### РОГАЛЕВ АЛЕКСЕЙ МИХАЙЛОВИЧ

# ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИНТЕЗИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП648, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Научная специальность 2.6.17. Материаловедение

#### **АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук

Работа выполнена в Федеральном государственном унитарном предприятии «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» научно-исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Научный руководитель: Сухов Дмитрий Игоревич кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ Маликов Александр Геннадьевич Официальные оппоненты: доктор технических наук, заведующий лабораторией «Лазерные технологии» федерального государственного бюджетного учреждения науки Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН Суфияров Вадим Шамилевич кандидат технических наук, доцент НОЦ «Конструкционные и функциональные материалы» федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования "Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого" Федеральное государственное бюджетное Ведущая организация: учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук Защита диссертации состоится «\_\_\_\_» \_\_\_\_ 2025 года в : часов на заседании диссертационного совета 31.1.002.01 при НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по адресу: 105005, Россия, г. Москва, ул. Радио, д. 17. Тел.: +7 (499) 261-86-77. Факс: +7 (499) 267-86-09. E-mail: admin@viam.ru. С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ и на сайте <u>www.viam.ru</u>. Отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенных печатью, просим направлять по адресу: 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, ученому секретарю диссертационного совета. Автореферат разослан « » 2025 г. Ученый секретарь диссертационного совета, кандидат технических наук М.А. Горбовец

- © НИЦ «Курчатовский институт» ВИАМ, 2025
- © Рогалев А.М., 2025

#### ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

#### Актуальность работы

Развитие авиационной промышленности требует создания прорывных технологий и разработки перспективных материалов. Мировые тенденции показывают, что аддитивные технологии (технологии послойного сплавления) являются одним из наиболее устойчиво развивающихся перспективных процессов. Аддитивные технологии позволяют изготавливать изделия практически любой геометрии с высоким комплексом свойств синтезированного материала. Основным драйвером внедрения аддитивных технологий в аэрокосмическую отрасль является снижение времени освоения и исключение фазы подготовки производства.

Главным критерием, предъявляемым, к перспективным материалам являются: стабильность механических характеристик, стойкость к коррозии и высокие показатели жаропрочности и жаростойкости.

Никелевые сплавы с высоким содержанием хрома могут обеспечить указанные требования. Ключевым показателем такого рода сплавов является баланс комплекса свойств при температурах 800-900°С и высокой жаростойкости. Наиболее распространенным отечественным материалом для изготовления большого количества деталей камеры сгорания ГТД по традиционным технологиям, является никелевый жаропрочный сплав марки ЭП648 (ВХ4А). Сплав ЭП648 традиционно применяется для изготовления таких элементов камеры сгорания как форсунки и завихрители. Изготовление методами литья сопряжено с рядом трудностей, невысокой экономической эффективностью ввиду сложности конструкции подобных деталей и выходом годного не более 40%.

Таким образом, актуальной задачей для изготовления сложнопрофильных деталей методом аддитивного производства является исследование влияния параметров процесса селективного лазерного сплавления (СЛС) на свойства синтезированного материала и способы снижения пористости, включающие в себя применение баротермической обработки, а также исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства синтезированного материала с целью формирования оптимального структурно-фазового состояния.

**Целью** диссертационной работы является определение особенностей формирования структуры и физико-механических свойств синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления с применением баротермической и термической обработок.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

- исследование влияния параметров процесса селективного лазерного сплавления на формирование структуры и свойств синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648;
- анализ структурообразования и склонности к формированию дефектов (поры и трещины) в синтезированном в различных газовых средах материале;
- исследование влияния термической и баротермической обработок на структуру и механические свойства синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648;

– установление механизмов формирования поверхности сложнопрофильных деталей из синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648 в зависимости от режимов селективного лазерного сплавления.

#### Научная новизна

- 1. Впервые в синтезированном материале жаропрочного никелевого сплава ЭП648 после синтеза в среде азота и последующего проведения баротермической и термической обработок выявлены наноразмерные нитриды хрома, наличие которых положительно сказывается на сопротивлении ползучести синтезированного материала.
- 2. Установлено, что суммарное содержание кислорода, который наследуется из металлопрошковой композиции и защитной среды, в синтезированном в среде азота материале не должно превышать 150 ppm. Содержание кислорода свыше 150 ppm приводит к значительному увеличению объемной доли трещин в синтезированном материале.
- 3. Впервые установлена взаимосвязь формирования поверхностей деталей из синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648 от подводимой плотности энергии. Для формирования верхней поверхности деталей (UpSkin) со значениями шероховатости Ra 4-5 необходимо обеспечить плотность энергии на контуре в интервале 30-39 Дж/мм² и скорости сканирования в интервале 300-1000 мм/с. Для формирования нижней поверхности деталей (DownSkin) со значением шероховатости Ra 14-15 необходимо обеспечить плотность энергии на контуре в интервале 6-8 Дж/мм², независимо от мощности и скорости энергии.

#### Практическая значимость работы:

- 1. Установлено предельно допустимое содержание кислорода в металлопорошковых композициях, в среде синтеза и в синтезированном материале сплава ЭП648, обеспечивающее минимальное количество микротрещин в структуре синтезированного материала.
- 2. Определены основные режимы синтеза для формирования верхних (UpSkin) и нижних (DownSkin) поверхностей деталей из синтезированного материала сплава ЭП648, обеспечивающие минимальные значения шероховатости.
- 3. Разработан и защищен патентом RU 2623537 способ изготовления сложнопрофильных деталей селективным лазерным сплавлением металлических порошков жаропрочных сплавов на основе никеля, включающий в себя проведение процесса синтеза в среде азота, баротермическую и термическую обработки.
- 4. Разработаны технологии изготовления сложнопрофильных статорных деталей: «Завихритель» авиационных двигателей ПД-8 и ПД-14 и «Корпус агрегата наддува» ракетного двигателя РД-191. Технологии внедрены в серийное производство АО «ОДК-Авиадвигатель» и АО «НПО Энергомаш».

#### Положения, выносимые на защиту:

- 1. Влияние параметров СЛС и среды синтеза на структуру и физикомеханические свойства синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648.
- 2. Уровень содержания кислорода в синтезированном материале жаропрочного никелевого сплава ЭП648, исключающий образование повышенного количества микротрещин.

3. Разработанные технологии изготовления сложнопрофильных статорных деталей для изделий авиационной и ракетно-космической техники из синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648.

**Личный вклад автора** состоит в выполнении всех этапов диссертационного исследования, включающих анализ научно-технической литературы, участие в отработке и оценке влияние технологических параметров процесса селективного лазерного сплавления, комплексному исследованию синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648, обработку и анализ полученных экспериментальных данных, в том числе разработку необходимой научно-технической документации, написание научных публикаций и выступление с докладами на научных конференциях.

Достоверность полученных результатов и выводов в диссертационной работе обеспечена с использованием аттестованного оборудования, с применением установленных методов исследований и испытаний в соответствии с требованиями ГОСТ и международных стандартов, а также апробацией результатов работы с получением положительных результатов.

Апробация результатов работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на следующих научно-технических конференциях: на ІІ Международной научно-практической конференция «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» г. Москва 2016г.; І Всероссийской научно-технической конференции «Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники» г. Москва 2018г.; V Всероссийской научно-технической конференции «Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники» г. Москва 2021г.; VII Международной научно-практической конференция «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» г. Москва 2021г.

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 8 научных работ, из них 6 в изданиях, входящих в перечень ВАК при Минобрнауки России, 2 в журналах, включенных в международные системы цитирования Scopus и 2 патентах Российской Федерации.

**Структура и объем работы.** Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы, приложения. Содержит 132 страницы машинописного текста, в том числе 62 рисунка и 21 таблиц. Список литературы включает 153 наименования.

#### ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована общая актуальность выбранной темы, подчеркнута роль аддитивных технологий в современной промышленности, поставлена цель работы и сформулированы конкретные задачи исследования.

В первой главе представлен аналитический обзор литературных данных по методам аддитивных технологий изготовления изделий из металлических порошков. Показаны основные тенденции и преимущества в аддитивных технологиях и вопросы, требующие решения. Приведены новые разработки в области создания материалов для аддитивных технологий и основные примеры реализации данных технологий за рубежом. Сравнительный анализ методов аддитивных технологий изготовления изделий из металлических порошков позволил установить, что

селективное лазерное сплавление является наиболее эффективным методом изготовления мелко- и среднесерийных заготовок деталей сложной формы.

Во второй главе описаны материалы и методы исследования, использованные для решения поставленных задач.

В качестве материала для исследований был выбран жаропрочный высокохромистый никелевый сплав марки ЭП648 (ТУ14-1-2234-77).

Выплавку литой шихтовой заготовки (ЛШЗ) для процесса распыления проводили в вакуумной плавильной установке. Металлопорошковые композиции (МПК) изготавливали методом газовой атомизации (распылением расплава потоком аргона). Для отделения тонкой фракции менее 40 мкм использовали газодинамический классификатор. Сепарацию металлопорошковых композиций выполняли на виброгрохоте согласно ГОСТ 18318. Исследование и отработку параметров 3D синтеза методом селективного лазерного сплавления (СЛС) производили на однолазерной установке. Горячее изостатическое прессование (баротермическую обработку) проводили в лабораторном газостате. Термическую обработку проводили в камерной электропечи сопротивления.

Морфологию поверхности и форму частиц оценивали на растровом электронном микроскопе согласно ГОСТ 25849. Определение текучести порошка выполняли по ГОСТ 20899. Размерность порошка исследовали на лазерном дифрактометре согласно ГОСТ 8.777. Измерение пикнометрической плотности проводилось согласно описанию, приведенному в ГОСТ 22662. Исследования массовой доли легирующих элементов и примесей в МПК и синтезированном материале проводили методом атомно-эмиссионного анализа по МИ 1.2.036-2011, МИ 1.2.037-2011, МИ 1.2.038-2011 на спектрометре с индуктивно-связанной плазмой. Содержание азота и кислорода в порошке и синтезированном материале определяли на газоанализаторе по ГОСТ 17745. Содержание углерода и серы в МПК и синтезированном материале определяли на газоанализаторе по ГОСТ 24018.7-91, ГОСТ 24018.8-91. Химический состав МПК сплава ЭП648 исследовали методом атомно-эмиссионного анализа по МИ 1.2.036-2011, МИ 1.2.037-2011, МИ 1.2.038-2011. Определение объемной доли пор проводили на изображениях, полученных на оптическом микроскопе, по ММ 1.595-17-321-2007. Образцы исследовали в сечениях XY и XZ (перпендикулярно и параллельно оси построения). Измерение шероховатости проводили на координатно-измерительной машине, оснащенной датчиком шероховатости. Шероховатость поверхностей UpSkin и DownSkin измеряли на образцах типа «фингер» (рис. 1 а), схема расположения поверхностей приведена на рисунке 1 б.

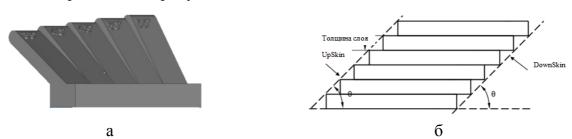


Рис. 1 Электронная модель образца типа «фингер» (а) и схема расположения поверхностей UpSkin и DownSkin (б)

Исследование фазового состава синтезированного материала проводили на дифрактометре с MM 1.2.143-2009. Исследование структуры проводили на растровом

электронном микроскопе в соответствии с ММ 1.2.124-2009 и на просвечивающем электронном микроскопе с полевой эмиссией. Элементный состав фаз определяли методом ЭДС. Рентгеновский текстурный анализ проводили на дифрактометре. Исследование плотности образцов проводили методом гидростатического взвешивания с использованием лабораторных весов в соответствии с ГОСТ 20018-74. Испытания на кратковременную прочность проводили в соответствии с требованием ГОСТ 1497-84. Испытания на длительную прочность проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 10145-81 и СТП 1.595-17-333-99.

**В третьей главе** представлена разработка параметров процесса селективного лазерного сплавления для формирования структуры, поверхности и свойств никелевого жаропрочного сплава ЭП648.

Проведены следующие исследования основных фракций МПК (10-40 мкм, 10-63 мкм и 40-80 мкм): анализ химического и газового состава, ситовой анализ, оценка морфологии частиц, определение текучести. Результаты показали, что химический состав МПК соответствует сплаву ЭП648, содержание газовых примесей удовлетворяет требованиям нормативной документации на МПК сплава ЭП648, содержание частиц основной фракции составляет не менее 82,4 %, практически все частицы МПК имеют сферическую форму, текучесть составляет не более 17,4 с. Данные результаты позволяют заявить, что МПК соответствует требованиям для процесса СЛС.

Исследование влияния параметров синтеза на формирование структуры основного материала проводили за три итерации параметров СЛС. В работе варьировали следующие основные параметры: мощность лазера P, скорость лазерного луча V, толщина наносимого слоя МПК  $h_c$ , тип стратегии штриховки. Расстояние между проходами лазера (интервал сканирования, I) было одинаково для всех экспериментов. Дополнительно применяли косвенный параметр - объемную плотность энергии, рассчитываемую по формуле:

$$E = \frac{P}{V \cdot h_c \cdot l} \tag{1}$$

**Первая итерация** состояла из вариаций толщины слоя (40 и 80 мкм) с применением определенного набора режимов и трех фракций МПК: 10-40 мкм, 10-63 мкм и 40-80 мкм. Рабочая среда синтеза — азот.

На основании полученных результатов первой итерации можно сделать вывод, что при толщине сплавляемого слоя в 40 мкм наблюдается более плотный синтезированный материал. Результаты, полученные при сравнении трех фракций, показывают сопоставимые значения по относительной плотности синтезированного материала для фракций 10-40 мкм и 10-63 мкм, однако фракция с размерностью 10-63 мкм наиболее технологичная, обеспечивает плотноупакованный слой и имеет более высокий выход годного при использовании целевой фракции, что экономически более выгодно и позволит снизить стоимость конечного изделия. Далее в работе применялась только фракция 10-63 мкм.

В рамках *второй итерации* исследовали влияние различных стратегий штриховки лазерного луча (сплошной, полосы и шахматной) и определяли диапазон основных варьируемых параметров процесса СЛС. Рабочая среда синтеза – азот.

На основании результатов, полученных в рамках второй итерации режимов, установлено, что экспериментальный режим с плотностью энергии 53,57 Дж/мм<sup>3</sup> и

обеспечивают шахматной стратегии штриховки максимальную синтезированного материала. Дополнительно проведенный анализ химического состава и примесей синтезированного материала показал, что в процессе СЛС существенного изменения содержания основных легирующих элементов не происходит вне зависимости от значений плотности энергии. Также установлено, что в процессе синтеза вне зависимости от значений плотности энергии происходит увеличение содержания кислорода в синтезированном материале относительно МПК (в среднем с 0,0068 мас. % до 0,0121 мас. %), содержание азота увеличивается почти в 10 раз, что говорит о физико-химическом взаимодействии расплава с защитной средой азота, несмотря на высокие скорости охлаждения в процессе кристаллизации. Содержание серы и углерода в образцах, после процесса СЛС, не претерпевает изменений.

С целью исследования влияния защитной среды аргона на макро- и микроструктуру в процессе СЛС была разработана *третья итерация* режимов. Основываясь на данных, полученных в рамках второй итерации, принято решение проводить исследование зависимости среды и параметров сплавления с использованием шахматного типа штриховки.

При сравнении структуры синтезированного материала, полученного в среде азота и аргона, выявили следующие особенности. Без дополнительной термической обработки структура синтезированного в аргоне и азоте материала при больших увеличениях мало отличается друг от друга. Исследование несплошностей показало, что для металла, синтезированного в азоте характерно большое количество микротрещин, а максимальный размер пор в 2-2,5 раза меньше в сравнении с металлом, синтезированным в аргоне. Вероятно, это связано с увеличением интенсивности теплоотвода в газовую фазу из-за большей теплоемкости (почти в 1,5 раза) азота (рис. 2).

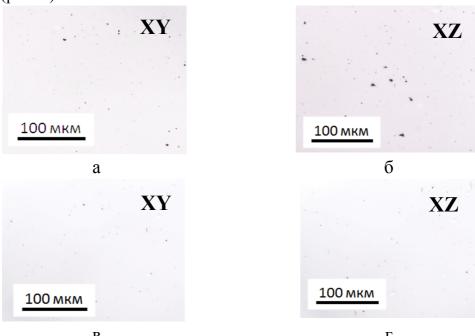


Рис. 2 Несплошности в структуре материала, синтезированного в аргоне (а, б) и азоте (в, г),  $\times 200$ 

*Исследование влияния параметров синтеза на формирование поверхности* проводили, исходя из условия, когда за формирование верхней поверхности деталей

(UpSkin) и нижней поверхности деталей (DownSkin) отвечает контур. Основные параметры сплавления контура следующие: мощность лазерного луча, P, Bт, и скорость сканирования, V, мм/с. Для оценки влияния параметров сплавления контура на шероховатость поверхностей UpSkin и DownSkin мощность варьировали в интервале 100-350 Вт, а скорость сканирования — в интервале 300-2000 мм/с. Толщина слоя порошка составляла 40 мкм, среда синтеза — азот. Распределение плотности энергии на контуре в координатах «мощность лазера — скорость сканирования» представлено на рис. 3 а.

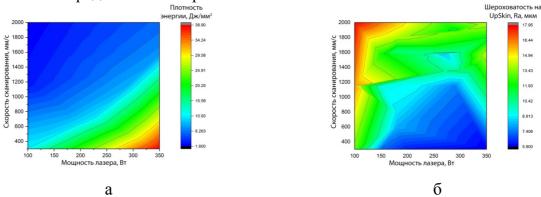


Рис. 3 Распределение плотности энергии на контуре (a) и распределение медианных показателей шероховатости поверхности UpSkin по диапазону углов 35-55° в координатах «мощность лазера – скорость сканирования» (б)

На рисунке 3б представлено распределение медианных показателей шероховатости поверхности UpSkin по диапазону углов 35-55° в координатах «мощность лазера — скорость сканирования». В работе использовали именно медианные значения результатов, полученных на 5 разных углах, так как целью было отобразить оптимум для всех углов при каждом режиме.

При наложении распределения плотности энергии на контуре и распределения медианных показателей на поверхности UpSkin можно сделать вывод, что, в целом, данные распределения коррелируют между собой. С увеличением мощности лазера шероховатость на поверхности UpSkin снижается, также она снижается со снижением скорости сканирования. Максимальные значения шероховатости сосредоточены в области низких значений плотности энергии, а минимальные — в области высоких. Это свидетельствует о том, что шероховатость на поверхности UpSkin зависит от плотности энергии. Для обеспечения минимальных значений шероховатости плотность энергии на контуре должна находиться в интервале 29-39 Дж/мм², скорость сканирования - в интервале 300-1000 мм/с.

В таблице 1 приведены средние и медианные значения шероховатости поверхности UpSkin по всем полученным значениям для каждого угла, а также отклонение между ними.

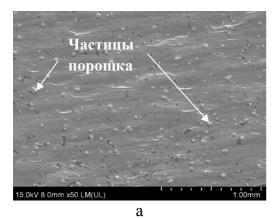
Из данных, приведенных в таблице 1, можно утверждать, что наибольшие значения шероховатости, как средние, так и медианные, получены на поверхности UpSkin, расположенной под углом 35°. Это означает, что данный угол непосредственно влияет на ухудшение качества поверхности. Для других углов картина не столь очевидна. По средним значениям нет существенной разницы между значениями шероховатости, полученными на поверхностях UpSkin с углами 40°, 45° и 55°.

Таблина 1	Средние и медиан	ные значения шере	оховатости пове	nxности UnSkin
таолица т	Средпис и медиап	пыс эпачения шер	ONOBATOCTH HODG	DAROCIN OPSKIII

Значения	Угол, °						
Среднее	35	40	45	50	55		
Медианное	12,27333	10,85167	10,77125	9,982917	10,81917		
Отклонение*	-0,28667	-0,19333	+0,82625	+0,802917	+1,149167		

Примечание: \* - знаками "+" и "-" обозначены отклонения от среднего значения "справа" и "слева", соответственно

На рисунке 4 приведены изображения следующих поверхностей UpSkin с характерным рельефом для низкой шероховатости - угол 50°, Ra 4,36,  $E=35,4 \, \text{Дж/мм}^2$ , для высокой шероховатости - угол 45°, Ra 21,77,  $E=1,5 \, \text{Дж/мм}^2$ .



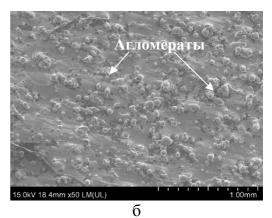


Рис. 4 Изображение поверхностей UpSkin c Ra 4,36 (a) и Ra 21,77 (б), РЭМ

По внешнему виду поверхностей можно сказать, что механизм их формирования в целом идентичен. На поверхностях присутствуют как практически полностью переплавленные частицы порошка, так и сохранившие свою форму. Размер частиц ~ 50-65 мкм. Также наблюдаются агломераты частиц, причем для поверхности с более низкой шероховатостью в агломераты входят частицы предпочтительно мелкого размера до 35 мкм, для поверхности с более высокой шероховатостью – размер частиц в агломератах варьируется от 10 до 65 мкм, самих агломератов значительно больше. Профиль шероховатости поверхности для синтезированного материала складывается из макрорельефа и микрорельефа. В формирование макрорельефа основной вклад вносят приплавленные к поверхности частицы порошка, а микрорельефа — рельеф, формирующийся за счет режима сплавления контура. Такая картина характерна для поверхностей с низкой шероховатостью. Увеличение значений шероховатости поверхности достигается за счет возрастающей отрицательной роли режима сплавления контура, который начинает влиять на макрорельеф.

На рисунке 5 представлено распределение медианных показателей шероховатости поверхности DownSkin по диапазону углов 35-55° в координатах «мощность лазера — скорость сканирования». Для построения распределения использовали медианные значения шероховатости по всем углам аналогично обработке результатов для поверхности UpSkin. В случае если медианное значение совпадает с неконтролепригодной областью, то на распределении оно отображается красным цветом (Ra>35).

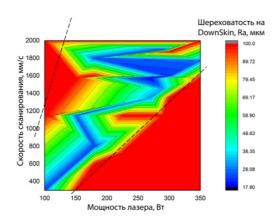


Рис. 5 Распределение медианных показателей шероховатости поверхности DownSkin по диапазону углов 35-55° в координатах «мощность лазера – скорость сканирования»

Распределение медианных значений шероховатости на поверхности DownSkin имеет вид, близкий к *«process window»* (пунктирные линии на рис. 5). Это означает, что оптимальные значения шероховатости поверхности DownSkin могут быть достигнуты одновременным повышением мощности лазера и скорости сканирования.

*«Process window»* обычно строится для определения области варьирования режимов основного материала, но в данном случае такой подход можно распространить и на варьирование режимов на контуре для нахождения оптимальных медианных значений шероховатости поверхности DownSkin. В таком случае условной верхней границей области будет служить значение плотности энергии на контуре  $E=2,75~\text{Дж/мм}^2$ , а условной нижней —  $E=15,15~\text{Дж/мм}^2$ , при этом при усреднении интервал плотности энергии сужается и становится  $E=7-9,5~\text{Дж/мм}^2$ .

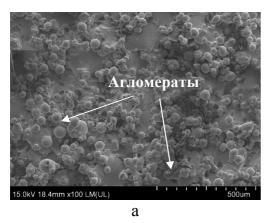
В таблице 2 приведены средние и медианные значения шероховатости поверхности DownSkin по всем полученным значениям для каждого угла, а также отклонение между ними.

$T \subset \Omega$	D 01.
Таблица 2 Средние и медианные значения шероховатости поверхн	юсти DownSkin

Значения	Угол, °						
значения	35	40	45	50	55		
Среднее	>35	>35	26,8575	23,869	20,16083		
Медианное	>35	>35	25,705	23,06	19,79		
Отклонение	-	-	+1,1525	+0,80919	+0,37083		

Из данных таблицы 2 можно утверждать, что для значений шероховатости, полученных на поверхности DownSkin, наблюдается четкая зависимость — с увеличением угла наклона снижается шероховатость. Причем эта зависимость прослеживается как по средним, так и по медианным значениям. Значения шероховатости для поверхности DownSkin не имеют хаотического распределения, как значения для поверхности UpSkin. В целом, значения шероховатости на поверхности DownSkin выше, чем на поверхности UpSkin.

На рисунке 6 приведены изображения следующих поверхностей DownSkin с характерным рельефом для низкой шероховатости - угол 55°, Ra 14,03,  $E=9,1~\rm{Дж/mm^2}$ , для высокой шероховатости - угол 35°, Ra > 35 (красная область),  $E=1,5~\rm{Дж/mm^2}$ .



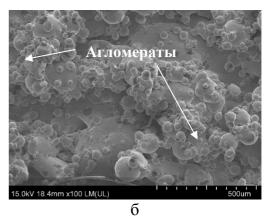


Рис. 6 Изображение поверхностей DownSkin c Ra 14,03 (a) и Ra >35 (б), РЭМ

По изображениям видно, что механизм формирования поверхности DownSkin разной шероховатости идентичен, на ней присутствуют в основном агломераты частиц размером от 10 до 63 мкм, изредка встречаются единичные приплавленные к поверхности частицы. Также обращают на себя внимание следы большого переплава поверхности, что объясняется особенностями формирования данных поверхностей.

Исследование тонкой структуры синтезированного материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648 показало, что она имеет сложное пространственное строение, формируемое ваннами расплава размером 60-120 мкм последовательном прохождении лазерного пучка в процессе сплавления (рис. 7 а). В процессе кристаллизации вблизи поверхности ванны формируются столбчатые зерна, ориентированные перпендикулярно к ней (рис 7 б). Размер зерен в плоскости XZ составляет 30-80 мкм в ширину и 170-400 мкм в длину, т.е. структурообразование в исследуемом сплаве при лазерном сплавлении порошкового слоя сопровождалось эпитаксиальным ростом зерен через несколько ванн расплава перпендикулярно плите построения.

При более высоком разрешении (рис. 7 в, г) показано, что наблюдаемые ванны расплава фрагментированы на субзерна с ячеистой структурой, образованной колониями сонаправленных столбчатых кристаллов  $\gamma$ -фазы. При этом субзерна в пределах одной ванны расплава имели различную ориентацию кристаллов матричной фазы, как показано на рисунке 7, б. Размер  $\gamma$  кристаллов составлял 2-3 мкм в поперечном сечении (ячеек) и до 10 мкм в продольном сечении.

Причиной разориентировки колоний сонаправленных кристаллов  $\gamma$ -фазы в пределах одной ванны расплава, вероятно, являются локальные изменения направления теплопередачи на дне ванны расплава, связанные со стратегией лазерного сканирования и смещением треков между слоями относительно исходного положения. Ячеистая структура субзерен образовывалась вследствие неравновесных условий кристаллизации, характерных для высоких скоростей охлаждения  $\sim 10^6 {\rm K/c}$  расплава при СЛС, которые также приводят к микросегрегациям тяжелых элементов (Мо, W, Nb) и, предположительно, кислорода по границам ячеек. Размер  $\gamma$  кристаллов составлял 2-3 мкм в поперечном сечении (ячеек) и до 10 мкм в продольном сечении.

На образцах повсеместно наблюдаются микротрещины, ориентация которых совпадает с траекторией прохождения лазера. В междендритных областях в процессе синтеза выделяются  $\Gamma$ ЦК карбиды  $Me_{23}C_6$  и MeC, имеющие ориентационное

соотношение с матрицей  $[001]\gamma || [001]C$ ;  $(100)\gamma || (100)C$  и периоды решеток 10.65Å и 4.6Å (рис. 7 д, е). Размер карбидов обоих типов не превышает 50 нм. Нитридов в структуре после СЛС не выявлено.

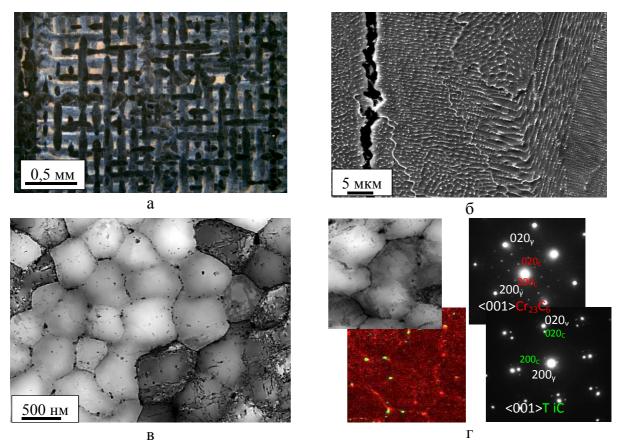


Рис. 7 Микроструктура синтезированного материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648, полученного методом СЛС: а – оптическая микроскопия; б – растровая электронная микроскопия; в – структура дендритов в поперечном сечении (ПЭМ); г – карта распределения Сг (красный) и Ті (зеленый) в структуре дендритов и картины дифракции от карбидов Ме<sub>23</sub>С<sub>6</sub> и МеС

Проводили *исследование влияния содержания кислорода на структуру синтезированного материала.* Основной проблемой применения исследуемого сплава в технологии СЛС при синтезе в среде азота являлось образование горячих трещин с раскрытием 1-5 мкм, локализованных по границам субзерен (рис. 7, в), как следствие высоких термических и усадочных напряжений. Горячие трещины имели преимущественно интеркристаллитный характер распространения вдоль ячеек и границ зерен через несколько слоев синтезированного материала в направлении построения. Восприимчивость сплава к образованию горячих микротрещин, вероятно, вызвана микросегрегациями карбидообразующих элементов — хрома, молибдена и вольфрама вдоль границ ячеек и субзерен.

Результаты анализа влияния содержания кислорода в металле на объемную долю микротрещин в структуре синтезированного материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648, изготовленного с применением шахматной штриховки, представлены на рис. 8.

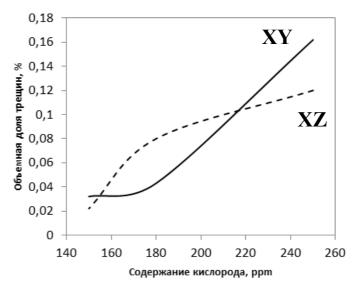


Рис. 8 Объемная доля микротрещин в зависимости от содержания кислорода в синтезированном материале

Из графиков на рисунке 8 видно, что с увеличением содержания кислорода растет доля трещин в синтезированном материале. Также при высоких значениях содержания кислорода наблюдаются более высокие показатели объемной доли трещин в направлении XY, чем в направлении XZ. При содержании кислорода ~150 ррт можно наблюдать одинаково минимальные значения объемной доли микротрещин в обоих направлениях синтеза, при этом разница между направлениями сохраняется.

Для значений содержания кислорода менее 150 ppm разницы в объемной доле трещин не выявлено, оно составляет 0,018-0,022 %. Вероятно, это предельно низкое содержание микротрещин в синтезированном материале никелевого жаропрочного сплава ЭП648. В связи с этим необходимо установить регламент максимального содержания кислорода в синтезированном материале никелевого жаропрочного сплава ЭП648 – не более 150 ppm. Оно складывается из содержания кислорода в МПК (не более 100 ppm) и содержания кислорода в камере построения при синтезе (10-50 ppm).

В четвертой главе представлено исследование влияния термической и баротермической обработок на структуру синтезированного материала. Сравнение структуры СЛС материала, синтезированного в среде азота (рис. 9 а) и в среде аргона (рис. 9 б) после баротермической обработки показало типичную структуру закаленного металла: в ней хорошо видны карбиды и частицы α-Сr, при этом количество таких частиц в металле, синтезированном в азоте значительно больше, чем при синтезе в аргоне (рис. 9 а, б). По термическому воздействию баротермическая обработка для данного сплава близка к обычной закалке, однако замедленная скорость охлаждения (около 25°С/мин) приводит к частичному подстариванию металла (выделению упрочняющей фазы). Трещин после ГИП не выявлено. Карбидные выделения типа МеС и Ме<sub>23</sub>С<sub>6</sub>, которые сформировались при СЛС по границам дендритов, сохраняют свое месторасположение после ГИП. Размер карбидов увеличивается до 200 нм (рис. 9 в, г). В теле зерен появляются выделения σ-фазы и частиц α-Сr (рис. 9 г). Наиболее важной ролью ГИП в данном случае можно

считать залечивание микротрещин, являющихся главными концентраторами напряжений.

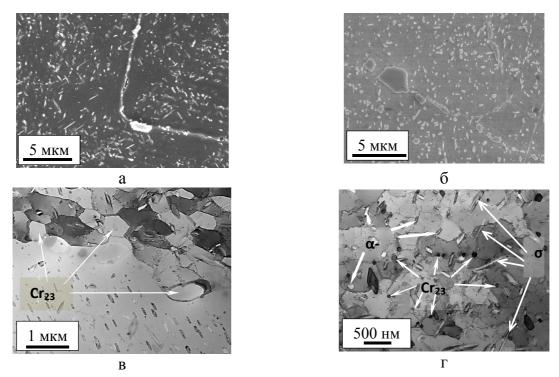


Рис. 9 Структура синтезированных в азоте (а) и аргоне (б) образцов после газостатирования, типичные игольчатые выделения  $\sigma$  -фазы и частиц  $\alpha$ -Cr (в,  $\Gamma$ )

На рисунке 10 показаны структурные особенности исследуемого сплава в состоянии СЛС+ГИП+ТО, наблюдаемые при кристаллографической ориентации матричной фазы вдоль направлений <011> и <001> ГЦК решетки. Внутри матричной  $\gamma$ -фазы наблюдались сонаправленные в пределах одного зерна игольчатые выделения  $\alpha$ -Сг длиной до 1,5 мкм и нитридов хрома размером менее 0,4 мкм (рис. 10 а). Результаты СПЭМ-ЭДС анализа состава структурных составляющих сплава показали, что игольчатые выделения (спектр 3, рис. 11) характеризуются повышенным содержанием никеля и алюминия относительно предполагаемого нитрида (спектр 4, рис. 11).

Результаты анализа параметров кристаллической решетки игольчатых выделений методом дифракции электронного луча (рис. 10 д) подтвердили их соответствие  $\alpha$ -Cr с периодом 2,861 Å. Несоответствие  $\sim$ 0,8% между измеренным и табличным (ICDD PDF-2 01-073-2771 a=2,885 Å) значениями периода решетки выделений  $\alpha$ -Cr вызвано отклонением их состава от стехиометрии. Растворение атомов никеля в решетке хрома, вероятно, повышает их сродство к матричной фазе и способствует преимущественному росту плоскостей кристалла  $\alpha$ -Cr  $\{011\}$  по плоскостям  $\{111\}\gamma$ , имеющим наибольшее структурное соответствие, что объясняет их преимущественную ориентацию в матричной фазе.

In-situ образование нитрида хрома в сплаве при лазерном сплавлении порошкового слоя подтверждают электронограммы (рис. 10 е, ж), полученные от характерных структурных составляющих из областей анализа, обозначенных под номерами 3 и 4 на рис. 10 а. Рассчитанный период ГЦК решетки  $\gamma$ -фазы с учетом индексов Миллера и межплоскостных расстояний составил 3,525 Å (рис. 10 е). По

данным электронограммы (рис. 10 ж) образующиеся частицы CrN с периодом ГЦК решетки 3,973 Å (ICDD PDF-2 01-074-8390, a = 4,135 Å) когерентны  $\gamma$ -фазе, о чем свидетельствует совпадение векторов направлений их атомных плоскостей. Когерентная связь между кристаллическими решетками нитрида и никелевой матрицы описывается ориентационным соотношением  $\{011\}<001>_{\rm CrN}\parallel\{011\}<001>_{\gamma}$ , установленным на основании снятых электронограмм с рассматриваемых фаз (рис. 10 е, ж). Высокий уровень механических свойств исследуемого сплава, помимо действия нитридов, во многом достигается за счет реализации механизма твердорастворного упрочнения  $\gamma$ -фазы при содержании в ней хрома ~32,6% (спектр 1, рис. 11, табл. 4).

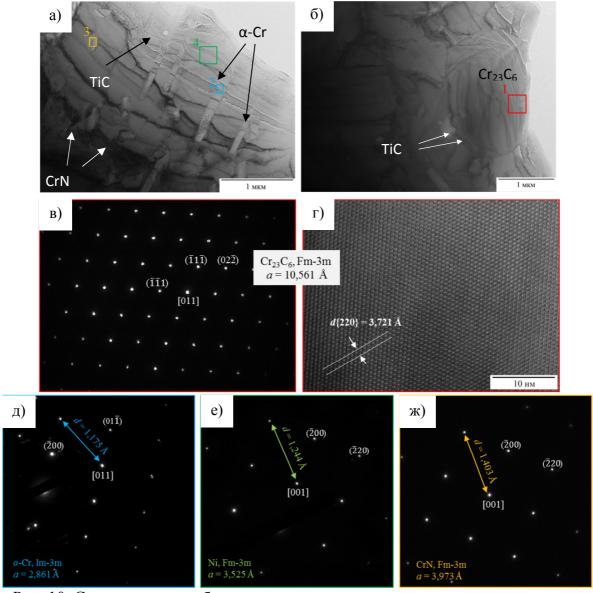


Рис. 10 Структурные особенности синтезированного материала в состоянии СЛС+ГИП+ТО: а, б – ПЭМ изображение микроструктуры сплава вдоль оси зоны [001](Ni); в – электронограмма от карбида  $Cr_{23}C_6$  вдоль оси зоны [011]; г – [011] ПЭМ ВР изображение атомной структуры карбида  $Cr_{23}C_6$ ; д – электронограмма от  $\alpha$ -Cr вдоль оси зоны [011]; е – электронограмма от матрицы (Ni) вдоль оси зоны [001]; ж – электронограмма от частицы CrN вдоль оси зоны [001]

Таблица 4 Содержание элементов в фазах синтезированного материала сплава ЭП648 после ГИП и ТО

Спактр	Содержание элементов, % масс.					
Спектр	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti
1	60,8	32,6	1,7	2,1	1,8	1,1
2	6,0	83,5	4,2	5,4	1,0	-
3	15,5	77,7	2,5	2,4	1,8	-
4	6,2	87,5	2,7	2,8	0,9	-

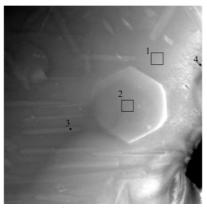


Рис. 11 СПЭМ-ЭДС анализ состава фаз в синтезированном материале сплава ЭП648 после ГИП и ТО

Образование карбида хрома типа  $Me_{23}C_6$  вдоль границ зерен  $\gamma$ -фазы в сплаве после СЛС+ГИП+ТО (рис. 10 б) подтверждает полученная с частицы электронограмма и ПЭМ ВР изображение атомно-кристаллической структуры вдоль направления [011] (рис. 10 в, г). Период ГЦК решетки карбида хрома составлял 10.561~Å.

Отклонение параметров решетки  $Cr_{23}C_6$  от табличных значений (a=10,6599 Å, ICDD PDF-2 00-035-0783) могло быть вызвано растворением в его решетке атомов Ni и легирующих элементов W, Mo и Al (спектр 2, рис. 11), а также локальными деформациями. Стоит отметить потерю когерентности между решетками карбида и  $\gamma$ -фазы после проведения ГИП и TO, характерную для наночастиц  $Cr_{23}C_6$  в исходном синтезированном материале. Это связано с ростом карбида до некоторого критического размера, когда компенсация несоответствия кристаллических решеток между  $Me_{23}C_6$  и  $\gamma$ -фазой за счет упругих деформаций становится энергетически невыгодной и несоответствие решеток компенсируется дислокационным полем на межфазной границе.

Исследование влияния термической и баротермической обработок на механические свойства синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648 позволили выявить ряд закономерностей.

Подтверждением положительной роли ГИП служат результаты исследования кратковременной прочности синтезированных образцов при комнатной температуре (таблица 5). После ГИП пластичность образцов повышается не только вследствие залечивания трещин, но и благодаря формированию структуры пересыщенного твердого раствора с малым количеством упрочняющей фазы. Этот фактор определяет и низкие значения предела текучести газостатированного материала.

Последующее старение способствует значительному повышению предела прочности (на 10-12%), текучести (на 25%) при незначительном снижении

пластичности. При синтезе в аргоне наблюдается некоторый рост прочностных характеристик на образцах при сопоставимом уровне пластичности. Необходимо также отметить высокую пластичность металла после ГИП (до 42%), что связано с меньшим количеством образующихся микротрещин в процессе синтеза в аргоне из-за меньшей теплопроводности азота и снижения доли теплоотдачи в газовую среду. В целом можно отметить, что кратковременная прочность синтезированных образцов после термического воздействия с последующим старением во всех вариантах синтеза превышает прочность литого материала на 30 %, а пластические характеристики – в 4-6 раз.

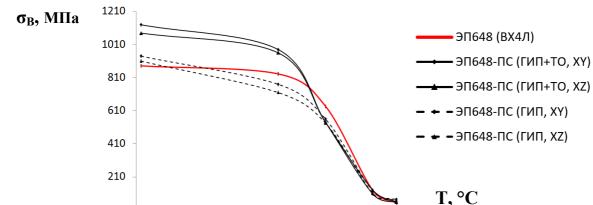
Таблица 5 Результаты испытаний на растяжение синтезированных образцов в

различном состоянии при 20°C (средние значения)

Состояние	Среда сплавления	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ <sub>5</sub> , %	ψ,%
ГИП	азот	960	550	42	42
1 1111	аргон	935	510	39	37
ГИП+ТО	азот	1150	720	28	31
T MIITTO	аргон	1180	770	24	27
Литой ЭП648 (ВХ4Л) Паспорт №975	-	835	640	5,5	5,5

Для результатов испытаний на растяжение в интервале температур 20-1100°C наблюдается другая картина (рис. 12 - 14).

Синтезированные образцы в любом состоянии превосходят литой ВХ4Л по пределу прочности при комнатной температуре, однако с ростом температуры ситуация меняется. Особенно это характерно для температуры 800°С, где уже литой материал имеет преимущество. Синтезированные образцы в состоянии ГИП до температуры 800°С уступают синтезированным образцам в состоянии после ГИП+ТО, после температуры 800°С – превосходят. С пределом текучести ситуация складывается ровно наоборот – наибольшее преимущество перед литым материалом имеют синтезированные образцы в обоих состояниях при температурах 800°С и 1000°С. При этом синтезированные образцы в состоянии ГИП до температуры 800°С уступают синтезированным образцам в состоянии после ГИП+ТО, после температуры 800°С практически сравниваются с ними.



600

800

10

0

200

400

Рис. 12 Кривые изменения предела прочности при различных температурах литого сплава ЭП648 (ВХ4Л) и синтезированного материала ЭП648

1000

1200

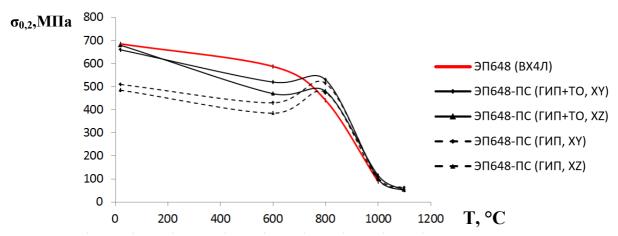


Рис. 13 Кривые изменения условного передела текучести при различных температурах литого сплава ЭП648 (ВХ4Л) и синтезированного материала ЭП648

Относительно удлинение для всех синтезированных образцов падает при температуре 800°С, такое падение часто наблюдается в никелевых сплавах при данной температуре. Второе падение пластичности происходит уже при температуре 1100°С. Оба падения, вероятно, обусловлены эффектом Портевена-Ле Шателье. При этом для литого материала таких падений не наблюдается.

Влияние среды синтеза и последующего термического воздействия на длительную прочность синтезированных образцов представлено на рис. 15.

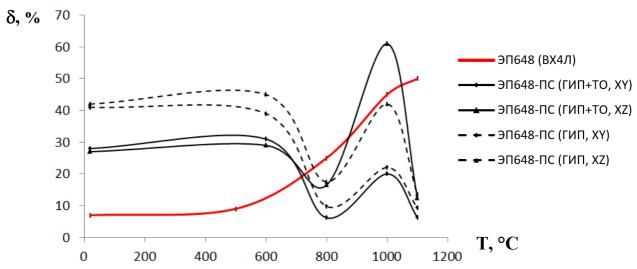


Рис. 14 Кривые изменения относительного удлинения литого при различных температурах сплава ЭП648 (ВХ4Л) и синтезированного материала ЭП648

Из рисунка 15 видно, что образцы, синтезированные в азоте, обладают более высокими значениями длительной прочности после газостатирования со старением. Длительная прочность образцов после газостатической обработки при синтезе в обеих средах находится на низком уровне, что связано с неоптимальным структурным состоянием: ГИП для данного сплава по воздействию на структуру сравним с проведением закалки; при невысоких скоростях охлаждения (около 25°C) происходит лишь частичное подстаривание и общее количество упрочняющей фазы в металле недостаточно для эффективного сопротивления разрушению.

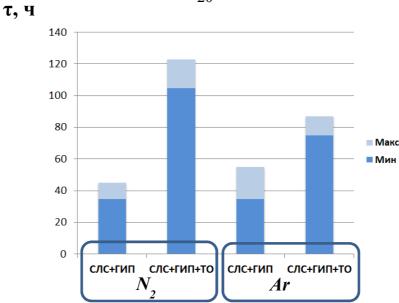


Рис. 15 Длительная прочность образцов, синтезированных в аргоне и азоте, после газостатической и термической обработок (T=800°C,  $\sigma=130$  МПа)

Кривые длительной прочности представлены на рисунке 16.

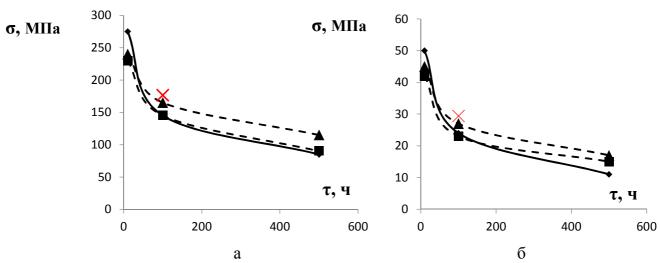


Рис. 16 Кривые длительной прочности СЛС ЭП648 при температуре 800°C (а) и при температуре 1000°C (б)

Характер кривых показывает, что с увеличением базы испытаний предел длительной прочности для синтезированных образцов в состоянии ГИП сначала выравнивается по сравнению с синтезированными образцами в состоянии ГИП+ТО, а при базе 500 ч даже превосходит их.

Синтезированному материалу сплава ЭП648 присвоена марка ЭП648-ПС. На синтезированный материал сплава ЭП648-ПС выпущено:

- дополнение № 4 к паспорту № 975, состояние ГИП+ТО;
- дополнительные сведения № 3 к паспорту № 975, состояние ГИП+ТО;
- дополнительные сведения № 4 к паспорту № 975, состояние ГИП.

**В пятой главе** приведены результаты разработки и внедрения технологий изготовления сложнопрофильных деталей из синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648.

Проведенные в работе исследования позволили совместно со специалистами АО «ОДК-Авиадвигатель» реализовать разработку технологии изготовления деталей «Завихритель» методом СЛС МПК сплава ЭП648 для двигателей ПД-8 и ПД-14.

По результатам проведенных исследований были разработаны и выпущены технологические инструкции:

- ТИ 1.595-16-802-2021 «Получение заготовки детали «Завихритель» СЛ100-03-293 из порошка сплава ЭП648-ВИ методом селективного лазерного сплавления»;
- ТИ 1.595-16-810-2015 «Проведение газостатической и термической обработок заготовок деталей, полученных из порошка сплава ЭП648-ВИ методом селективного лазерного сплавления».

Внешний вид заготовок деталей «Завихритель» представлен на рисунке 17.



Рис. 17 Заготовки деталей «Завихритель» на платформе построения

Деталь прошла весь необходимый комплекс исследований, включая испытания в составе летающей лаборатории. Завихрители из синтезированного, методом селективного лазерного сплавления, материала марки ЭП648 включены в конструкторскую документацию двигателей ПД-8 и ПД-14 и поставляются серийно.

На разработанную технологию изготовления заготовки «Завихритель» получен Акт внедрения.

Проведенные в работе исследования *позволили реализовать разработку* технологии изготовления агрегата наддува методом СЛС МПК сплава ЭП648 жидкостного ракетного двигателя РД191.

В работе совместно со специалистами АО «НПО Энергомаш» проведена адаптация конструкции агрегата наддува двигателя РД191 для аддитивного производства, которая позволила уменьшить количество деталей, входящих в его состав (с 27 до 3 единиц), исключить паяные соединения, существенно снизить массу конструкции (с 70 до 11,5 кг), уменьшить габариты детали и сборочной единицы, обеспечить высокое качество и надежность агрегата в целом за счет уменьшения количества деталей и исключения паяных соединений.

На основании успешного проведения комплекса исследований и испытаний детали «Корпус агрегата наддува» организовано серийное производство агрегатов наддува двигателя РД191 и его модификаций на участке аддитивного производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

По результатам проведенных исследований была разработана и выпущена следующая документация:

-комплект конструкторской документации на агрегат наддува;

—технологическая инструкция ТИ 1.595-16-1283-2019 «Изготовление заготовок детали «Корпус агрегатам наддува двигателя РД191 ПМ2» методом селективного лазерного сплавления металлопорошковой композиции сплава марки ЭП648»;

-технические условия ТУ 1-595-16-1933-2021 «Заготовки детали «Корпус агрегата наддува» из сплава марки XH50BMTЮБ-ПС (ВХ4А-ПС, ЭП648-ПС)».

На разработанную технологию изготовления заготовки «Корпус агрегата наддува» получен Акт внедрения.

#### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

- 1. Установлено, что независимо от среды синтеза, фазовый состав синтезированного материала сплава ЭП648, подвергнутого баротермической и термической обработкам, состоит из матричного никелевого  $\gamma$ -твердого раствора и выделений фаз на основе ОЦК твердого раствора хрома (фаза  $\alpha$ -Cr), интерметаллидной топологически плотноупакованной (ТПУ)  $\sigma$ -фазы и карбидной фазы типа  $Cr_{23}C_6$ .
- В материале, синтезированном в среде азота, после баротермической и термической обработок, методом ПЭМ впервые выявлены наноразмерные (100-500 нм) частицы фазы на основе нитрида хрома, положительно влияющие на сопротивление ползучести синтезированного материала сплава ЭП648.
- 2. Установлено, что при синтезе с увеличением содержания кислорода как в МПК, так и в защитной среде азота в структуре синтезированного материала сплава ЭП648 повышается объемная доля микротрещин. Для исключения образования повышенного объема микротрещин в синтезированном материале суммарная доля кислорода не должна превышать 150 ppm.
- 3. Проведена общая квалификация (паспортизация) синтезированного материала сплава ЭП648-ПС, обладающего следующими механическими характеристиками (средние значения): при 20°С  $\sigma_{\rm B}$ =1130 МПа,  $\sigma_{0,2}$ =660 МПа,  $\delta$ =28 %; при 800°С  $\sigma_{\rm B}$ =540 МПа,  $\sigma_{0,2}$ =530 МПа,  $\delta$ =6,2 %,  $\sigma_{100}^{800}$ =145 МПа. Синтезированный материал сплава ЭП648-ПС по свойствам при 20°С превосходит литой сплав ВХ4Л (ЭП648). Причиной повышения механических свойств служит наследственная мелкодисперсная микроструктура синтезированного материала и увеличение плотности упрочняющих фаз.
- 4. Разработан способ изготовления сложнопрофильных деталей селективным лазерным сплавлением металлических порошков жаропрочных сплавов на основе никеля, включающий в себя проведение процесса синтеза в среде азота, баротермическую и термическую обработки. Способ защищен патентом RU 2623537.
- 5. Для формирования верхней поверхности деталей (UpSkin), полученных методом СЛС МПК сплава ЭП648, со значениями шероховатости Ra 4-5 определены значения плотности энергии на контуре в интервале 29-39 Дж/мм² и скорости сканирования в интервале 300-1000 мм/с. Для формирования нижней поверхности деталей (DownSkin), полученных методом СЛС МПК сплава ЭП648, со значениями шероховатости Ra 14-15 определены значения плотности энергии на контуре в интервале 7-8 Дж/мм².
- 6. Выпущено дополнение № 4, дополнительные сведения № 3 и № 4 к паспорту № 975 на жаропрочный никелевый сплав марки ВХ4А (ЭП648) на различные типы оборудования селективного лазерного сплавления.

7. Разработаны технологии изготовления сложнопрофильных статорных деталей: «Завихритель» авиационных двигателей ПД-8 и ПД-14 и «Корпус агрегата наддува» ракетного двигателя РД-191. Технологии внедрены в серийное производство АО «ОДК-Авиадвигатель» и АО «НПО Энергомаш».

## Список основных трудов по теме диссертации опубликованных в изданиях, рекомендованных ВАК при Минобрнауки России:

- 1. Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю., Рогалев А.М., Куркин С.Э. Особенности получения высокохромистых сплавов на основе никеля методом селективного лазерного сплавления. Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). С. 15-27
- 2. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении. Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). С. 3-11.
- 3. Оспенникова О.Г., Мин П.Г., Рогалев А.М., Вадеев В.Е. Исследование химического состава, структуры и механических свойств сплава ЭП648, полученного методами деформации, литья по выплавляемым моделям и селективного лазерного сплавления. Вопросы материаловедения 2020. 1(101). С.44-54 https://doi.org/10.22349/1994-6716-2020-101-1-44-54.
- 4. Быценко О.А., Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Рогалев А.М. Взаимосвязь дефектов структуры жаропрочного никелевого сплава, полученного методом селективого лазерного сплавления, стратегии и параметров сканирования. Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2016. № 3. С. 121-132.
- 5. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Карачевцев Ф.Н., Мазалов И.С. Влияние горячего изостатического прессования и термической обработки на свойства сплава ЭП648, синтезированного методом селективного лазерного сплавления. Технология машиностроения. 2015. № 9. С. 11-16.
- 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. 2015. № 2. С.2.

Публикации, индексируемые в базе Scopus:

- 7. Bakradze M.M., Rogalev A.M., Sukhov D.I., Aslanyan G.G. Special features of formation of surface by selective laser melting. Metal Science and Heat Treatment. 2022. T. 64. № 1-2. C. 108-116.
- 8. Мин П.Г., Сухов Д.И., Вадеев В.Е., Рогалев А.М. Влияние режима термической обработки на структуру и механические свойства коррозионно-стойкого жаропрочного сплава ВЖЛ718, полученного методом селективного лазерного сплавления Металловедение и термическая обработка металлов. 2022. № 12 (810). С. 52-61.

#### Патенты Российской Федерации

- 1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Неруш С.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Щербаков А.И., Рогалев А.М. Способ получения металлического порошка. Патент на изобретение RU 2492028 C1, 10.09.2013. Заявка № 2012127429/02 от 02.07.2012.
- 2. Каблов Е.Н., Неруш С.В., Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Василенко С.А., Ходырев Н.А., Сухов Д.И. Способ изготовления деталей послойным лазерным сплавлением металлических порошков жаропрочных сплавов на основе никеля. Патент на изобретение RU 2623537, 27.06.2017. Заявка № 2015148793 от 13.11.2015.

#### Сборники конференций

- 1. Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Сравнение структуры и свойств сплава ЭП648 в литом состоянии и полученном методом СЛС // В сборнике: Аддитивные технологии: настоящее и будущее. Материалы VII Международной конференции. Москва, 2021. С. 17-30.
- 2. Мин П.Г., Сухов Д.И., Вадеев В.Е., Рогалев А.М., Раевских А.Н., Зайцев Д.В. Эволюция структурно-фазового состояния синтезированного материала жаропрочного сплава ВЖЛ718 при термическом воздействии // В сборнике: Материалы и технологии нового поколения для перспективных изделий авиационной и космической техники. Материалы V Всероссийской научно-технической конференции. Москва, 2021. С. 194-196.
- 3. Петрушин, Н.В. Аргинбаева Э.Г., Раевских А.Н., Рогалев А.М. Структурнофазовые характеристики интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C после высокоградиентной направленной кристаллизации и селективного лазерного сплавления // В сборнике: Фундаментальные и прикладные исследования в области деформируемых и литейных интерметаллидных сплавов на основе титана и никеля. Материалы Всероссийской научно-технической конференции. 2018. С. 15-27.
- 4. Мазалов П.Б., Неруш С.В., Рогалев А.М. Процесс моделирования поддерживающих структур и их оптимизации для деталей, изготавливаемых методом послойного лазерного сплавления // В сборнике: Аддитивные технологии: настоящее и будущее. Сборник докладов II Международной конференции. 2016. С. 26.

Исп. А.М. Рогалев Печ. А.М. Рогалев

Автореферат Рогалева А.М.

«Формирование структуры и физико-механических свойств синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления»

Подписано в печать Формат бумаги 60х90/16. Печ. л. 1,00. Тираж 100 экз. Отпечатано в типографии НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17