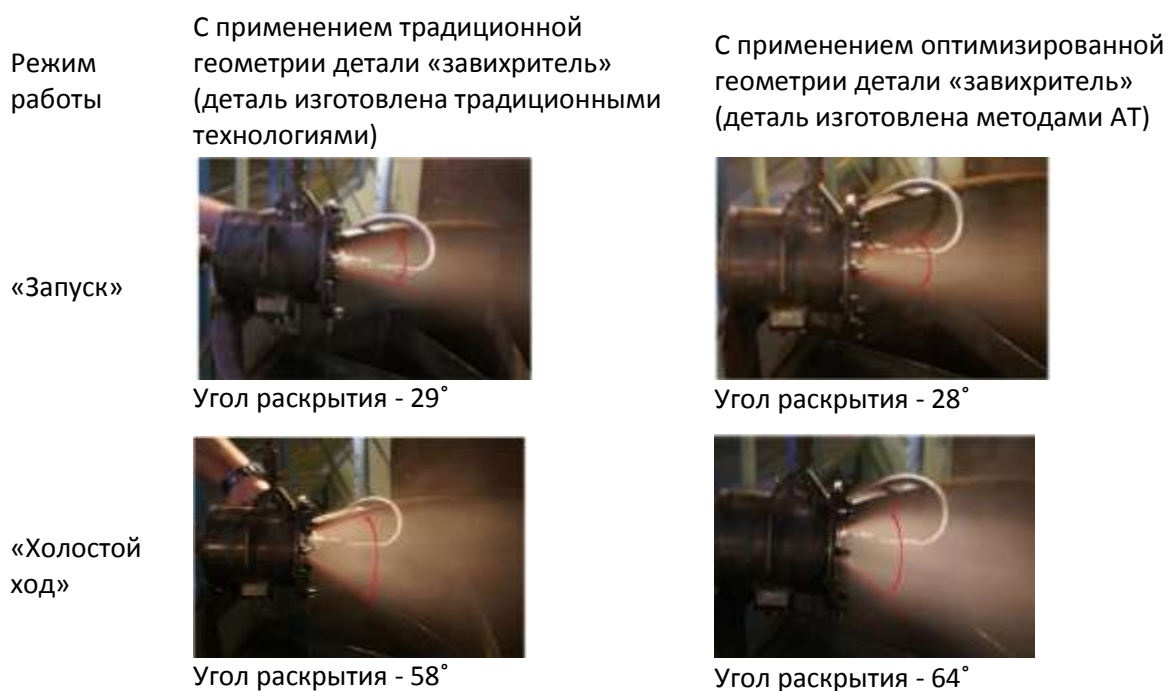


Рис. 2 – Исследование параметров распыла топлива

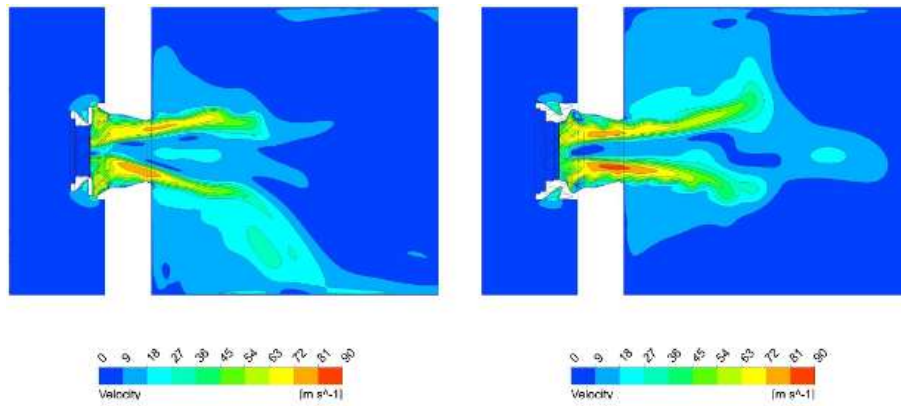


Рис. 3 – Результаты определения расходных характеристик завихрителей

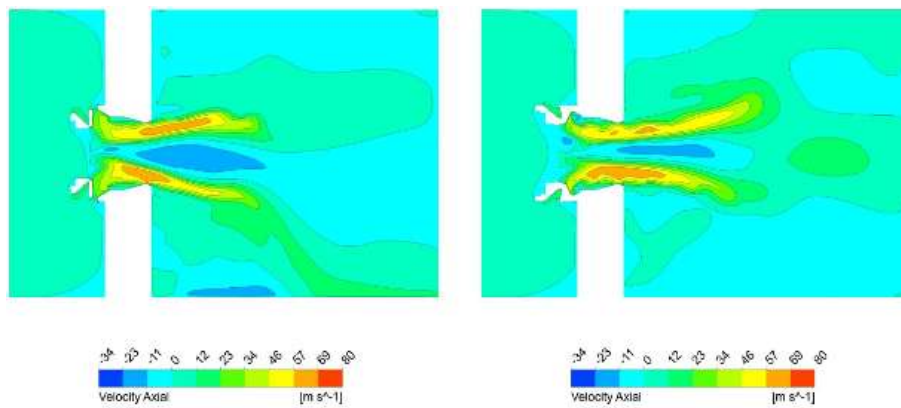
Данный расчет показал, что завихритель, спроектированный под изготовление аддитивными технологиями, удовлетворяет требованиям по расходным характеристикам и скоростям воздушного потока, а так же обладает более высокой стабильностью.

Сравнительный анализ полученных данных подтвердил эффективность применения оптимизированных деталей и перспективность применения АТ в процессе производства деталей ГДТ.

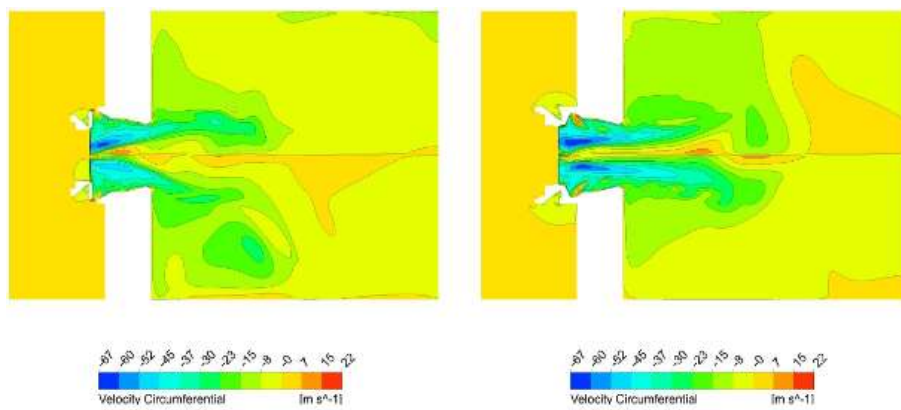
Помимо рассмотренных деталей, так же были проведены работы по оптимизации детали «Центральный завихритель фронтального устройства камеры сгорания». Особенностью данной работы стала интеграция двадцати деталей в одну. Центральный завихритель изготавливаемый традиционными технологиями и детали, из которых он состоит, представлены на рисунке 5. Завихритель изготовленный методами АТ представлен на рисунке 6.



распределение скорости воздушного потока при $\Delta P = 0,03 \text{ кг/см}^2$



Распределение осевой скорости воздушного потока на режиме $\Delta P = 0,03 \text{ кг/см}^2$



Распределение окружной скорости воздушного потока на режиме $\Delta P = 0,03 \text{ кг/см}^2$

Рис. 4 – Схема распределения воздушных потоков



Рис. 5 – Центральный завихритель и входящие в его состав ДСЕ



Рис. 6 – Центральный завихритель, изготовленный с применением АТ

Результаты испытаний центральных завихрителей представлены на рисунке 7.

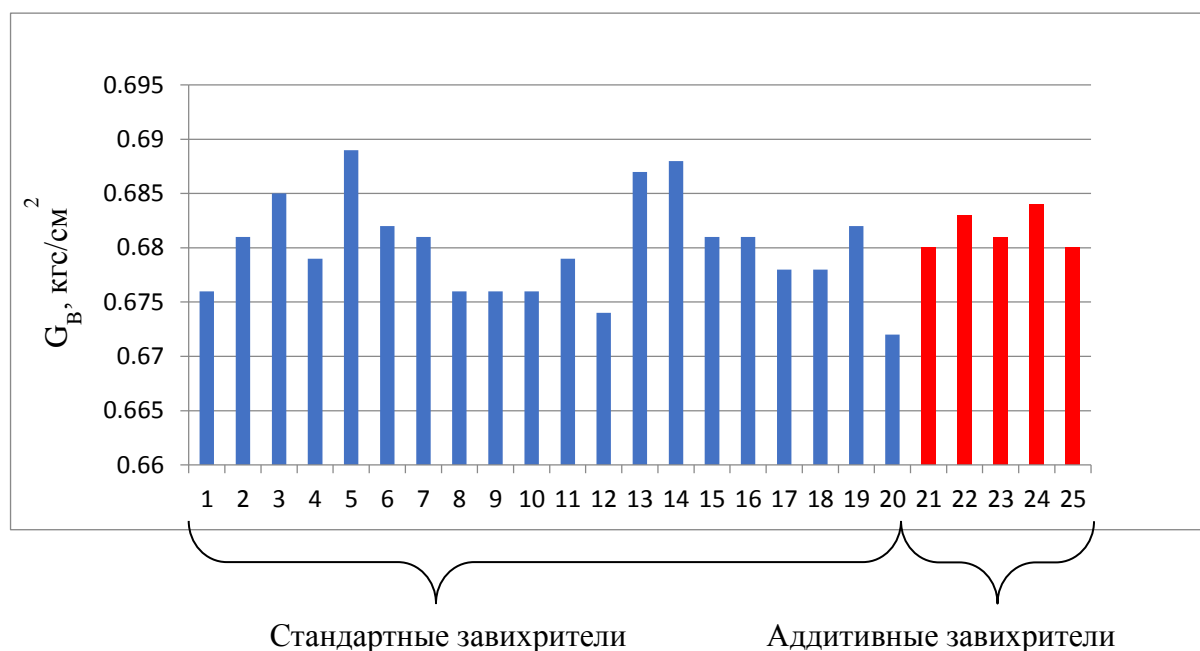


Рис. 7 – Результаты определения расходных характеристик центральных завихрителей

После проведения испытаний, первой пилотной партии завихрителей изготовленных методом послойного синтеза, было зафиксировано:

- Уменьшение отклонения от среднего значения эффективной площади по сравнению с завихрителями изготовленными традиционными методами с 5,5% до 2,3%.
- Уменьшение отклонения эффективной площади с 9,5% у завихрителей полученными традиционными методами, до 2% у завихрителей полученных методом послойного синтеза.

Полученный эффект от изготовления центрального завихрителя с применением АТ составил:

- 1) уменьшено количество производственных подразделений, задействованных в изготовлении завихрителей с 5 до 3;
- 2) число технологических операций уменьшено в 5 раз (с 200 до 40);
- 3) количество задействованного технологического оборудования сокращено в 3,3 раза (с 10 до 3 единиц);

4) время изготовления одного завихрителя уменьшено в 3,24 раза (с 343 до 106 часов).

Следующим этапом развития аддитивных технологий в конструкциях ГТД производства ПАО «ОДК-Сатурн», станет изготовление всего фронтального устройства.

Выводы:

На основании проведенных работ и полученных результатов исследований:

- проведен комплекс подготовительных работ по паспортизации и внесению в перечни-ограничители синтезированных материалов из отечественной МПК кобальтхромового сплава;
- подтверждена эффективность применения методик оптимизации сложнопрофильных деталей и их аддитивного производства из МПК кобальтхромового сплава, для ГТД наземного применения.

Литература

1. А.Г. Евгенов, Д. И. Сухов, и др. Механические свойства и структура сплава системы Ni-Cr-W-Mo-Al-Ti-Nb, получаемого методом селективного лазерного сплавления // Технология машиностроения. 2016. №3. С. 5–9.

УДК : 544.032.65:621.373.826

Численное исследование влияния капиллярных и термокапиллярных явлений при лазерной наплавке на микроструктуру получаемых слоев

Хоменко М.Д.¹; Мирзаде Ф.Х.¹, д.ф.-м.н.

hmd@laser.ru

¹*Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН, филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г. Шатура*

Аннотация:

Газопорошковая лазерная наплавка (ЛН) это широко распространенная аддитивная технология, которая имеет два основных недостатка - это высокая цена производства и потенциальные, иногда не предсказуемые сбои процесса производства. Прямое численное моделирование процессов теплопереноса при ЛН это эффективный способ поиска оптимальных параметров, который дает возможность заглянуть внутрь технологии и автоматизировать процесс. Разработана тепло-гидродинамическая модель ЛН для расчета микроструктуры наплавленного слоя, учитывающая контактный угол расплава и подложки. Проведено исследование влияния капиллярных явлений и контактного угла на характеристики наплавленного слоя. Результаты могут быть использованы для автоматизации и планирования ЛН.

Ключевые слова:

лазерная наплавка, прямое численное моделирование, порошок, контактный угол.

Введение

Современные лазерные аддитивные технологии имеют два основных недостатка – это высокая цена производства и потенциальные, иногда не предсказуемые сбои процесса производства. Сейчас операторам требуется несколько попыток, что бы добиться успеха, а большинство выборов (по ориентации детали, типу и густоте поддержек, ...) делается на основе личного опыта [1]. Прямое численное моделирование лазерной наплавки (ЛН) зарекомендовало себя как эффективный вспомогательный метод определения оптимальных параметров и исследования процесса [2]. Более точные численные модели имеют огромное значение, так как сделали бы процесс производства более дешевым, автоматизированным и надежным.

Несмотря на то, что гидродинамические процессы при лазерном воздействии исследуются довольно давно [3], роль отдельных эффектов при совместном действии лазерного излучения и добавления частиц порошка при контакте с подложками в этих процессах представлены в литературе слабо. Проблема учета контактного угла в методах сквозного счета исследована достаточно хорошо [4], но в моделях ЛН он чаще всего не учитывается [5]. В общем, это не оправдано потому как контактный угол определяет ширину растекания расплава, которая имеет определяющее значение для основных параметров валика и качество полученного слоя. Большое значение контактного угла, например, приводит к образованию пор между последующими дорожками [6], а специфическая форма наплавленного валика и зоны проплавления определяет качество сцепления с подложкой [7]. Контактный угол может изменяться в широком диапазоне, например, при помощи шероховатости поверхности [8].

Большинство исследований микроструктуры наплавки основано на анализе экспериментальных срезов [9, 10], однако такие исследования крайне затруднительны и дороги. Применяются также методы неразрушающего контроля обнаружения дефектов [11]. Для моделирования микроструктуры

при ЛН распространённым методом является мультимасштабный подход [12, 13], где температурная история, рассчитанная на макроуровне, используется для расчета микроструктуры на микроуровне. Для последнего часто используется метод фазового поля, который дает представление о морфологии и размерах получаемых кристаллических зерен. Метод является достаточно сложным, а для реальной качественной оценки микроструктуры часто достаточно знать средний размер зерна получаемого изделия, что открывает возможность применения более простых моделей [14]. Также в случае мультимасштабного подхода довольно сложно получить полностью самосогласованное решение.

Целью данной работы является разработка тепло-гидродинамической модели ЛН для расчета микроструктуры наплавленного слоя, учитывающая контактный угол расплава и подложки. Модель позволит исследовать натекание расплавленного порошка на подложку с различным контактным углом, оптимизировать и планировать процесс ЛН.

Описание модели

Модель включает в себя тепло-массоперенос в многофазной системе: газ – жидкая ванна расплава – твердая подложка. В расплаве происходит множество взаимосвязанных процессов, поэтому особое внимание уделяется решению самосогласованной системы уравнений, где одновременно учитываются теплопроводность, конвекция, скоростная кристаллизации наплавленного слоя и движение границы раздела фаз с учетом известного контактного угла. Гидродинамическая макро модель детально описана в [15], а модель расчета микроструктуры в [16, 14] и здесь не приводятся. Основными движущими силами являются поверхностные термокапиллярные и капиллярные силы [3]. Их конкуренция с капиллярными силами определяет форму ванны расплава. Эти поверхностные силы в трехфазную модель среды вводятся, как объемные источники [17]:

$$S_{\text{surface}} = f_{\text{capillary}} + f_{\text{marangoni}} \delta \quad (1)$$

где δ – дельта функция, которая может рассчитываться через функцию для слежения за свободной границей ϕ . Капиллярные силы рассчитываются по формуле:

$$f_{capillary} = \sigma\kappa \quad (2)$$

где σ – поверхностное натяжение, а κ - кривизна поверхности.

Если n - нормальный вектор поверхности направленный из металла в воздух, то для кривизны поверхности имеем:

$$\kappa = -\nabla \cdot n \quad (3)$$

так как:

$$n = \frac{\nabla\phi}{|\nabla\phi|} \quad (4)$$

для кривизны поверхности получаем формулу:

$$\kappa = -\nabla \cdot n = -\nabla \cdot \frac{\nabla\phi}{|\nabla\phi|} \quad (5)$$

где ϕ – характеризует профиль свободной поверхности. Такая постановка задачи не учитывает реальный контактный угол жидкого металла и подложки зависящий, в том числе от свойств подложки. Существует множество подходов к моделированию контактного угла, мы же считаем, что валик только растекается (нет обратного движения), и используем одно фиксированное значение контактного угла. Для его учета, на гранях подложки, z компонента нормали свободной поверхности не рассчитывается по формуле (4), а задается в соответствии с известным значением контактного угла θ :

$$n_z = -\cos(\theta) \quad (6)$$

Кривизна свободной поверхности κ рассчитывается через модифицированную нормаль и имеет повышенные значения в случае контактного угла отличного от заданного. Капиллярные силы, стремящиеся кривизну уменьшить, подстраивают свободную поверхность под требуемый контактный угол.

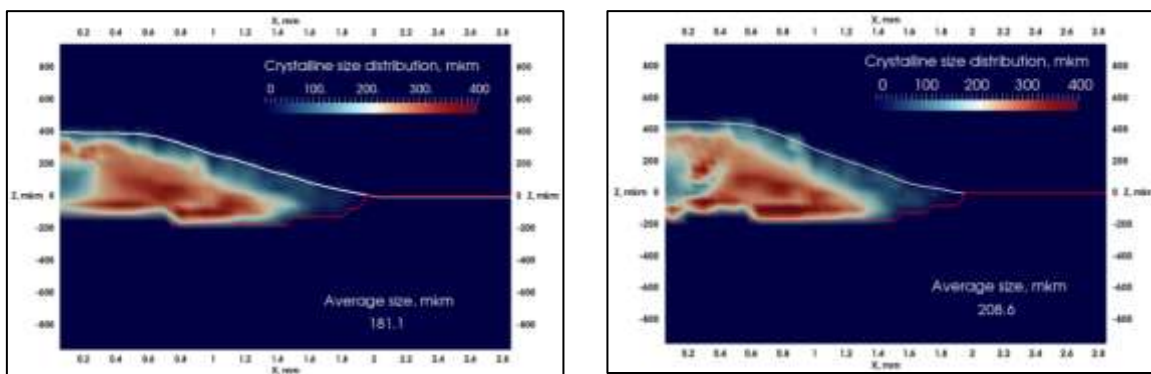


Рис. 1 – Распределение кристаллитов в поперечном сечении наплавленных капель с различным контактным углом 10° (левый) и 30° (правый)

Результаты расчетов и выводы

Для исследования влияния контактного угла на получаемую микроструктуру моделируется наплавка никелевого порошка неподвижным лучом на подложки с различным контактным углом. Порошок подается ($m=50\text{г/мин}$, $R_{\text{jet}}=2\text{мм}$) совместно с лазерным излучением ($P=1.5\text{кВт}$, $R_{\text{beam}}=2\text{мм}$) на холодную подложку в течение 50мс формируя одиночную каплю, а затем воздействие прекращается, и капля, остывая, кристаллизуется. На рисунке 1 показана типичная картина распределения кристаллитов в поперечном сечении для капель с контактным углом 10° (левый) и 30° (правый). Здесь и далее цветом показано пространственное распределение кристаллитов, белая линия это граница свободной поверхности, а красная ограничивает зону кристаллизации. В нижнем левом углу рисунка указан средний по сечению размер кристаллитов. Видно, что капля, больше растекшаяся по подложке, имеет несколько меньшую высоту и средний размер кристаллитов. Это связано с различной скоростью охлаждения капель. Отвод тепла в подложку у более концентрированной капли слабее, за счет меньшей площади контакта.

Таблица 2

Параметры процесса			
	Условное обозначение набора параметров	highSpeed	lowSpeed
P , Вт	Мощность излучения лазера	640	400
V_{scan} , мм/с	Скорость сканирования	50	20
\dot{m} , г/мин	Скорость подачи порошка	10	4
R_{beam} , мм	Радиус лазерного луча	1	1
R_{jet} , мм	Радиус потока порошка	0.5, 1	0.5, 1
θ	Угол контакта наплавляемого материала с подложкой	10° - 30°	10° - 30°

Далее исследовалось влияние контактного угла на геометрические параметры одиночного напавленного валика, а так же его микроструктуру. Для этого проводились численные расчеты лазерной наплавки на массивную подложку с различными параметрами потока порошка для двух скоростей сканирования. Параметры процесса приведены в таблице 1. Для простоты считается, что поток порошка имеет равномерное распределение. Порошок подается при температуре $T_{powder} = 1000K$, соосно с ЛИ, которое имеет topHat распределение. Используемые наборы имеют одинаковую массу порошка на единицу поверхности, но различную плотность мощности подобранную таким образом, что бы получать валики одинаковых геометрических размеров на разных скоростях.

В таблице 2 показаны выходные параметры напавленных валиков для исследуемых режимов воздействия. На высокой скорости сканирования эффективность улавливания ниже, что приводит к различному поведению некоторых выходных параметров по сравнению с низкой скоростью. Результаты для узкого и широкого потока порошка отличаются принципиально.

Таблица 2

Результаты расчетов

Набор параметров	lowSpeed				highSpeed			
	1		0.5		1		0.5	
Ширина потока порошка, мм	10°		30°		10°		30°	
Контактный угол	10°	30°	10°	30°	10°	30°	10°	30°
Половина ширины валика, мм	0.99	0.87	1.02	0.89	1.017	0.907	1.03	0.922
Высота валика, мм	0.271	0.288	0.293	0.334	0.248	0.247	0.297	0.331
Эффективность улавливания	0.91	0.8	1	1	0.88	0.79	1	1
Максимальная скорость течения в ванне расплава, м/с	0.54	0.63	0.61	0.609	0.564	0.67	0.702	0.69
Максимальная температура, К	1908	1959	1932	1931	2020	2062	2071	2069

На рисунках 2а, б показано сравнение поперечного сечения валика для случая широкого потока порошка для двух значений контактного угла. Высокой скорости сканирования (рис. 2) соответствует низкая эффективность улавливания, которая увеличивается при растекании только за счет периферийной области. Это приводит к тому, что высота наплавки практически не изменяется при увеличении контактного угла. Валик растекается на большую ширину, тем самым захватывая дополнительное количество порошка, а высота валика остается постоянной, потому что перекрытия потока порошка перед ванной расплава не происходит. На рисунках 2вг показан случай узкого потока порошка, когда ванна расплава заведомо шире него, при этом захватывается весь подающийся порошок. В этом случае увеличение контактного угла и уменьшение ширины валика приводит к видимому повышению высоты наплавленного слоя.

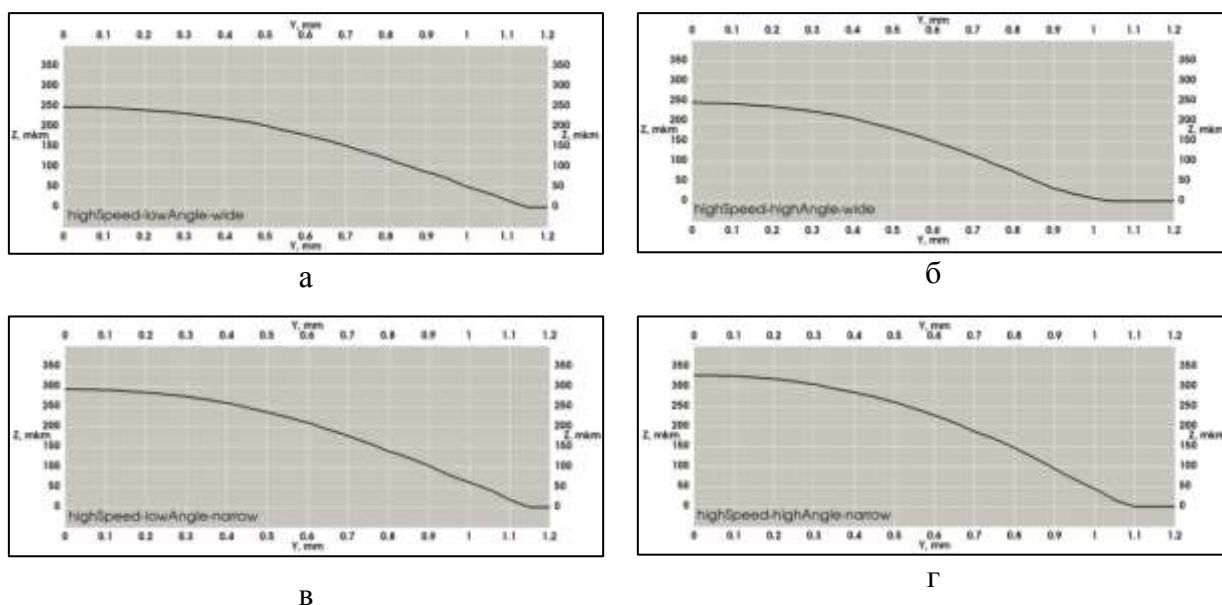


Рис. 2 – Профиль наплавленного валика при Высокой скорости сканирования

На рисунке 3а, б показано сравнение поперечного разреза валика для случая низкой скорости сканирования. В этом случае эффективность улавливания выше и ванна расплава, растекаясь, перекрывает поток порошка, в том числе перед собой. Высота несколько увеличивается даже в случае широкого пучка. На рисунке 3в, г показаны профили валиков при густом потоке порошка со стопроцентной эффективностью улавливания для низкоскоростного набора параметров. Они практически идентичны тем, что были получены для высокоскоростного набора параметров. Это открывает возможность управления геометрическими параметрами валиков через контактный угол при различной скорости сканирования.

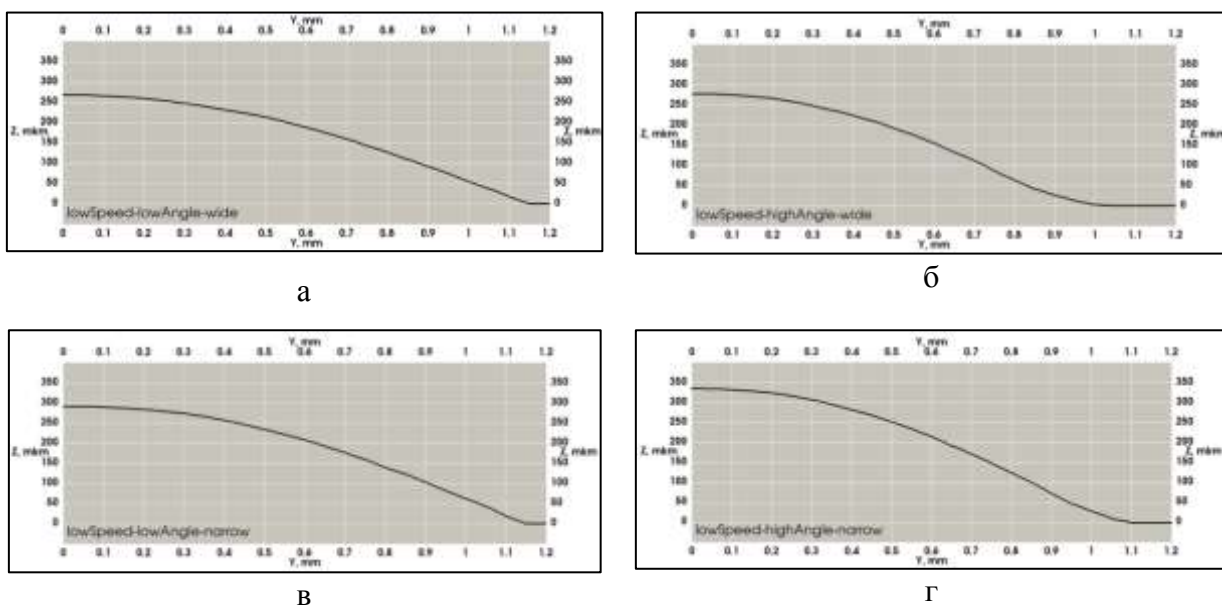


Рис. 3 – Профиль наплавленного валика при низкой скорости сканирования. (а, в $\theta = 10^\circ$ б, г $\theta = 30^\circ$)

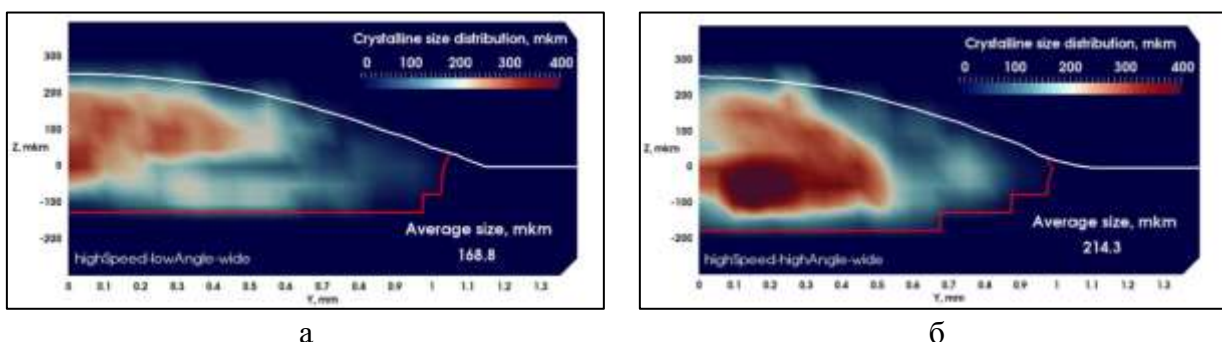


Рис. 4 – Распределение размеров кристаллитов в поперечном сечении наплавленного валика для двух значений контактного угла. ($P=640\text{Вт}$, $V_{\text{scan}}=50\text{мм/с}$, $m = 10\text{г/мин}$, а – $\theta = 10^\circ$, б – $\theta = 30^\circ$)

На рисунке 4 показано распределение среднего размера кристаллитов в поперечном разрезе наплавленного валика для двух значений контактного угла. Так же как и в случае наплавленной капли, средний размер кристаллитов больше при увеличении контактного угла. Это связано с тем, что ванна расплава более развита в случае низкого контактного угла. Небольшое увеличение ширины валика выше ширины пучка ЛИ приводит к

тому, что активизируются поперечные течения. Повышение контактного угла делает ванну расплава зажатой, такой, что течение не успевает развиваться.

Разработанная модель позволяет оценить микроструктуру наплавленного слоя с учетом контактного угла расплава и подложки. Определена возможность наплавления валиков с одинаковыми геометрическими параметрами и в тоже время различной микроструктурой. Показано, что увеличение контактного угла расплава приводит к увеличению среднего размера кристаллитов в наплавленном слое. Результаты могут быть использованы для оптимизации и планирования ЛН.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Федерального агентства научных организаций (соглашение № 007-ГЗ/Ч3363/26) в части проведения расчетов и при финансовой поддержке РФФИ грант № 18-51-7801 итал_т в части разработки модели и компьютерной программы.

Литература

- [1] M. Livesu, S. Ellero, J. Martínez, S. Lefebvre и M. Attene, «From 3D Models to 3D Prints: An Overview of the Processing Pipeline,» *Computer Graphics Forum*, т. 36, № 2, 2017, doi: 10.1111/cgf.13147.
- [2] A. J. Pinkerton, «Advances in the modeling of laser direct metal deposition,» *J. Laser Appl.*, т. 27, № S1, 2015.
- [3] H. Qi, J. Mazumder and H. Ki, "Numerical simulation of heat transfer and fluid flow in coaxial laser cladding process for direct metal deposition," *Journal of Applied Physics*, vol. 100, p. 024903, 2006.
- [4] M. Dianat и e. al, «Coupled Level-Set Volume of Fluid Simulations of Water Flowing Over a Simplified Drainage Channel With and Without Air Coflow,»

- SAE Int. J. Passeng. Cars - Mech. Syst.*, т. 10, № 1, 2017.
- [5] Y. Lee и D. F. Farson, «Simulation of transport phenomena and melt pool shape for multiple layer,» *Journal of Laser Application*, т. 28, p. 012006 doi: 10.2351/1.4935711, 2016.
- [6] V. Weerasinghe and W. Steen, "Laser cladding with pneumatic powder delivery," in *Applied Laser Tooling*, Springer - Netherlands, 1987, pp. 183-211.
- [7] U. de Oliveira, V. Ocelik и J. T. M. De Hosson, «Analysis of coaxial laser cladding processing conditions,» *Surface & Coatings Technology*, т. 197, p. 127–136, 2005.
- [8] X. B. Zhou and J. T. M. De Hosson, "Influence of surface roughness on the wetting angle," *J. Mater. Res.*, vol. 10, no. 8, pp. 1984-1992, 1995.
- [9] Y. Tian, D. McAllister, H. Colijn, M. Mills, D. Farson, M. Nordin и S. Babu, «Rationalization of Microstructure Heterogeneity in INCONEL718 Builds Made by the Direct Laser Additive Manufacturing Process,» *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, т. 45A, pp. 4470-4483, SEPTEMBER 2014.
- [10] А. Евгенов, Е. Лукина и В. Королев, «Особенности процесса селективного лазерного синтеза применительно к литейным сплавам на основе никеля и интерметаллида Ni3Al,» *Новости материаловедения. Наука и техника.*, т. 5, № 23, p. 1, 2016.
- [11] Н. Алёшин, В. Мурашов, А. Евгенов, М. Григорьев, Н. Щипаков, С. Василенко и И. Краснов, «Классификация дефектов металлических материалов, синтезированных методом селективного лазерного сплавления, и возможности методов неразрушающего контроля для их обнаружения,» *Дефектоскопия*, т. 1, pp. 48-55, 2016.
- [12] P. Nie, O. A. Ojo и Z. Li, «Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy,» *Acta*

Materialia, т. 77, р. 85–95, 2014.

- [13] Mirzade F.Kh., «A phase field study of stress effects on microstructure formation during laser-aided direct metal deposition process.,» *Proc. SPIE, Modeling Aspects in Optical Metrology VI*, т. 10330, р. 103301C DOI 10.1117/12.2270122, 2017.
- [14] M. D. Khomenko, V. Y. Panchenko, V. Niziev, F. Mirzade and F. Grishaev, "Kinetic approach in numerical modeling of melting and crystallization," *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*, vol. 80, no. 4, р. 381–386, 2016.
- [15] M. D. Khomenko, F. K. Mirzade и V. G. Niziev, «Process planning and optimization of laser cladding considering hydrodynamics and heat dissipation geometry of parts.,» *Quantum Electronics*, 2018 (in press).
- [16] М. Д. Хоменко и Ф. Х. Мирзаде, «Сборник трудов III международной конференции и молодежной школы "Информационные технологии и нанотехнологии" (ИТНТ-2017),» в *Параметрическое исследование микроструктурных свойств валика при лазерном плавлении металлического порошка в слое*, Самара, 2017.
- [17] J. U. Brackbill, D. V. Kothe и C. Zemach, «A continuum method for modeling surface tension,» *Journal of Computational Physics*, т. 100, р. 335–354, 1992.

УДК 621.373.826

Применение аддитивных технологий при реконструкции дефектов нижней челюсти композитными биоматериалами

Черобыло С.А.¹

Svetlana.cherebylo@rambler.ru

¹*ИППЛИТ РАН – филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН
г. Шатура*

Аннотация:

В работе рассматривается метод применения компьютерного моделирования и лазерной стереолитографии для подготовки и планирования операций в челюстно-лицевой хирургии. Применение томографического исследования, компьютерного моделирования и лазерной стереолитографии позволяет хирургам точнее спланировать операционное вмешательство, уменьшить время проведения и повысить качество операции, уменьшить реабилитационный период.

Ключевые слова:

лазерная стереолитография, компьютерная томография, трехмерное компьютерное моделирование, реконструктивная хирургия, челюстно-лицевая хирургия

В настоящее время, благодаря активному развитию аддитивных технологий, которые фактически ворвались во все отрасли производства, появилась возможность и использование их в медицине. Применение аддитивных технологий в медицине неоспоримы, т.к. путем компьютерного

моделирования процесс позволяет не только визуализировать данные традиционных методов сканирования КТ, но и дает возможность провести виртуальную реконструкцию костных дефектов и аномалий пациентов и как следствие получить реальную твердотельную модель (к примеру модель черепа человека).

Одним из направлений в медицине применения данных технологий является челюстно-лицевая хирургия(ЧЛХ) и даже несмотря на большие успехи, достигнутые медиками в реконструктивной хирургии, лечение пациентов со сложными дефектами лица до сих пор является одной из актуальных проблем современной ЧЛХ.

Средняя зона лица имеет сложное анатомическое строение, а следовательно при устранение дефектов одной из основной проблем является сложный рельеф скелета лица. Дефекты средней зоны лица могут быть как врожденными, так полученные путем механических травм, но достаточно часто встречаются дефекты, полученные после лечения различных видов новообразований. Пациенты с данным диагнозом проходят очень длинный и сложный путь комбинированного лечения, прежде чем выполняется хирургический этап по резецированию (удалению) костного фрагмента пораженного опухолью (к примеру костного фрагмента нижней челюсти). Важным моментом при хирургическом планировании является и дальнейшая реабилитация пациента, в которую входит восстановление анатомической целостности фрагмента костного дефекта, а тем самым функции и внешнего вида и для решения этой проблемы применяется компьютерное моделирование.

Компьютерное моделирование начинается с “чтения” исходных данных пациента полученных путем исследования КТ в формате DICOM. На этом этапе необходимо отсечь все мягкие ткани и оставить только костные, а так же произвести в ручную чистку имеющихся артефактов (бликов) и далее экспортировать в 3d модель в формате STL.



Рис. 8 – 3D модели костного скелета средней зоны лица

Недостающий костный фрагмент моделируется путем зеркального отображения от целостной кости или же путем подборки “виртуального донора”. Далее с помощью подгонки, функций сглаживания, булевских операций недостающий костный фрагмент вычитается, тем самым получает модель шаблона имплантата (рис.2).

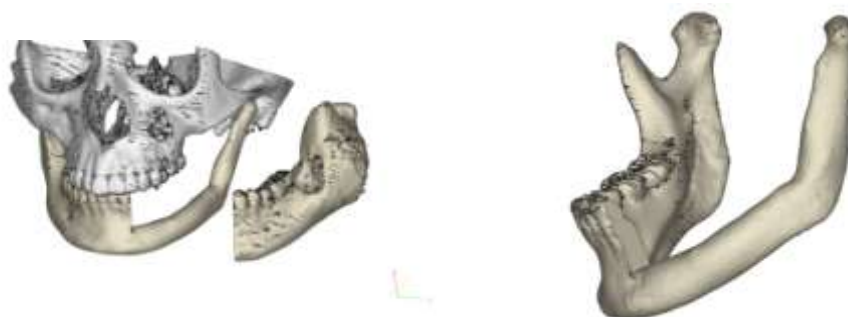


Рис. 2 – 3D моделирование шаблона имплантата для замещения костного дефекта фрагмента нижней челюсти

В настоящее время в реконструктивной хирургии применяются различные методы по замещению недостающих костных фрагментов. И одним из методов – это замещение костных дефектов композитными биоматериалами, т.е. замещение недостающего костного фрагмента, выполняется имплантатом, изготовленным из биоматериала.

Для изготовления имплантата моделируется комплект формообразующих матриц (пресс-форм). Далее уже непосредственно путем заливания в пресс-форму жидкого биоматериала получается готовый имплантат (рис.3).



Рис. 3 – 3D модели формообразующих пресс-форм применяющиеся для изготовления биоимплантата

Аддитивные технологии – это совокупность технологий, которые позволяют создавать различные модели (изделия, прототипы) путем послойного синтеза. Одной из таких технологий является лазерная стереолитография (SLA), которая позволяет получать пластиковые прототипы из жидких фотополимерных смол при воздействии лазерного излучения.

В ИПЛИТ РАН – филиале ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН технология Лазерной Стереолитографии применяется еще с 2000г. Все 3d модели мы изготавливаем на нашей установке ЛС-400.

Работа выполнена при финансовой поддержке Федерального агентства научных организаций (соглашение № 007-ГЗ/Ч3363/26).

УДК 62-492.3

Особенности загрязнения оборотного порошкового материала в процессе селективного лазерного синтеза

Шуртаков С.В.¹; Евгенов А.Г.¹; Прагер С.М.¹; Малинин Р.Ю.¹

shurtakovsergey@gmail.com

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Исследованы особенности загрязнения оборотного порошка сплавов ВЖ159 и ЭП648 в процессе селективного лазерного сплавления в зависимости от геометрии сплавляемой детали и режимов сплавления. Установлены закономерности загрязнения возвратного порошкового материала кислородом.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, DMLS, ВЖ159, ЭП648, рециклинг, оборотный порошок, металлопорошковая композиция, газовый анализ

Введение

Работа выполнена в рамках реализации научного направления 10.4: Технологии получения би- и полиметаллических естественно армированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков («Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [1])

Для авиационного двигателестроения разработка технологии селективного лазерного сплавления не заканчивается на разработке исходных металлопорошковых композиций и режимов синтеза с обеспечением необходимого уровня механических характеристик синтезированного материала. При освоении и внедрении разработанных технологий в серийном производстве моторостроительных заводов необходимо решение ряда задач, связанных с неразрушающим контролем получаемых деталей, набором статистики для прогнозирования реальных ресурсов деталей, разработкой нормативной базы, а также проблем, связанных с рециклингом, то есть, с повторным, многократным использованием оборотных порошков в условиях серийного производства. Большой объем исследований выполненных зарубежными [2–14] и отечественными [15–22] коллективами в области материалов, получаемых по технологии селективного лазерного сплавления, в основном, посвящен исследованиям особенностей структурного и фазового состояния синтезированных материалов и их взаимосвязи с комплексом механических характеристик, либо технологическим аспектам, таким как разработка режимов селективного лазерного сплавления или генерации поддерживающих структур. При этом вопросам влияния загрязнений оборотного порошка на микроструктуру и механические свойства синтезированного материала в данных работах внимания не уделяется, поскольку выполняют их, как правило, исследовательские институты, не связанные напрямую с последующим внедрением технологий синтеза, а исследования проводятся всегда на свежем порошковом материале.

Информация вендоров аддитивного оборудования о возможности повторного использования оставшегося порошкового материала после завершения процесса синтеза неограниченное количество раз не имеют под собой оснований. Опыт авторов показывает, что загрязнения в процессе СЛС оборотного порошка окислами и металлическим конденсатом неминуемо приводит к снижению механических характеристик, нарушению требуемой

сплошности металла, которая может быть достигнута при сплавлении «свежего» порошка.

Загрязнения материала в процессе селективного лазерного синтеза вызвано самим высокоэнергетическим воздействием лазерного излучения на локальные участки газопорошковой среды, которой является нанесенный слой металлического порошка. Непосредственное измерение температуры в фокальном пятне лазера из-за высоких скоростей его перемещения представляет собой серьезную проблему, но результаты моделирования и лабораторных опытов позволяют оценить ее на уровне 1900 [9] – 2500°C [23, 24], что подтверждается и данными экспериментальных систем мониторинга [25]. В процессе синтеза происходит постоянный выброс частиц с поверхности слоя порошка. Данный процесс имеет взрывную природу и может быть связан как с вскипанием локально перегретого расплава, так и с взаимодействием расплава с остаточной влагой на поверхности находящихся рядом несплавленных частиц порошка. Расплавленный фрагмент, вылетающий с поверхности экспонируемого сечения, взаимодействует с примесями в защитной газовой среде. Такие частицы могут попадать как в плоскость экспонируемого сечения, так и в расположенный рядом порошковый материал. Системы обдува, реализованные на современном оборудовании, призваны удалять данные частицы из области построения, однако на практике значительная их часть оказывается в оборотном порошке. При этом в случае соответствия размеров таких частиц верхней границе рабочего диапазона применяемого порошкового материала, они не могут быть удалены ситовым методом, а многократное повторное использование порошка приводит к увеличению доли загрязненных частиц в применяемом порошке.

Проблема оценки степени загрязнения оборотного порошка и ее влияние на микроструктуру и механические свойства синтезированного

материала может быть решена применительно к конкретным изделиям, получаемым в рамках серийного производства простым набором статистики при проведении процессов синтеза, однако это достаточно затратный путь, требующий значительного времени, материалов и моторесурса дорогостоящего оборудования. Кроме того, такая методика потребует корректировки и повторного проведения исследований даже при относительно небольших изменениях габаритов и формы деталей. Интерес представляет создание именно универсальной методики оценки влияния загрязнений оборотного порошка на структуру и механические свойства синтезированного материала, однако ее создание невозможно без понимания механизмов загрязнения оборотного порошкового и синтезированного материалов в процессе селективного лазерного синтеза.

Настоящая работа посвящена исследованию особенностей загрязнения возвратного порошка и сплавляемого материала в зависимости от геометрии получаемых синтезированных образцов.

Материалы и методы

В качестве материалов для исследования выбраны металлопорошковые композиции жаропрочных никелевых сплавов с высокой жаростойкостью ВЖ159 и ЭП648, химический состав которых приведен в таблице 1. Из заготовок данных сплавов получали порошок методом распыления расплава потоком аргона на установке газовой атомизации. Фракционный состав использованного порошка – 10-63 мкм. Процесс селективного лазерного сплавления порошка проводили на установке, оснащенной функцией подогрева рабочей платформы, в инертной среде азота по разработанным во ФГУП «ВИАМ» режимам. Для синтеза применялась стратегия сканирования полосами (outerskin stripes) с режимами downskin, upskin и contour. Поддерживающие структуры сетчатого вида (block) синтезировались также по разработанному во ФГУП «ВИАМ» режиму с пропуском слоев.

Таблица 1

Химический состав жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648

Сплав	Ni	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	W	C
ЭП648	Основа	32,0-35,0	0,5-1,1	0,5-1,1	0,5-1,1	2,3-3,3	4,3-5,3	≤0,10
ВЖ159	Основа	25,0-28,0	1,25-1,55	-	2,5-3,5	7,0-8,0	-	0,05-0,09

Для оценки влияния геометрических параметров экспонируемого сечения (площади, периметра контура) и энергетических параметров экспонирования на степень загрязнения оборотного порошка модельная деталь была предварительно разделена на фрагменты, сечения которых имели минимальную и максимальную площадь экспонирования. Дополнительно выращивался фрагмент поддерживающих структур в соответствии со схемой, приведенной на рисунке 1. Высота фрагментов во всех трех вариантах составляла 3 мм. Фрагменты детали выращивали непосредственно на платформе построения без поддерживающих структур (Рисунок 2). Синтез фрагментов проводили по стандартным для них режимам.

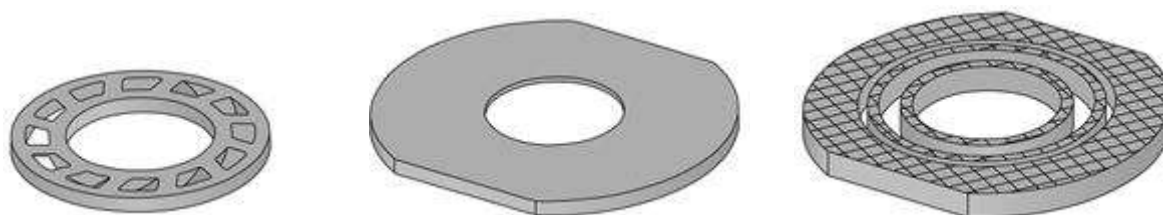


Рис. 1 – Схема фрагментов сложнопрофильной детали



Рис. 2 – Фрагменты лопаток (а), основного материала с простой геометрией и постоянного сечения (б) и поддержек (в), выращенные на платформе построения

За основной критерий загрязнения оборотного порошка принимали уровень газовых примесей, в первую очередь кислорода, в сравнении с исходным порошковым материалом. По окончании процесса синтеза для усреднения и анализа газовых примесей собирали весь задействованный в работе порошок. Далее порошок просеивали в соответствии со стандартной процедурой и на стандартном оборудовании для определения влияния степени загрязнения порошков на количество отсевов при синтезе различных фрагментов детали. В качестве эталона проводили синтез детали целиком по стандартным режимам и с загрузкой платформы построения, аналогичной синтезу отдельных фрагментов детали.

Дополнительно проводили исследование морфологии и загрязнения частиц порошка, выброшенных за пределы области построения (на стенки и поверхность входного и выходного сопел системы обдува зоны построения).

Микроструктурный анализ поверхности частиц проводили на растровом электронном микроскопе Hitachi в сигнале вторичных электронов без обработки поверхности.

Результаты

1. Исследование особенностей загрязнения оборотного порошка в процессе селективного лазерного сплавления.

Анализ газовых примесей (Рисунок 4) в оборотном порошке после синтеза фрагментов на установке с подогревом платформы из сплава ВЖ159

показал, что при построении фрагмента с максимальной площадью экспонируемого сечения, но постоянной геометрии этих сечений отмечается минимальное увеличение содержания кислорода. Более высокое содержания кислорода получено на порошке после синтеза поддерживающих структур, а максимальное – при синтезе «лопаточного» фрагмента имеющего минимальную площадь экспонируемого сечения и переменную геометрию. После синтеза детали целиком содержание кислорода в обратном порошке ниже содержания в порошке после синтеза «лопаточного» фрагмента, что связано с меньшим вкладом в загрязнение порошка в процессе синтеза массивных сечений и поддерживающих структур.

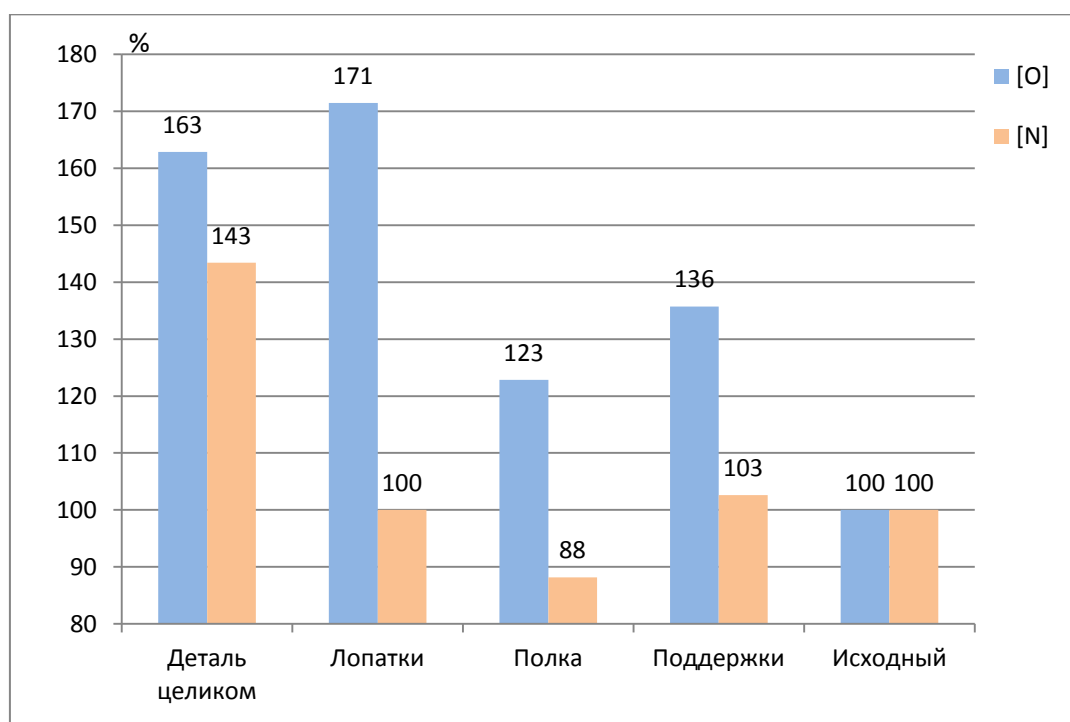


Рис. 4 – Результаты газового анализа обратного порошка ВЖ159, приведены значения относительно исходного порошка.

Анализ количества отсевов (Рисунок 5) обнаруживает прямую зависимость от площади экспонируемого сечения: минимальное количество отсевов соответствует фрагменту с минимальной площадью экспонирования, а максимальное – фрагменту с максимальной площадью. При этом данные по

количеству отсевов при синтезе отдельных элементов детали представляются более точными по сравнению с отсевами от детали целиком ввиду малого количества порошка и большей точности отсева – увеличение объема порошка приводит к неполному просеиванию и частичному вовлечению в отсева годного порошка.



Рис. 5 – Количество отсевов оборотного порошка ВЖ159, значения даны в процентах

Загрязнение порошка происходит за счет поглощения газовых примесей из инертной среды: в процессе экспонирования заполненной порошком платформы построения происходят локальные микровзрывы, которые сопровождаются выбросом фрагментов расплавленного материала из микрообласти, прилегающей к фокальному пятну лазера, эти фрагменты, поглощая газовые примеси из инертной среды, вновь возвращаются в массу несплавленного порошка. Исследование частиц (Рисунок 6), выброшенных на поверхности входного и выходного сопел (не попавших ни в систему фильтрации ни обратно в зону построения и оборотный порошок) показывает, что в этой массе порошка содержатся как первичные гранулы с характерными дефектами газовой атомизации – сателлитами, так и переплавленные гранулы с хрупкой растресканной оксидной пленкой на их поверхности. Растрескивание оксидной пленки, по всей видимости,

произошло из-за усадки гранулы при ее кристаллизации. Кроме того, присутствуют также спеченные агломераты исходных гранул.

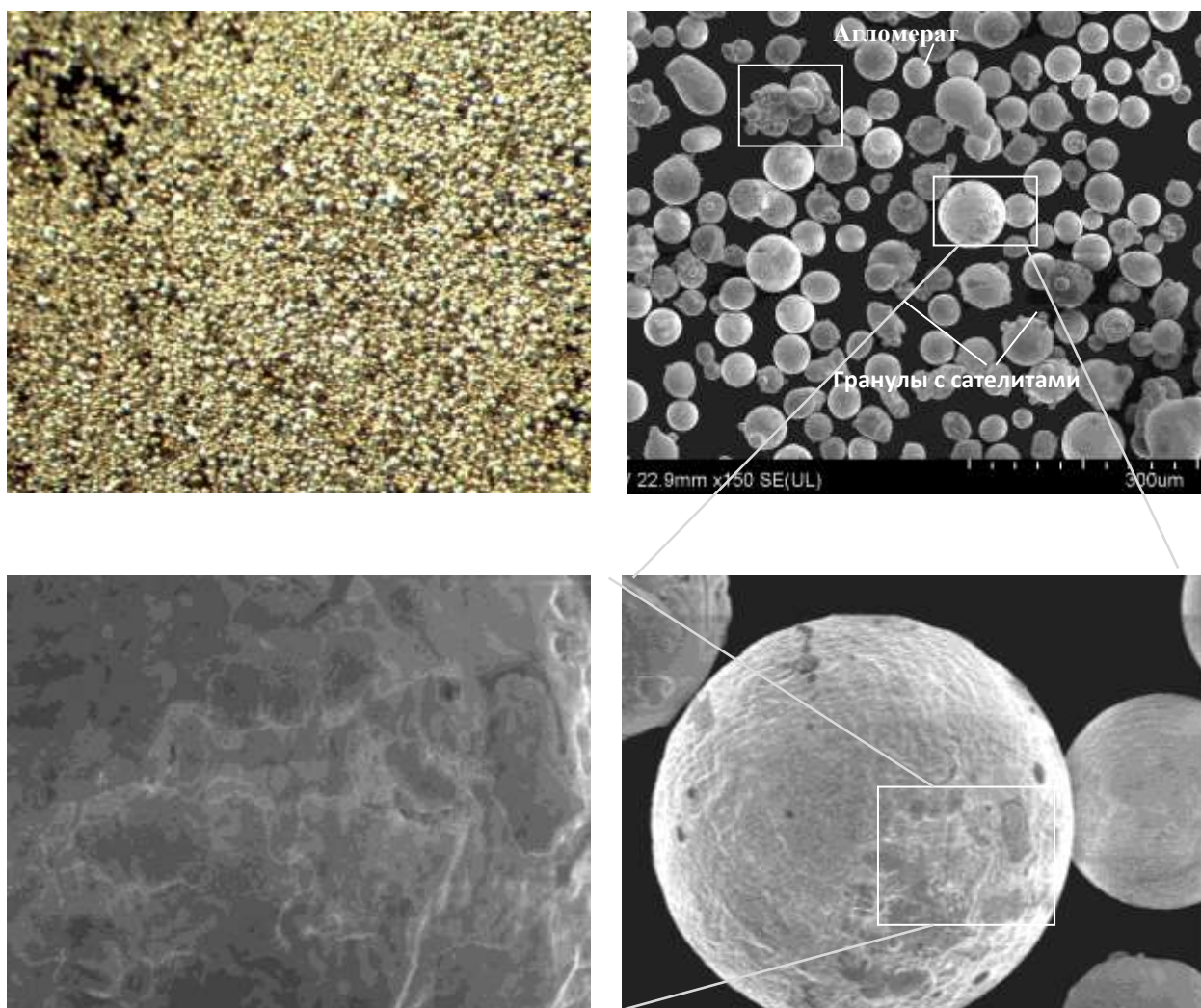


Рис. 6 – Внешний вид и микрофотографии гранул с поверхности выходного сопла

Увеличение количества отсевов говорит об образовании в процессе выбросов большего количества крупных частиц, удаляемых при просеве через сито с размером ячейки 63 мкм. При этом образование более мелких частиц при выбросах приводит к увеличению содержания кислорода в обратном порошке из-за невозможности их отделения от исходного несплавленного порошка того же фракционного состава.

Эксперимент по синтезу аналогичного набора фрагментов на той же установке из сплава ЭП648 показал схожие результаты по основному материалу: для максимальной площади экспонируемого сечения постоянно

геометрии характерен минимальный уровень загрязнения кислородом обратного порошка (Рисунок 7). В отличие от сплава ВЖ159, максимальный уровень загрязнения кислородом отмечен не на «лопаточном» фрагменте, а на поддерживающих структурах. При этом общий относительный уровень загрязнения обратного порошка ниже, чем для сплава ВЖ159.

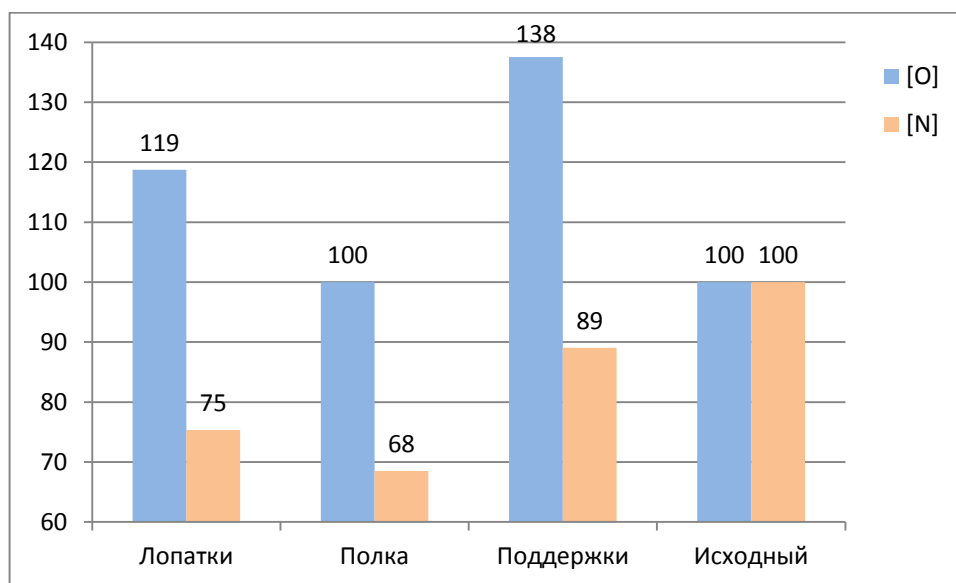


Рис. 7 – Результаты газового анализа обратного порошка ЭП648, приведены значения относительно исходного порошка

Фотосъемка процесса синтеза с применением ультракоротких выдержек (1/4000 и 1/8000с) позволила установить определенные закономерности формирования выбросов при синтезе различных элементов. В процессе экспонирования максимальная область «разлета» выбросов наблюдается для синтеза поддерживающих структур, минимальная – для синтеза контуров. При этом преимущественное направление «разлета» частиц совпадает с направлением движения лазера (Рисунок 8), т.е. перпендикулярно расположению элементов (полос) штриховки.

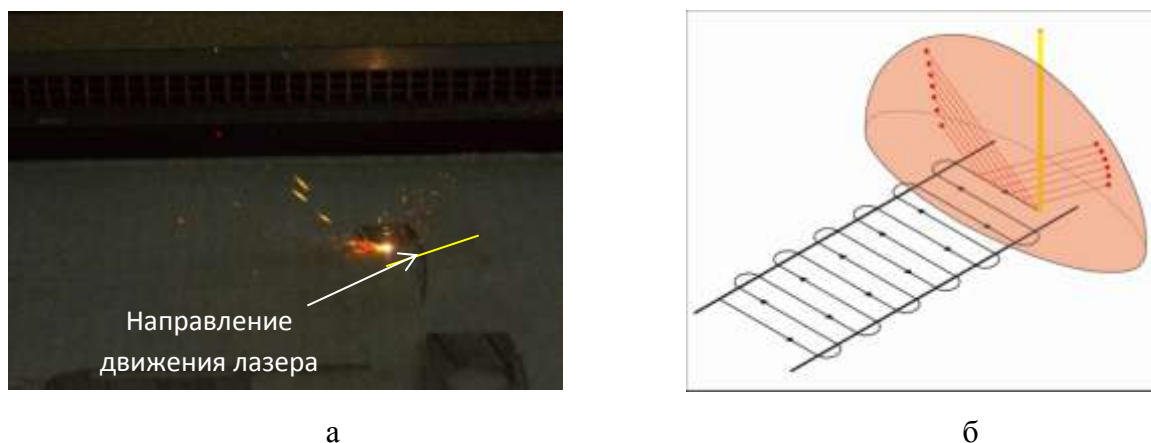


Рис. 8 – Образование выбросов в процессе СЛС: а) штриховка основного материала (выдержка 1/5000с), б) схема формирования области «разлета» выбросов

Вероятно, образование выбросов максимально при наиболее полном контакте расплавленного металла (пятна лазерного луча) с порошковым материалом, что характерно при синтезе поддерживающих структур. Поддержки представляют собой тонкие конструкции, стенка которой, как правило, формируется в один проход лазерного луча непосредственно по порошковому материалу. Экспонирование основного металла и контуров происходит в условия частичного повторного переплава уже сплавленных фрагментов, величина которого определяется перекрытием треков. При этом важную роль, вероятно, играет энергетика режимов экспонирования контуров и основного металла. Меньшие энергии при формировании контуров и при режиме *downskin* могут приводить к образованию многочисленных мелких фрагментов (выбросов) с малой областью и высотой разлета. Вследствие малой высоты вылета эти частицы не захватываются потоком инертного газ, который протекает на некоторой высоте от слоя порошка, и не попадают в систему фильтрации. Такие фрагменты ситовым методом впоследствии не отделяются, а накапливаются в обратном порошке.

Выводы

В работе исследованы особенности загрязнения оборотного порошка жаропрочных высокохромистых сплавов ВЖ159 и ЭП648 примесями кислорода в процессе селективного лазерного синтеза. Суммируя полученные данные, можно сделать вывод о том, что степень загрязнения порошка зависит не от площади экспонируемого сечения, а от ее соотношения с периметром контуров. При синтезе основного материала формируется значительное количество выбросов (крупных гранул), которые в дальнейшем удаляются из оборотного порошка ситовым методом. При штриховке контуров (как частный случай – и поддерживающих структур) образуется большее количество мелких загрязненных частиц, удаление которых ситовым анализом невозможно. Это подтверждается максимальным количеством отсевов при синтезе массивных элементов и максимальным загрязнением оборотных порошков при синтезе элементов с наибольшим периметром контуров (поддерживающих структур). Различия в уровне загрязнения последних при синтезе разных сплавов могут объясняться как различием энергетических параметров штриховки контуров, так и влиянием химического состава, что является предметом отдельного исследования.

Литература

6. Е.Н. Каблов Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1. С. 3–33.
7. A. Mostafa, I. P. Rubio, V. Brailovski, M. Jahazi, M. Medraj. Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments// Metals, 2017. №7. P. 2–23.

8. A. Kreitchberg, V. Brailovski, S. Turenne. Elevated temperature mechanical behavior of IN625 alloy processed by laser powder-bed fusion// Materials Science & Engineering, 2017. A 700. P. 540–553.

9. A. Kreitchberg, V. Brailovski, S. Turenne. Effect of heat treatment and hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy processed by laser powder bed fusion// Materials Science & Engineering, 2017. A 689. P. 1–10.

10. Neil J. Harrison,^a Iain Toddb and Kamran Mumtaz. Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by Selective Laser Melting: A fundamental alloy design approach// ActaMaterialia, 2015. #94. P 59–68.

11. T. Bauer, K. Dawson, A.B. Spierings, K. Wegener. Microstructure and mechanical characterization of SLM processed Haynes 230// Proceedings of the 26th Annual International Solid Freedom Fabrication Symposium. Conference paper, 2015. P.813–822.

12. C.P. Paul, P. Ganesh, S.K. Mishra, P. Bhargava, J. Negi, A.K. Nath. Investigating laser rapid manufacturing for Inconel-625 components//Optics & Laser Technology, 2007.#39.P.800–805.

13. K. Mumtaz, N. Hopkinson. Selective laser melting of Inconel 625 using pulse shaping// Rapid Prototyping Journal, 2010. 16/4. P. 248–257.

14. T. Ozel, Y.M. Arisoy, L.E. Criales. Computation simulation of thermal and spattering phenomena and microstructure in selective laser melting of Inconel 625// Physics Procedia, 2016. #83. P. 1435–1443.

15. P. Ganesh, R. Kaul, C.P. Paul, PragmaTiwari, S.K. Rai. R.C. Prasad, L.M. Kukreja. Fatigue and fracture toughness characteristics of laser rapid manufactured Inconel 625 structures//Materials Science and Engineering, 2010. A 527. P. 7490–7497.

16. A.M. Mancisidor, F. Garcíandia, M. San Sebastian, P. Alvarez. J. Diaz, I. Unanue. Reduction of the residual porosity in parts manufactured by selective laser

melting using skywriting and high focus offset strategies// *Physics Procedia*, 2016. #83. P. 864–873.

17. LIU Fencheng, LIN Xin, YANG Gaolin, SONG Menghua, CHEN Jing, and HUANG Weidong. Recrystallization and its influence on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel base superalloy Inconel 718// *Rear Metals*. 2011. Vol.30. P433–438.

18. Fan Zhang, L.E. Levine, A.J. Allen, C.E. Campbell, E.A. Lass, S. Cheruvathur, M.R. Stoudt, M.E. Williams, Y. Idell. Homogenization kinetics of a nickel-based superalloy produced by powder bed fusion laser sintering// *Scripta Materialia*, 2017. #131. P.98–102.

19. LIU Fencheng, LIN Xin, YANG Gaolin, SONG Menghua, CHEN Jing, and HUANG Weidong. Recrystallization and its influence on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel base superalloy Inconel 718// *RARE METALS*, 2011. Vol. 30, Spec. Issue. P. 433–438.

20. V.A. Popovich, E.V. Borisov, A.A. Popovich, V.Sh. Sufiiarov, D.V. Masaylo, L. Alzina. Impact of heat treatment on mechanical behaviour of Inconel 718 processed with tailored microstructure by selective laser melting// *Materials & Design*, 2017. №131. P. 12–22.

21. V.Sh. Sufiiarov, A.A. Popovich, E.V. Borisov, I.A. Polosov. Selective laser melting of heat-resistant Ni-based alloy// *Non-ferrous Metals*, 2015. #1. P.32–35.

22. А.А. Попович, В.Ш. Суфияров, Е.В. Борисов, И.А. Полозов, Д.В. Масайло, А.В. Григорьев. Анизотропия механических свойств изделий, изготовленных методом селективного лазерного плавления порошковых материалов// *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*, 2016. № 3. С.4–11.

23. В.Ш. Суфияров, А.А. Попович, Е.В. Борисов, И.А. Полозов. Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава // *Цветные металлы*, 2015. №1. С.

24. А.Н. Раевских, Е.Б. Чабина, Е.В. Филонова, Н.А. Белова. Возможности метода дифракции обратноотраженных электродов (ДОЭ/EBSD) для исследования особенностей структуры никелевых жаропрочных сплавов, полученных селективным лазерным сплавлением // Труды ВИАМ, 2017. №12 (60). С. 123–130.

25. Е.А. Лукина, Д.В. Зайцев, С.В. Сбитнева, А.В. Заводов. Строение и идентификация фаз в жаропрочных никелевых сплавах, синтезированных методом СЛС // М. Сб. трудов III Международной конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее», 2017. 24с.

26. А.В. Заводов, Н.В. Петрушин, Д.В. Зайцев. Микроструктура и фазовый состав жаропрочного сплава ЖС32 после селективного лазерного сплавления, вакуумной термической обработки и горячего изостатического прессования // Письма о материалах, 2017. №7 (2). С. 111–116.

27. П.Н. Медведев, И.А. Тренингов, Филонова Е.В., Е.И. Разуваев. Формирование кристаллографической текстуры и структуры жаропрочных никелевых сплавов в процессе СЛС // М. Сб. трудов III Международной конференции «Аддитивные технологии: настоящее и будущее», 2017. 24с.

28. В.Г. Низьев, Ф.Х. Мирзаде. Численное моделирование лазерного спекания металлических порошков. // Вестник РФФИ, 2014. №3 (83). С. 58–67

29. Г.А. Гордеев, М.Д. Кривилев, В.Е. Анкудинов. Компьютерное моделирование селективного лазерного плавления высокодисперсных металлических порошков // Вычислительная механика сплошных сред, 2017. №3. С. 293 – 312.

30. Жирнов И.В. Информационно-измерительная система для контроля геометрических параметров зоны селективного лазерного плавления на основе морфологической обработки термоизображений. дис. ... канд. тех. наук, М., 2016 – 213 с.

УДК 669

О возможности разработки особо жаропрочных сплавов на основе эвтектики в системе Nb-Nb₂C

Карпов М.И.¹; Прохоров Д.В.¹; Строганова Т.С.¹;
Гнесин Б.А.¹; Светлов И.Л.²

¹*Институт физики твердого тела РАН*

²*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

В работе представлены результаты исследования структуры и механических свойств в интервале температур от комнатной до 1500°C двух сплавов состава в ат%: Nb80C20 и Nb40Mo40C20. Образцы сплавов получали в 2 этапа. Первичные сплавы изготавливали электронно-лучевым сплавлением компонентов на водоохлаждаемой медной подложке в вакууме. Далее образцы выплавляли методом направленной кристаллизации на установке электронно-лучевой зонной плавки.

Структура первого сплава состояла из дендритов первичного карбида Nb₂C и окружающей их эвтектики Nb-Nb₂C. Размеры первичных карбидов составляли 15-20 мкм, карбидов в эвтектике – 0,5–2 мкм. Структура второго сплава состояла из дендритов первичного карбида Nb_{0,8}Mo_{0,2}C(1-0,4), и эвтектики из этого карбида и твердого раствора (Nb_{0,2}Mo_{0,8}). Размер первичных дендритов находился в диапазоне 20–60 мкм, а размер частиц карбида в эвтектике 0,4–1 мкм.

Кратковременная прочность при испытании на изгиб первого сплава при комнатной температуре составляла 750 МПа, при 1200°C – 310МПа, при

1300°C – 240МПа. Кратковременная прочность второго сплава составляла при комнатной температуре – 330МПа, при 1300°C – 990 МПа, при 1400°C – 1120 МПа, при 1500°C – 920 МПа.

100-часовая прочность сплава Nb80C20 при температуре 1300°C составила 50 МПа.

100-часовая прочность сплава Nb40Mo40C20 при температуре 1400°C составила 160 МПа, при температуре 1450°C -190 МПа, при температуре 1500°C – 160 МПа.

Изделия сложной формы могут быть изготовлены методами аддитивной технологии

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб; Загл. с экрана.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статьи, точность приведенных фактов и цитирование
несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 10 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»
ГНЦ РФ)

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru