

Бинков Иван Игоревич

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ВЫРАЩИВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ
ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА АЛЮМИНИЯ СИСТЕМЫ Al-Fe-Ni-Ce МЕТОДОМ
СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

2.5.5. Технология и оборудование механической и физико-технической обработки

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук



Москва – 2025

Работа выполнена в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана» (национальный исследовательский университет)

Научный руководитель: **Григорьянц Александр Григорьевич**
доктор технических наук, профессор
МГТУ им. Н.Э. Баумана, кафедра «Лазерные
технологии в машиностроении»

Официальные оппоненты: **Чуканов Александр Николаевич**
доктор технических наук, доцент, ведущий
научный сотрудник кафедры технологии и
сервиса ФГБОУ ВО ТГПУ им. Л.Н. Толстого
Грезев Николай Витальевич
кандидат технических наук, главный технолог
отделения лазерных систем ООО "ВПП Лазеруан"

Ведущая организация: ФГБОУ ВО "Национальный исследовательский
университет "МЭИ"

Защита состоится «___» _____ 2026 г. в _____ часов на заседании
диссертационного совета 24.2.331.02 при Московском государственном
техническом университете имени Н.Э. Баумана по адресу: 105005, г. Москва,
ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1.

Телефон для справок: +7 (499) 263-66-33 *3628

Ваш отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенный печатью
организации, просим направлять на имя ученого секретаря диссертационного
совета по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке
Московского государственного технического университета имени Н.Э. Баумана, на
сайте www.bmstu.ru.

Автореферат разослан «___» _____ 2026 г.

Ученый секретарь диссертационного
совета _____, кандидат технических
наук, доцент

А. В. Богданов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Жаропрочные алюминиевые сплавы находят широкое применение в автомобильной и авиакосмической отраслях, где предъявляются особые требования к массе изделий к их механическим свойствам как при комнатных, так и при повышенных температурах. Однако, получение изделий из жаропрочных сплавов алюминия возможно в основном традиционными технологиями (литьём или механической обработкой). С учётом этого, представляется целесообразным использование алюминиевых сплавов на основе эвтектик, содержащих переходные металлы (церий, никель, железо). Включение в цикл их конструирования высокоскоростной кристаллизации позволяет получить структуру с дисперсной эвтектикой и пересыщенным алюминиевым твердым раствором, дисперсно-упрочняемым в ходе заключительного отжига. Описанную обработку обеспечивает аддитивная технология селективного лазерного плавления (СЛП). Её особенности, такие как послойная стратегия создания деталей и высокие скорости охлаждения во время печати могут дополнительно повысить жаропрочность и механические свойства получаемых изделий.

Помимо этого, технология аддитивного производства позволяет производить изделия любой заданной формы, что отвечает современным трендам по применению методов топологической оптимизации к некоторым изделиям для снижения их габаритов, массы и количества сборочных единиц в узлах. Поскольку технология СЛП основана на послойном создании изделия за счет формирования единичных треков, важно изучить влияние основных параметров процесса печати, которые могут оказывать существенное влияние на условия затвердевания ванн расплава, определяющих механические свойства готовой продукции.

Для увеличения жаропрочности и механических свойств изделий СЛП разработаны перспективные порошковые сплавы алюминия, содержащие Sc, Zr, Ti, Be, TiB_2 в качестве дополнительных легирующих элементов к известным сплавам с содержанием Cu, Mn, Zn, Si, Mg. Однако, перечисленные сплавы имеют либо низкую технологичность, либо экономически не выгодны в следствии содержания в составе дорогостоящих элементов.

Для повышения жаропрочности и механических свойств требовательных изделий разработаны экспериментальные сплавы системы Al-Fe-Ni-Ce с высокой долей интерметаллидов. Они показали свои преимущества по ряду направлений, однако их активное внедрение осложнено отсутствием научно обоснованного технологического цикла, снижающего количество дефектов, присущих изделиям, изготовленным методом СЛП, а также малое количество данных, касающихся их механических свойств. Разработка и оптимизация параметров технологии производства изделий методами СЛП из сплавов указанной системы является весьма актуальной задачей.

Цель работы – разработка технологии изготовления и термической постобработки методом селективного лазерного плавления из алюминиевого жаропрочного сплава системы Al-Fe-Ni-Ce, обеспечивающей термическую стабильность и высокие механические свойства, с использованием моделирования процесса плавления единичных треков.

Для достижения указанной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Численно смоделировать процесс СЛП алюминиевого сплава с учетом основных физических процессов: поглощения лазерного излучения порошковым слоем, конвективного, кондуктивного и лучистого теплообмена как в металле, так и в газовой атмосфере, а также процессов плавления, затвердевания, испарения.

2. Определить влияние режимов сканирования единичных треков на их стабильность, глубину проплавления, скорость охлаждения расплава.

3. Определить комбинацию технологических параметров процесса СЛП, путем выращивания образцов для исследования пористости, микроструктуры и фазово-структурных параметров.

4. Выбрать режимы термообработки и окончательные режимы СЛП сплава системы Al-Fe-Ni-Ce, путем исследования зависимостей твердости и механических свойств образцов при комнатной и повышенных температурах от длительности и температуры выдержки.

5. Провести термомеханический анализ изделия для выбора оптимальной ориентации при печати и назначения поддерживающих структур.

6. Разработать технологию выращивания корпуса датчика давления из порошкового сплава Al-Fe-Ni-Ce.

Научная новизна работы состоит в следующем:

1. Теоретически и экспериментально установлен критерий качества наплавляемого единичного трека в виде коэффициента нестабильности, зависящего от скорости сканирования и диаметра лазерного пятна. Установлено, что оптимальные режимы обработки должны обеспечивать значения коэффициента нестабильности менее 30 мкм.

2. Установлена зависимость между получаемыми механическими свойствами сплава и режимами обработки. При изменении линейной удельной энергии с 0.535 Дж/мм до 0.220 Дж/мм параметр решетки алюминия уменьшается с 4.0510 Å до 4.0474 Å, что приводит к повышению предела прочности с 370 до 476 МПа, а относительное удлинение уменьшается с 5.65% до 2.55%.

3. Установлено, что проведение старения образцов при температуре 300 °С в течение 11 ч. приводит к значительному повышению твердости на 39% и к незначительному повышению прочности на 5%. Дальнейшее повышение температуры старения приводит к резкому падению твердости и прочности образцов.

Практическая ценность работы заключается в следующем:

1. Установлены параметры единичных треков во время плавления: стабильность трека ($R_{\text{стаб}} = 30$ мкм), скорость охлаждения из жидкого состояния ($-2.76 \cdot 10^6 \dots -4.01 \cdot 10^6$ К/с), глубина проплавления (61-96 мкм) с помощью моделирования процесса СЛП.

2. Найдены области режимов печати сплава жаропрочного алюминия системы Al-Fe-Ni-Ce методом СЛП, при которых обеспечивается низкая объемная пористость изделий на уровне менее 0.2%, отсутствие трещин и избыточных напряжений. Стабильные режимы печати для данного сплава находятся в

диапазоне скоростей сканирования от 900 до 1700 мм/с при мощности излучения 375 Вт, расстоянии между треками 0.16 мм, диаметре лазерного пятна 0.1 мм и толщине слоя 30 мкм.

3. Установлены при комнатной и повышенных температурах зависимости механических свойств и рентгеноструктурных параметров от технологических параметров процесса печати и условий термообработки на основе экспериментальных данных. Предел прочности при комнатной температуре варьируются в диапазоне 370-476 МПа, относительное удлинение варьируется в диапазоне 2.55 – 5.65% в зависимости от скорости сканирования луча.

4. По результатам теоретической и экспериментальной работы разработана технология изготовления изделий методом СЛП из сплава алюминия системы Al-Fe-Ni-Ce методом СЛП, позволяющая более широко применять данный сплав в автомобильной и авиакосмической отраслях.

Методы исследования включали в себя теоретические и экспериментальные подходы. Для моделирования процесса СЛП, термомеханического анализа изделия и обработки результатов из исследованного алюминиевого сплава использовались программные продукты COMSOL Multiphysics, Ansys Additive Suite и Paraview. Экспериментальные образцы были изготовлены на установке СЛП-250 МГТУ им. Н.Э. Баумана. Исследование микроструктуры, пористости, фазово-структурных параметров и механических свойств проводились на электронном микроскопе Phenom Pharos, метрологическом компьютерном томографе V tome X Phoenix M300, дифрактометре D8 Advance, разрывной машине Z100 соответственно.

Достоверность подходов к численному моделированию процессов лазерного плавления подтверждается использованием современного верифицированного программного обеспечения, а также отсутствия в результатах нефизических значений. Полученные результаты обеспечиваются корректным применением основных положений естественных наук при проведении расчётных исследований, осуществлением измерений на аттестованном измерительном оборудовании по стандартным методикам и использованием ранее проверенных принципов при создании новых испытательных приспособлений. Достоверность сделанных выводов подтверждается экспериментальными данными, обработанными с помощью методов статистического анализа.

Положения, выносимые на защиту:

1. Зависимости фазово-структурных параметров жаропрочного алюминиевого сплава системы Al-Fe-Ni-Ce от линейной удельной энергии.
2. Диапазоны оптимальных технологических режимов выращивания изделий из жаропрочного алюминиевого сплава системы Al-Fe-Ni-Ce.
3. Зависимости механических свойств изделий при комнатной и повышенных температурах от режима печати и термической постобработки.
4. Технология для печати изделий из сплава системы Al-Fe-Ni-Ce методом селективного лазерного плавления.

Апробация работы. Научно-техническая конференция «Студенческая научная весна». Москва, 2021; XIV, XV, XVI Всероссийская конференция молодых ученых и специалистов (с международным участием) «Будущее

машиностроение России». Москва, 2021 – 2023; I Международный конгресс «Русский инженер». Москва, 2023; «Бернштейновские чтения». Москва, 2024; Актуальные проблемы прочности, 2024; Международная научно-техническая конференция Уральская школа молодых металлургов, 2025. Доклады автора на научных семинарах кафедры Лазерных технологий в машиностроении МГТУ им. Н.Э. Баумана. Москва, 2020-2024г.

Публикации. Основное содержание и результаты диссертационной работы изложены в 7-ми научных статьях, из них 4 работы опубликованы в журналах, индексируемых в базе данных SCOPUS/WoS и 3 работы опубликованы в рецензируемых научных изданиях, входящих в перечень ВАК РФ.

Личный вклад автора. Автор непосредственно участвовал в постановке задачи, проведении испытаний, исследовательской работе по теме диссертации на всех ее этапах. Им лично проведен анализ литературных источников для определения современного состояния исследуемой области и формулировки целей и задач диссертации, проведены расчеты, моделирование и эксперименты, выполнена обработка полученных результатов и их обобщение. Заимствованные материалы отмечены в работе ссылками.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, общих выводов, заключения, списка литературы из 103 наименований. Работа содержит 148 страниц машинописного текста, в том числе 25 таблиц и 43 рисунка.

Содержание работы

Во введении обоснована актуальность темы, указаны цель работы, научная новизна, практическая ценность работы, сведения об апробации работы и публикациях.

В Главе 1 представлен литературный обзор, посвященный роли алюминиевых сплавов в современной промышленности и потенциальным областям его применения в виде жаропрочного аналога титановым и никелевым сплавам. Выделены три основных класса сплавов жаропрочных сплавов алюминия. Рассмотрены преимущества и недостатки аддитивных технологий применительно к различным типам жаропрочных сплавов алюминия. Материалы главы послужили основанием для постановки цели и задач данной работы.

Зачастую, применение обычных алюминиевых сплавов для изделий, работающих при повышенных температурах, неэффективно ввиду резкого снижения их эксплуатационных характеристик уже при 130 °С, что существенно ограничивает область их применения. Существуют три основных класса жаропрочных сплавов алюминия: первая группа - высокотемпературные дисперсионно-упрочняемые сплавы, содержащие наноразмерные упрочняющие фазы, такие как Al_3Sc и Al_3Zr . Вторая группа - сплавы с высокой долей интерметаллидов, основанные на эвтектических системах типа Al-Sc или Al-Fe-Ni. Третья группа включает сплавы с керамическими наполнителями, такими как TiB_2 или SiC. Среди всех вариантов наиболее перспективными для аддитивного производства считаются сплавы с высокой долей интерметаллидов, в частности

сплав системы Al-Fe-Ni-Ce. Эти сплавы сочетают хорошую технологичность печати с отсутствием дорогих легирующих элементов и высокой термической стабильностью. Использование данных сплавов в аддитивном производстве, а в частности в технологии селективного лазерного плавления (СЛП), позволяет получать изделия из них с повышенными эксплуатационными характеристиками по сравнению с традиционными процессами благодаря послойному изготовлению и высоким скоростям охлаждения. Однако требуется провести анализ конечных механических свойств и их зависимость от условий печати.

В Главе 2 рассмотрены основные аналитические и численные методы математического моделирования процесса плавления. Представлено описание численной математической модели, описывающей СЛП единичного трека из алюминиевого порошкового материала. В модели учитываются процессы плавления и затвердевания, распределение плотности мощности лазерного источника, испарение материала, силы давления отдачи паров, гидродинамика ванны расплава.

Тепловой расчет модели основан на решении уравнения теплопроводности (1), которое описывает баланс тепла в теле и его изменение во времени:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p u \cdot \nabla T = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q_i \quad (1)$$

где ρ – плотность [кг/м³], C_p – теплоемкость [Дж/кг], k – коэффициент теплопроводности [Вт/м/К], T – температура [К], u – вектор движения жидкости [м/с], Q_i – внешние источники тепла [Вт/м³], в которые входят тепловые потери от лучистого теплопереноса $Q_{изл}$, конвективные потери $Q_{конв}$, потери тепла от испарения материала $Q_{исп}$, нагрев от лазерного источника излучения $Q_{лазер}$.

Для расчета гидродинамики защитной атмосферы и ванны расплава была использована модель ламинарного течения жидкостей. Для описания движения жидкости была использовано уравнение Навье-Стокса (2) в совокупности с уравнением непрерывности (3):

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho(u \cdot \nabla)u = -\nabla p + \mu \nabla^2 u + \rho g + F_\sigma \quad (2)$$

$$\nabla \cdot u = Q_v \quad (3)$$

где u – вектор движения жидкости [м/с], p – давление [Н/м²], μ – вязкость [Па·с], g – ускорение свободного падения, [м/с²], F_σ – сила поверхностного натяжения [Н/м³], Q_v – источник массы газа при испарении материала.

Для отслеживания перемещения границы раздела двух несмешиваемых фаз применялся метод фазового поля на основе уравнения Кана-Хилларда (4) для фазовой переменной Φ :

$$\frac{\partial \Phi}{\partial t} + u \cdot \nabla \Phi = \nabla \cdot \frac{\gamma \lambda}{\varepsilon^2} \Psi \quad (4)$$

$$\Psi = -\nabla \cdot \varepsilon^2 \nabla \Phi + (\Phi^2 - 1)\Phi \quad (5)$$

где u – скорость движения жидкости, γ – параметр подвижности, λ – плотность энергии смешивания, ε – параметр толщины границы раздела.

Созданная модель позволила получить следующие данные: максимальную температуру нагрева расплава, форму и размер ванны расплава вдоль оси движения

луча, размер ЗТВ, величины скорости нагрева и охлаждения в любой точке трека, скорость движения расплава, форму единичного трека.

В Главе 3 представлена формулировка разработанной математической модели, а также представлены результаты моделирования единичных треков. С помощью моделирования, выполненного в ПО COMSOL установлены такие параметры единичного трека как: максимальная температура нагрева, скорость охлаждения из жидкого состояния, глубина проплавления, длина ванны расплава.

Для 6 режимов, рассмотренных на втором этапе экспериментальной части, было проведено моделирование процесса СЛП по формированию единичных треков. Для каждого из рассмотренных режимов был рассчитан коэффициент неустойчивости единичного трека

$$R_{\text{нестаб}} = \sqrt{\frac{\sum (H_i - H_{\text{ср}})^2}{n}} \quad (6)$$

В результате проведенного моделирования были установлены 4 режима, соответствующие критерию стабильности, равному $R_{\text{нестаб}} = 30$ мкм, для которых будут проводиться дальнейшие экспериментальные исследования (Рисунок 1). Для каждого из данных режимов были определены значения глубины проплавления, скоростей охлаждения из жидкого состояния, а также стабильность треков (Таблица 1). Максимальная температура нагрева указана в трех точках ванны расплава на расстоянии 200 мкм, 700 мкм и 1200 мкм от начала координат по оси X.

Таблица 1.

Параметры треков, полученные в результате проведения моделирования

№	Макс. Температура нагрева, К	Средняя охлаждения, К/с	Глубина проплавления, мкм	Коэф. неустойчивости, $R_{\text{нестаб}}$
3.5	Точка 1: 1425 Точка 2: 1770 Точка 3: 1702	$-2.76 \cdot 10^6$	52	30.25
4.1	Точка 1: 1620 Точка 2: 1998 Точка 3: 2105	$-3.08 \cdot 10^6$	96	23.09
4.3	Точка 1: 1632 Точка 2: 1980 Точка 3: 2010	$-3.78 \cdot 10^6$	77	28.03
4.5	Точка 1: 1465 Точка 2: 1767 Точка 3: 1704	$-4.01 \cdot 10^6$	61	31.07

При данных комбинациях параметров печати, наблюдаются температуры близкие к температуре испарения (порядка 2100К), однако недостаточные для явления активного испарения материала.

Глубина проплавления находится в диапазоне от 61 до 96 мкм, что свидетельствует о достаточной глубине проплавления для вертикального

перекрытия треков и достаточном сцеплении между двумя слоями изделия. Дальнейшее увеличение скорости сканирования при прочих равных условиях может привести к недостаточному вкладу энергии, потенциально ослабляя сцепление треков с предыдущими наплавленными слоями.

Скорости охлаждения, достигаемые при данных параметрах в процессе затвердевания расплава в процессе СЛП достигают значений порядка $-3 \cdot 10^6 \dots -4 \cdot 10^6$ К/с, что во много раз превышает типичные скорости охлаждения в процессе литья. Возрастающая скорость охлаждения напрямую коррелирует с увеличением удельной энергии и параметром кристаллической решетки образцов.

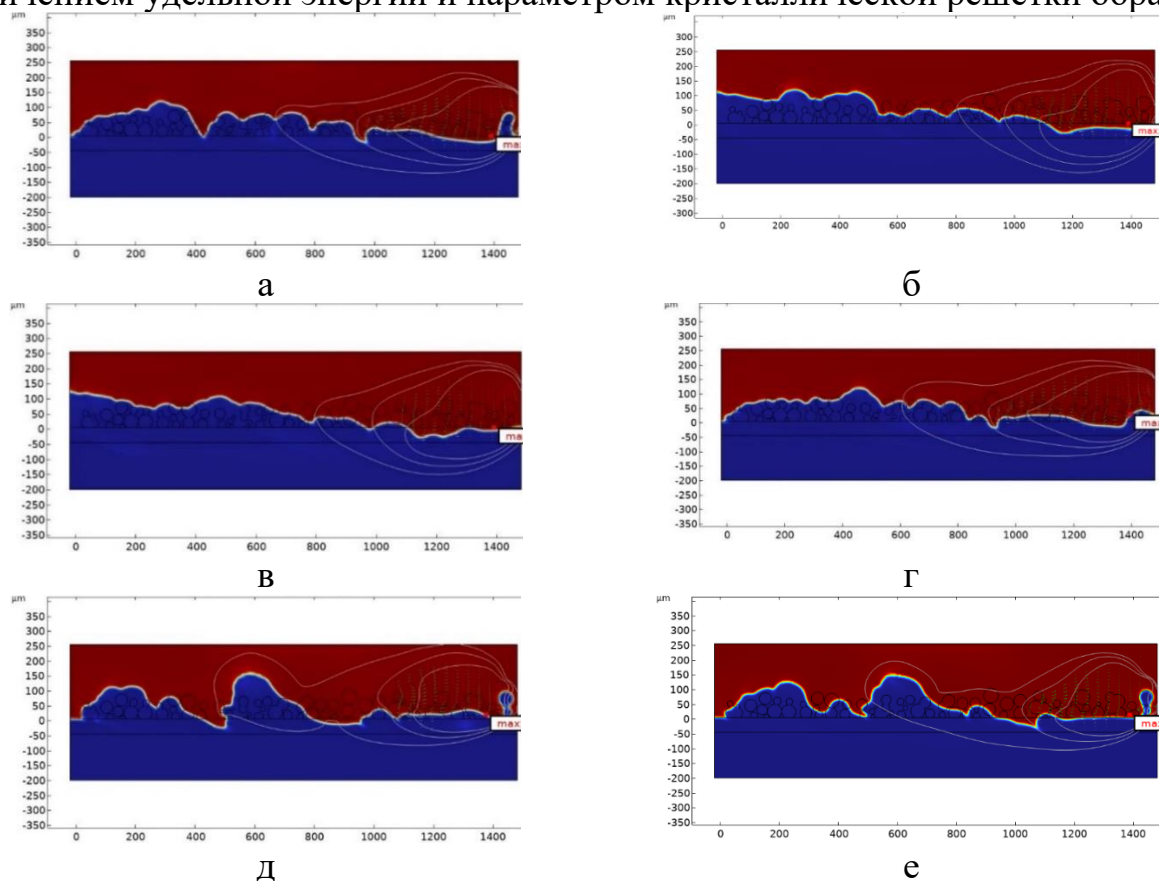


Рисунок 1

Моделирование единичных треков в ПО COMSOL: а – режим № 3.1, б – режим № 3.5, в – режим № 4.1, г – режим № 4.3, д – режим № 9.1, е – режим № 9.3

В главе 4 представлены результаты экспериментальных исследований, направленных на определение оптимальных режимов печати для исследованного жаропрочного сплава алюминия. Проведены исследования единичных треков, влияния различных режимов печати на пористость, микроструктуру, фазовоструктурные параметры и механические свойства при комнатной и повышенных температурах. Также проведено исследование влияния режимов термообработки образцов на их механические свойства.

В первой серии на основе выполненных расчётных и экспериментальных исследований по сплаву алюминия Al-Fe-Ni-Ce (Таблица 2) были реализованы 9 режимов печати с широкой вариацией скорости печати, диаметра лазерного пятна и расстояния между треками (Таблица 3). Для полученных образцов была определена их пористость методом компьютерной томографии.

Таблица 2.

Химический состав алюминиевого сплава системы Al-Fe-Ni-Ce

Элемент	Al	Fe	Ce	Ni	Mn
Концентрация, мас.%	90.31	3.86	4.34	0.66	0.2

Таблица 3.

Режимы печати и измеренные значения пористости для первой серии кубических образцов

№	Мощность, Вт	Скорость, мм/с	Зазор между треками, мм	Диаметр пятна, мм	Объемная пористость (томография), %
1	375	1400	0.075	0.1	0.011
2		1000	0.145	0.15	0.41
3		1240	0.135	0.14	0.01
4		1350	0.19	0.1	0.2
5		1500	0.06	0.08	0.35
6		1600	0.06	0.08	0.45
7		1700	0.06	0.08	0.02
8		1800	0.06	0.08	0.74
9		800	0.145	0.15	0.03

По итогам анализа данной серии было выбрано 3 режима, в которых наблюдались допустимые ($<0.3\%$) значения объемной пористости образцов: режимы № 3, 4, 9. Режимы № 1, 7 не были выбраны для дальнейших исследований ввиду низкой производительности.

Для каждого из выбранных режимов печати была проведена оценка необходимой толщины нанесенного порошкового слоя путем изготовления единичных треков на алюминиевой подложке. При высоте слоя 20 и 40 мкм наблюдались дефекты формирования единичного трека. При высоте слоя 30 мкм фиксировали наиболее стабильную картину формирования треков без дефектов сферодизации или нестабильности ванны расплава (Рисунок 2).

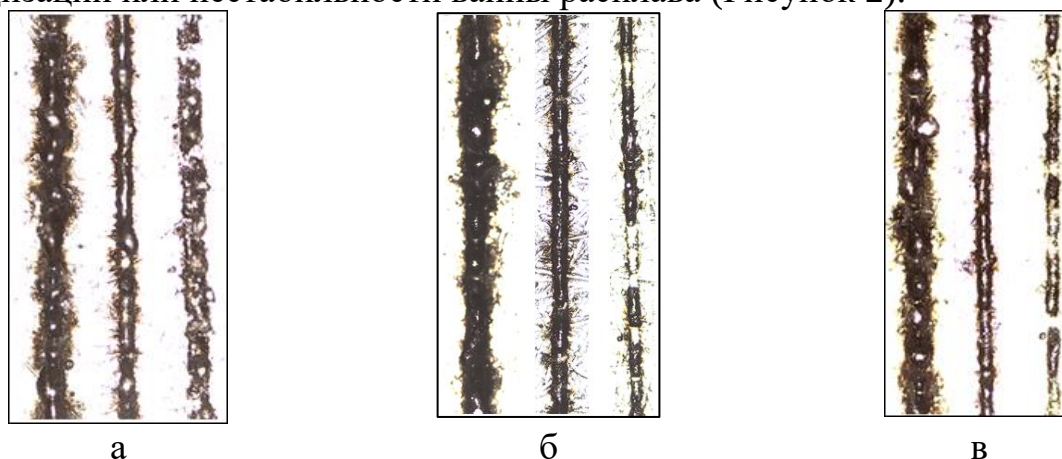


Рисунок 2

Единичные треки, полученные на разных режимах (слева направо 20 мкм, 30 мкм, 40 мкм): а – режимы № 3, б – режимы № 4, в – режимы № 9

Для второй серии экспериментов было изготовлено 15 кубических образцов на основе выбранных ранее трех режимах печати (№ 3, 4, 9), на каждом из которых

варьировались параметры скорости и расстояния между единичными треками таким образом, чтобы объемная удельная энергия оставалась неизменной (Таблица 4).

Таблица 4.

Удельная энергия и измеренные значения пористости для второй серии кубических образцов

№	Мощность, Вт	Скорость, мм/с	Зазор между треками, мм	Диаметр пятна, мм	Объемная удельная энергия, Дж/мм ³	Объемная пористость, %
3.1	375	900	0.165	0.14	84.2	0.02
3.2		990	0.150	0.14	84.2	0.02
3.3		1100	0.135	0.14	84.2	0.04
3.4		1240	0.120	0.14	84.0	0.03
3.5		1410	0.105	0.14	84.4	0.04
4.1		1350	0.190	0.1	48.7	0.11
4.2		1470	0.175	0.1	48.6	0.1
4.3		1600	0.160	0.1	48.8	0.03
4.4		1780	0.145	0.1	48.4	0.01
4.5		1980	0.130	0.1	48.6	0.01
9.1		665	0.175	0.15	107.4	0.11
9.2		725	0.160	0.15	107.8	0.02
9.3		800	0.145	0.15	107.8	0.05
9.4		895	0.130	0.15	107.4	0.1
9.5		1010	0.115	0.15	107.6	0.27

Из полученных результатов можно сделать вывод, что, сохраняя удельную энергию на уровне 48.8 Дж/мм³, 84.2 Дж/мм³, 107.8 Дж/мм³ для основных режимов № 3, 4, 9 соответственно, можно варьировать параметры скорости и расстояния между треками в диапазоне $\pm 15\%$. При приближении к границам данного диапазона можно отметить увеличение значений пористости.

Однако, результаты симуляции плавления единичных треков в предыдущей главе показали, что критерию коэффициента стабильности соответствуют лишь 4 режима: №3.5, 4.1, 4.3, 4.5. Таким образом, для дальнейших исследований был выбран режим № 4.3, ввиду сочетания в нём малого диаметра лазерного пятна и более высоких скоростей сканирования и расстояний между треками, что в совокупности позволяет значительно повысить производительность процесса.

Пять образцов третьей серии были использованы для отработки размера ячейки шахматной штриховки слоя (параметра штриховки), изменение значений которого может сказываться на эффекте накопления тепла в слое детали и приводить к изменению динамики формирования треков (Таблица 5).

В качестве исходного режима печати использовали режим № 4.3, в котором наблюдались малые значения объемной пористости, а значения параметров скорости сканирования и расстояния между треками находились в середине выбранного диапазона.

Таблица 5.

Значения пористости третьей серии образцов от параметра штриховки

№	Мощность, Вт	Скорость, мм/с	Зазор между треками, мм	Диаметр пятна, мм	Параметр штриховки, мм	Объемная пористость, %
4.3.1sh	375	1600	0.160	0.1	6	0.03
4.3.2sh		1600	0.160	0.1	7	0.06
4.3.3sh		1600	0.160	0.1	8	0.05
4.3.4sh		1600	0.160	0.1	9	0.03
4.3.5sh		1600	0.160	0.1	10	0.09

Из результатов серии табл. 5 видно, что размер ячейки шахматной штриховки не вносит заметного изменения в значение объемной пористости. В дальнейшем для механических испытаний использовали образцы, изготовленные с параметром штриховки 6 мм.

Четвертая серия кубических образцов была изготовлена с целью определения влияния скорости сканирования, а соответственно, скоростей охлаждения, на значения пористости и фазово-структурные свойства. Для параметра скорости сканирования наблюдается широкое окно стабильности режимов плавления и низкой пористости, что позволяет значительно изменять скорость охлаждения расплава (Таблица 6). Варьируя скорость охлаждения расплава, возможно изменять степень пересыщенности твердого раствора и долю образовавшихся интерметаллидов в структуре материала.

Таблица 6.

Значения пористости четвертой серии образцов

№	Мощность, Вт	Скорость, мм/с	Зазор между треками, мм	Диаметр пятна, мм	Объемная пористость, %
4.3.1	375	700	0.16	0.1	0.48
4.3.2		900	0.16	0.1	0.03
4.3.3		1100	0.16	0.1	0.01
4.3.4		1300	0.16	0.1	0.01
4.3.5		1500	0.16	0.1	0.03
4.3.6		1700	0.16	0.1	0.13
4.3.7		1900	0.16	0.1	0.55

Для образцов данной серии наблюдали низкие значения пористости в диапазоне от крайне низких до высоких скоростей сканирования. Так, резкое повышение пористости обнаружено лишь для скоростей 700 мм/с и для 1900 мм/с.

Измерения параметра решетки показывают, что насыщенность твердого раствора алюминия может меняться в зависимости от режима печати (Рисунок 3). Увеличение параметра решетки алюминия, предположительно, связано с перераспределением легирующих элементов сплава между интерметаллидными частицами и твердым раствором. Для абсолютно всех режимов печати наблюдается тенденция возрастания параметра решетки с увеличением линейной удельной энергии. Для режимов № 3.1-3.5, 4.1-4.5, 9.1-9.5 параметр решетки меняется от ~ 4.044 до ~ 4.048 Å в диапазоне линейной энергии от 0.19 Дж/мм до 0.56 Дж/мм.

В то же время, для режимов № 4.3.1-4.3.7 параметр решетки возрастает от ~ 4.046 до ~ 4.051 Å в аналогичном диапазоне значений удельной энергии.

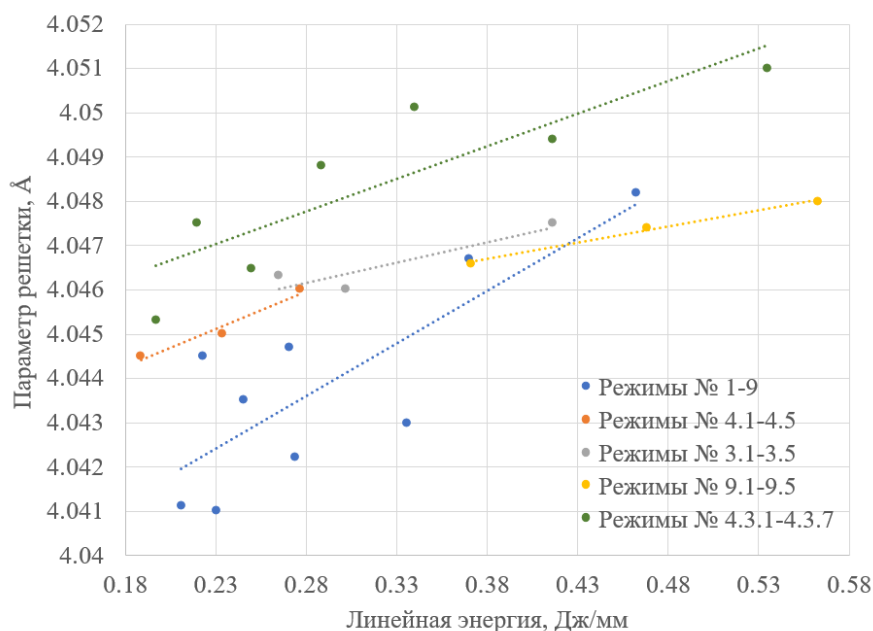
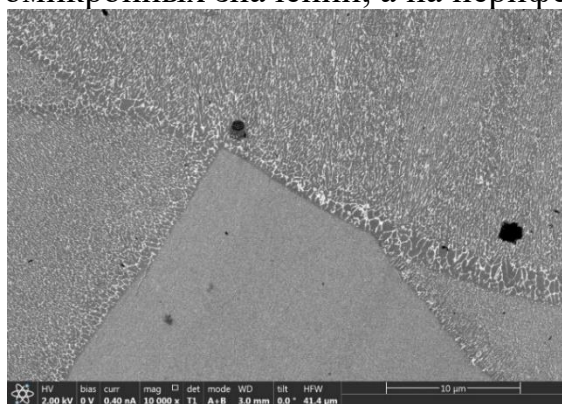


Рисунок 3

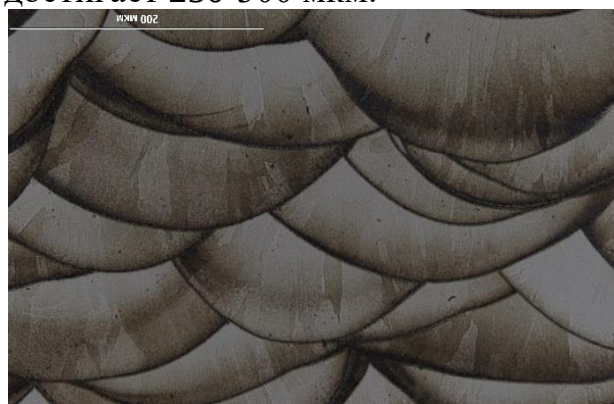
Зависимость параметра решетки образцов от удельной энергии

Методом диффрактометрии были определены интерметаллидные фазы, присутствующие в изготовленных образцах. Были обнаружены фазы Al_4Se Al_9FeNi . Наличие в структуре данных интерметаллидных фаз повышает прочностные характеристики сплава как при комнатной, так и при повышенных температурах.

Морфологический анализ микроструктуры показал наличие вытянутых эпитаксиальных зерен, проходящих сквозь несколько ванн расплава и имеющих длину от 20 до 100 мкм. Микроструктура образцов исследуемого сплава после процесса СЛП представляет собой матрицу алюминия, пронизанную эвтектической сеткой высокой плотности, в которой содержатся Fe, Se и Ni (Рисунок 4). В центральной части дисперсность микроструктуры достигает субмикронных значений, а на периферии достигает 250-300 мкм.



а



б

Рисунок 4

Микроструктура образцов в плоскости XZ: а – электронный микроскоп (x10000), б – на оптическая микроскопия (x500)

Было рассмотрено влияние режимов термообработки на характеристики образцов двух режимов: №4.3.3 и №4.3.6. Термообработку проводили в диапазоне температур от 100 до 600 °С с временем выдержки при температуре от 1 до 20 ч (Рисунок 5). При увеличении длительности выдержки выше 9ч, при температуре 200-300 °С фиксировали значительный рост значений твердости (примерно на 50 HV) по сравнению с исходным состоянием. Твердость образцов режима №4.3.3 после выдержки при температуре 300 °С в течение 15ч повышается не более чем на 36.5% по сравнению с исходным состоянием в 115 HV. Твердость образцов режима №4.3.6 повышается не более чем на 17.3% по сравнению с исходным состоянием в 151HV. Значения микротвердости стабилизируются после 12ч выдержки при температурах 200, 300, 400 °С только для режима печати №4.3.3. Для образцов обоих режимов отмечено резкое падение уровня твердости после термообработки образцов при 500 °С и выше.

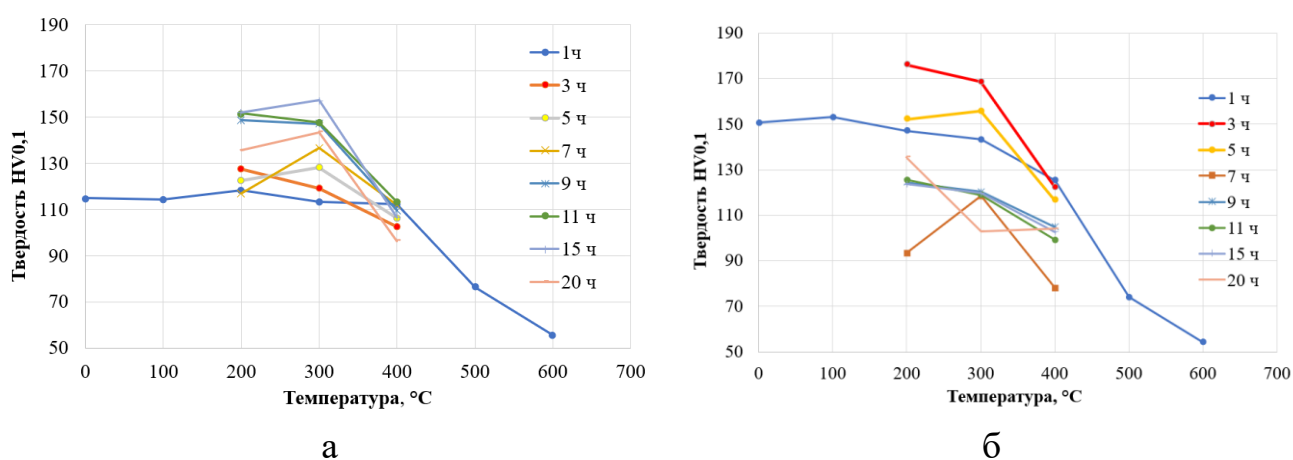


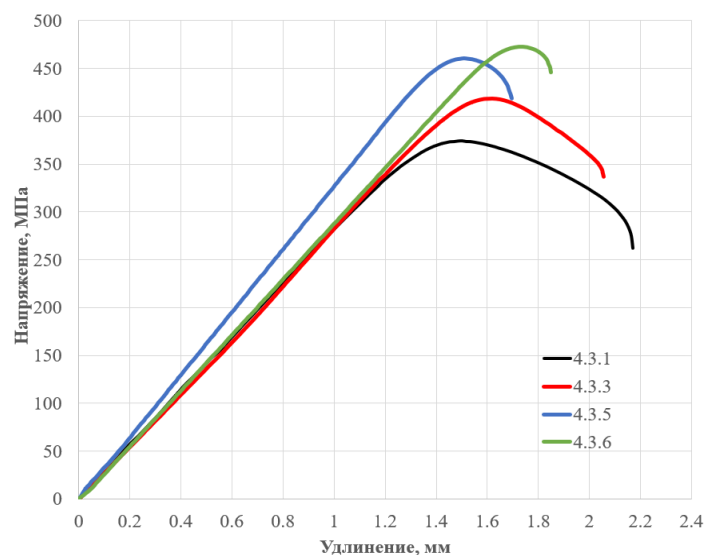
Рисунок 5

Зависимость твердости от температуры термообработки и времени выдержки: а – образца №4.3.3, б – образца №4.3.6

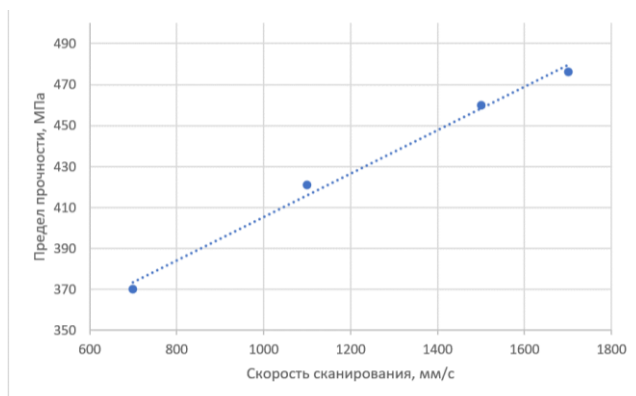
Были проведены механические испытания образцов при комнатной и повышенных температурах, а также в исходном и термообработанном состояниях. Результаты показали, что механические свойства и форма кривых нагружения зависят от режима печати образца. При увеличении скорости печати с 700 мм/с до 1700 мм/с предел прочности увеличивается с 370 МПа до 476МПа, а относительное удлинение уменьшается с 5.65% до 2.55% (Рисунок 6). Сравнение диаграмм растяжения образцов, полученных на различных режимах, показывает, что с увеличением скорости сканирования во время печати, значительно уменьшается размер участка, на котором наблюдается развитие шейки вплоть до разрушения.

Механические свойства исследованных образцов СЛП превосходили известные характеристики литых образцов алюминиевых сплавов, в которых предел прочности редко достигает 250-300 МПа.

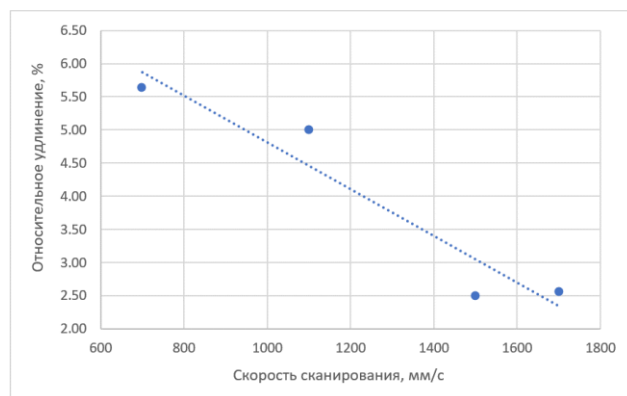
Для режима печати №4.3.3, обеспечивающего комбинацию высокого предела прочности и относительного удлинения, были проведены механические испытания при температурах 150, 250, 350 °С после различных вариантов термообработки (Таблица 7).



а



б



в

Рисунок 6

а – диаграммы растяжения для образцов режимов № 4.3.1, 4.3.3, 4.3.5, 4.3.6, б – зависимость предела прочности от скорости сканирования, в – зависимость относительного удлинения от скорости сканирования

Максимальное значение предела прочности в 446 МПа было достигнуто после термообработки при 200 °С в течение 12ч. Оно на 25 МПа превышало предел прочности сплава в исходном состоянии. Максимальные значения предела прочности при температурах испытания 150, 250 и 350 °С составили 372, 273 и 115 МПа, соответственно. Оптимальным режимом термообработки для выбранного в работе изделия считали нагрев при 300 °С с выдержкой в течение 12 часов.

Таблица 7.

Механические свойства образцов на растяжение при комнатной и повышенных температурах после термообработки

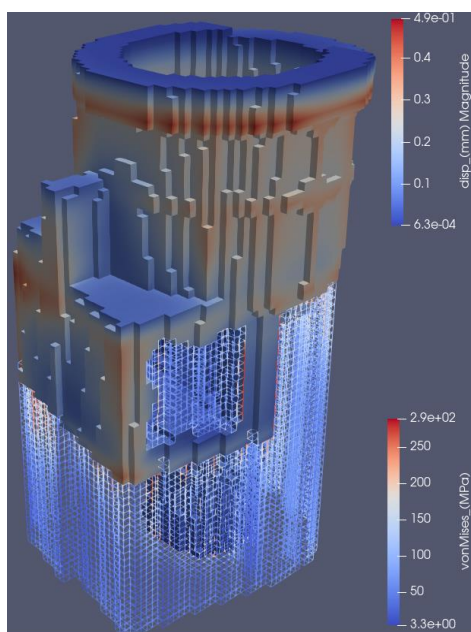
№	Темп ТО (11 часов)	Темп. Испытания, °С	Предел прочности σв МПа	Отн. Удлинение δ, %
1	2	3	4	5
1	-	25	421	5.01
2	200	25	446	5.14
3	200	150	372	7.07
4	300	25	442	5.14

Таблица 7 - продолжение

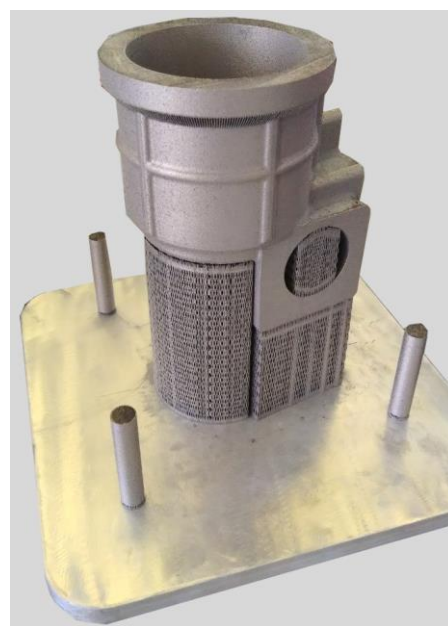
1	2	3	4	5
5	300	150	371	6.90
6	300	250	273	7.60
7	400	25	342	10.63
8	400	150	298	8.50
9	400	250	179	8.33
10	400	350	115	9.87

В главе 5 разрабатывается технология изготовления корпуса датчика давления авиационной техники. Данное изделие эксплуатируется при температуре порядка 260 °С и рабочем давлении 6 атмосфер. Изготовление датчика давления из стали нецелесообразно ввиду высокой удельной массы и склонности к коррозии. Применение же титановых или никелевых жаропрочных сплавов оказывается слишком дорого. Таким образом, использование в качестве материала для указанного изделия жаропрочного сплава алюминия является наиболее обоснованным решением.

Был проведен анализ оптимальной ориентации изделия относительно платформы выращивания с учетом времени выращивания, высоты изделия, объема поддерживающих структур и их труднодоступности, а также выполнен термомеханический расчет изделия в трех ориентациях при помощи ПО Ansys Additive (Рисунок 7). Было рассмотрено три варианта расположения детали на платформе выращивания: вертикально, под углом к платформе в 45 °, параллельно к платформе. Результаты анализа показали, что при наиболее оптимальной является печать датчика в вертикальной ориентации при длительности 74 часа. При этом максимальная деформация в некритическом участке изделия составила 0.49 мм.



а



б

Рисунок 7

а – термомеханический анализа изделия, б – готовое изделие с образцами свидетелями

Основные выводы и результаты работы

1. Определено влияние технологических параметров СЛП на поведение жидкой ванны и стабильность формирования единичного трека. Получены значения коэффициента неустойчивости от скорости сканирования и диаметра лазерного пятна. При диаметрах пятна меньше 140 мкм и скорости сканирования от 900 мм/с до 1600 мм/с наблюдается стабильное формирование единичного трека.

2. Определены скорости охлаждения расплава из жидкого состояния, составляющие порядка $-2.7 \cdot 10^6 \dots -4 \cdot 10^6$ К/с. Рассчитаны максимальные температуры нагрева расплава при использовании установленных режимов.

3. Установлены оптимальные режимы для печати изделий с высокой степенью сплошности $>99.8\%$ и высокими прочностными характеристиками $\sigma_{\text{пр}}=370\text{-}476\text{ МПа}$, $\delta=2.55 - 5.65\%$ при комнатной температуре. Был определен допустимый диапазон скорости сканирования $V=900\text{-}1700$ мм/с, позволяющий изменять механические характеристики образцов без потери заданной сплошности.

4. Определена зависимость параметра решетки матрицы алюминиевого сплава от линейной удельной энергии. Параметр решетки увеличивается от 4.047 Å до 4.051 Å при изменении линейной удельной энергии с 0.535 Дж/мм до 0.220 Дж/мм.

5. Проведены механические испытания при различных температурах: предел прочности при 20 °С находится в диапазоне 370-476 МПа, относительное удлинение варьируется в диапазоне 2.55 – 5.65% в зависимости от режима печати без термообработки, максимальный предел прочности при температурах испытания 150, 250 и 350 °С составил 372, 273 и 115 МПа соответственно в зависимости от режима термообработки.

6. Проведен анализ напряжений и деформаций, возникающих в корпусе датчика давления при его печати в различных ориентациях. Максимальное напряжение составило 290 МПа, а максимальная деформация – 0.5 мм.

7. Разработана технология выращивания корпуса датчика давления методом СЛП из жаропрочного алюминиевого сплава на основе результатов численного моделирования и экспериментальных данных. Разработанная технология обеспечивает предел прочности $\sigma_b = 446$ МПа и $\delta=5.14\%$ при 25 °С, $\sigma_b = 273$ МПа и $\delta=7.60\%$ а при 250 °С.

Публикации автора по теме диссертационной работы:

1. Влияние режимов выращивания деталей из алюминиевого порошка методом селективного лазерного плавления на пористость, микротвёрдость и микроструктуру / И.И. Бинков [и др.] // «Наукоемкие технологии». 2020. № 10. С. 40-48.

2. Экспериментальное и численное исследование теплообмена при выращивании тонкостенных деталей методом коаксиального лазерного плавления / И.И. Бинков [и др.] // «Наукоемкие технологии в машиностроении». 2022. №. 4. С. 25-33.

3. Получение бездефектных заготовок с измельченной микроструктурой из молибденового сплава при селективном лазерном плавлении / И.И. Бинков [и др.] // «Заготовительные производства в машиностроении». 2024. №2.

4. Hardening of Additive Manufactured 316L Stainless Steel by Using Bimodal Powder Containing Nanoscale Fraction / I.I Binkov [et al.] // *Materials*. 2021. № 14(1). P. 115.
5. Experimental and Numerical Study of Heat Transfer in Thin-Walled Structures Built by Direct Metal Deposition and Geometry Improvement via Laser Power Modulation / I.I Binkov [et al.] // *Lasers Manuf. Mater. Process*. 2023. № 10. P. 353–372.
6. Numerical Simulation of Thermal Behavior and Experimental Investigation of Thin Walls during Direct Metal Deposition of 316L Stainless Steel Powder / I.I Binkov [et al.] // *Lasers Manuf. Mater. Process*. 2021. № 8. P. 426–442.
7. Механические свойства образцов из алюминиевого порошка АСП–30 изготовленные методом селективного лазерного плавления / И.И. Бинков [и др.] // *Журнал «Цветные металлы»*. 2023. №4 (940). С. 66-70.
8. Бинков И.И. Аддитивное производство металлических стекол // *Будущее машиностроения России*. МГТУ им. Н. Э. Баумана. Союз машиностроителей России. 2021. Т. 1. С. 284-296.
9. Бинков И. И., Григоров М. Р., Денежкин А. О. Обзор селективного лазерного плавления жаропрочных алюминиевых сплавов // *Будущее машиностроения России*. МГТУ им. Н. Э. Баумана. Союз машиностроителей России. 2022. Т. 1. С. 415-421.
10. Денежкин А.О., Бинков И.И., Григоров М.Р. Исследование влияния основных параметров селективного лазерного плавления на стабильность формирования единичной дорожки из молибденового сплава // *Будущее машиностроения России*. МГТУ им. Н. Э. Баумана, Союз машиностроителей России. 2023. Т. 1. С. 311-318.
11. Моделирование процесса селективного лазерного плавления алюминиевого сплава в программном обеспечении COMSOL Multiphysics / И.И. Бинков В. // *Будущее машиностроения России*. МГТУ им. Н. Э. Баумана, Союз машиностроителей России. 2023. Т. 1. С. 303-310.
12. Численное моделирование процесса СЛП молибденового сплава: эволюция ванны расплава и распределение температурного поля / Бинков И.И., Алексеевич П.Е., Денежкин А.О., Мишин Д.А. // *I Международный конгресс «Русский инженер»*. 2023
13. Понкратова Ю.Ю., Атанова А.В., Бинков И.И., Базалеева К.О., Наумова Е.А. Влияние режима селективного лазерного плавления на структурные параметры алюминиевого сплава Al-Ce-Fe-Ni // *Бернштейновские чтения 2024: сборник тезисов*. 2024. С. 55.
14. Понкратова Ю.Ю., Атанова А.В., Бинков И.И., Базалеева К.О., Наумова Е.А. Селективное лазерное плавление алюминиевого сплава системы Al-Ce-Fe-Ni // *Актуальные проблемы прочности, 2024: Материалы LXVIII международной научной конференции*. 2024. С. 285.
15. Понкратова Ю.Ю., Атанова А.В., Бинков И.И., Базалеева К.О. Исследование структурных особенностей сплава Al-Ce-Fe-Ni, полученного при различных режимах СЛП // *Международная научно-техническая конференция Уральская школа молодых металловедов, 2025: сборник статей*. 2025 С. 285-287.