# ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ «ВСЕРОССИЙСКИЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ АВИАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ» НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО ЦЕНТРА «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

На правах рукописи

#### 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

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель кандидат технических наук, Сухов Д.И.

#### СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	10
1.1 Основные современные тенденции в аддитивных технологиях,	
преимущества аддитивных технологий, вопросы, требующие	
решения	10
1.2 Методы изготовления изделий аддитивными технологиями из	
металлических порошков.	14
1.2.1 Селективное лазерное сплавление	14
1.2.2 Селективное электронно-лучевое сплавление	20
1.2.3 Прямое лазерное выращивание	22
1.2.4 Новые сплавы для аддитивных технологий	24
1.3 Примеры реализации аддитивных технологий за рубежом	26
1.4 Сравнительный анализ методов аддитивных технологий изготовления	
изделий из металлических порошков	34
1.5 Выводы по Главе 1	37
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ	38
2.1 Материал для исследования и технология его получения	38
2.2 Методики исследования материалов	42
ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО	
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ,	
ПОВЕРХНОСТИ И СВОЙСТВ СИНТЕЗИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА	
НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП648	46
3.1 Требования к исходным металлопорошковым композициям	
применительно к процессу селективного лазерного сплавления	46
3.2 Исследование свойств металлопорошковых композиций	
жаропрочного никелевого сплава ЭП648	46
3.3 Исследование влияния параметров процесса селективного лазерного	
сплавления на формирование структуры и свойств синтезированного	
материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648	51

3.3.1 Исследование влияния параметров синтеза на формирование	
структуры основного материала	51
3.3.2 Исследование влияния среды сплавления на структуру и свойства	61
3.3.3 Исследование влияния параметров синтеза на формирование	
поверхности	63
3.4 Исследование тонкой структуры синтезированного материала	
никелевого жаропрочного сплава ЭП648	77
3.5 Исследование влияния содержания кислорода на структуру	
синтезированного материала	82
3.6 Разработка регрессионной модели параметров процесса СЛС	
прогнозирующая объемную долю дефектов	84
3.7 Выводы по Главе 3	85
ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ И	
БАРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И	
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО	
СПЛАВА ЭП648	87
4.1 Исследование влияния термической и баротермической обработки на	
структуру синтезированного материала	87
4.2 Исследование влияния термической и баротермической обработки на	
механические свойства синтезированного материала жаропрочного	
никелевого сплава ЭП648	92
4.3 Выводы по Главе 4	98
ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ	
ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ	
СИНТЕЗИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА ЖАРОПРОЧНОГО	
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП648	100
5.1 Разработка способа изготовления деталей методом СЛС МПК сплава	
ЭП648	100
5.2 Разработка и внедрение серийной технологии изготовления заготовок	

деталей «Завихритель» методом селективного лазерного сплавления	
5.3 Разработка и внедрение серийной технологии изготовления детали	
«Корпус агрегата наддува» методом селективного лазерного сплавления	104
5.4 Выводы по Главе 5	108
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	109
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	111
ПРИЛОЖЕНИЕ	132

#### **ВВЕДЕНИЕ**

#### 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 свойств 800-900°C баланс комплекса при температурах 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 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.

**Цель работы** - 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:

- 1. Исследование влияния параметров процесса селективного лазерного сплавления на формирование структуры и свойств синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648.
- 2. Анализ структурообразования и склонности к формированию дефектов (поры и трещины) в синтезированном в различных газовых средах материале.
- 3. Исследование влияния термической и баротермической обработок на структуру и механические свойства синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648.
- 4. Установление механизмов формирования поверхности сложнопрофильных деталей из синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648 в зависимости от режимов селективного лазерного сплавления.

#### Научная новизна работы

- 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 ррт 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.

#### Положения выносимые на защиту

- 1. Влияние параметров СЛС и среды синтеза на структуру и физико-механические 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 состава, обработку и анализ полученных экспериментальных данных, в том числе разработку необходимой научно-технической документации,

написание научных публикаций и выступление с докладами на научных конференциях.

#### Практическая значимость

- 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-191М. Технологии внедрены в серийное производство АО «ОДК-Авиадвигатель» и АО «НПО Энергомаш».

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 работы

Основные результаты работы докладывались на конференциях: на II Международной научно-практической конференция «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» (г. Москва 2016г.); I 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 космической техники» **(**Γ. Москва 2021г.); VII И 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 диссертации

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

#### ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

## 1.1 Основные современные тенденции в аддитивных технологиях, преимущества аддитивных технологий, вопросы, требующие решения

В основе аддитивных технологий (АТ) лежит принцип получения заготовок деталей путем послойного нанесения материала, порошка или проволоки, после чего заготовка подвергается воздействию источника энергии с целью сплавить или спечь определенные области материала согласно электронной модели [1]. Аддитивные технологии - это возможность изготовления деталей практически любой сложности с высокими свойствами синтезированного материала при одновременном уменьшении сроков изготовления деталей. Отсутствие разработки И фазы подготовки производства дает возможность организовать локальное производство необходимых деталей, в мировых масштабах просто передав цифровую модель изготовителю [3-5].

Аддитивные технологии достаточно молоды. Металлические изделия, полученные с использованием аддитивных технологий, изготавливают с начала 90-х годов, но при этом за последнее десятилетие они смогли совершить рывок в развитии [6]. Применение аддитивных технологий в аэрокосмической отрасли позволяет успешно решать важнейшие вопросы в ее развитии, такие как:

- 1. Снижение времени освоения новой продукции. Применение АТ позволяет в кратчайшие сроки создать новое изделие для прохождения испытаний и сертификации, при этом оставляя возможности по модификации его конструкции без дополнительных затрат. Эти затраты неизбежно возникают при изготовлении новых деталей по традиционным технологиям, например, они сопряжены с трудностью создания новой оснастки.
- 2. Снижение веса деталей. Этот вопрос реализуется в аддитивных технологиях за счет топологической оптимизации конструкции детали, которая позволяет значительно снизить вес детали с сохранением ее

жесткостных и прочностных свойств. Обычно это реализуется в программных комплексах, в основу которых положен метод конечных элементов. Снижение веса деталей косвенно приводит к повышению экономической эффективности, например, в плане уменьшения расхода топлива, уменьшения эмиссии и т.п. Также возможна реализация снижения веса за счет применения сетчатых структур, которые невозможно изготовить традиционными методами, и которые имеют высокие механические свойства в определенных направлениях, сравнимые с плотным материалом.

- 3. Гибкое управление затратами. Благодаря тому, что применение аддитивных технологий позволяет повысить коэффициент использования материала до значений, близких к 1, при производстве определенных деталей это позволяет управлять издержками, а также ведет к снижению общих затрат на их изготовление. Применение аддитивных технологий может значительно упростить логистику и цепочки поставок, что также ведет к снижению затрат. Снижение затрат при использовании аддитивных технологий может достигать 50% по сравнению с традиционными технологиями.
- 4. Сложность формы изготавливаемых деталей. Аддитивные технологии позволяют получать детали сложной формы, которые невозможно получить традиционными технологиями. Особенно это касается деталей небольшого размера и деталей, полученных агрегатированием, то есть компоновкой деталей в сборочную единицу с обязательным изготовлением ее за один цикл аддитивного производства [7-12].

Считается, что основным драйвером внедрения аддитивных технологий в аэрокосмическую отрасль является именно снижение времени освоения новой продукции. Области преимущества (оптимума) аддитивных технологий над традиционными хорошо иллюстрируют графики, приведенные на рис. 1.1.

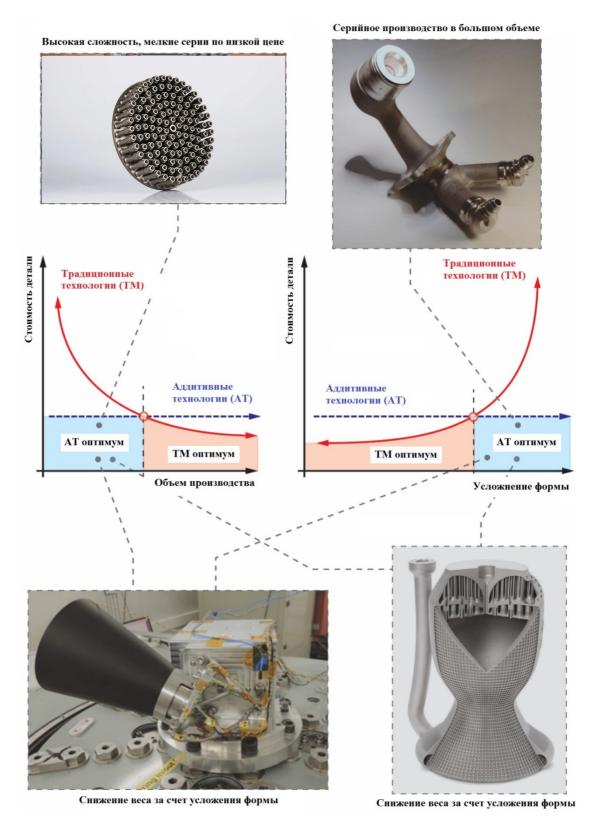


Рис. 1.1 Зависимости стоимости детали от объема производства и усложнения формы с указанием областей оптимума (преимущества) для традиционных и аддитивных технологий [13-16]

Увеличение сложности деталей без дополнительных затрат для аддитивных технологий приводит к тому, что на определенном этапе они начинают иметь постоянно растущее преимущество перед традиционными в данном аспекте. При больших же объемах производства, традиционные технологии имеют преимущество перед аддитивными, но за счет изготовления мелкосерийных партий деталей сложной формы аддитивные технологии находят свою нишу в аэрокосмической отрасли, где наиболее востребован именно такой подход.

Отдельным и очень важным преимуществом аддитивных технологий перед традиционными является показатель эффективности используемого материала, «buy-to-fly ratio». Этот показатель отображает отношение количества купленного материала для изготовления изделия (например, шихты) к количеству материала готового изделия. В работе [17] показано, что для традиционных технологий этот показатель может составлять 20:1, т.е. для детали весом 10 кг необходимо 200 кг шихты. Этот показатель может доходить и до больших значений, вплоть до 40:1 [18]. При этом для аддитивных технологий, за счет послойного изготовления изделий и возможности вторичного использования сырья, этот показатель колеблется между 3:1 и 1:1 [19, 20].

Крупнейшие компании авиационной и двигателестроительной отрасли, такие как General Electric и Siemens AG, Airbus (совместно с компаниями Liebherr, NorskTitanium) и Safran, а также NASA наиболее интенсивно развивают собственные отделения аддитивного производства деталей из металла. Компания Safran не занимается разработками новых решений в аддитивных технологиях, но занимается внедрением аддитивных технологий в промышленное производство [21].

Безусловно, еще существует ряд вопросов касательно применения аддитивных технологий в аэрокосмической отрасли, требующих решения. Это вопросы анизотропии свойств получаемых деталей (как следствие послойного изготовления), необходимость применения дорогостоящей

операции горячего изостатического прессования к деталям, невозможность в полной мере отказа от механической обработки поверхностей заготовок деталей или необходимость в специфических методах обработки поверхностей, таких как электролитно-плазменная полировка, и т.п. Данные вопросы либо полностью решены в рамках конкретных методов аддитивных технологий, либо находятся на стадии решения [22].

### 1.2 Методы изготовления изделий аддитивными технологиями из металлических порошков

Основными методами аддитивных технологий для получения изделий ИЗ металлических порошков, являются селективное лазерное (СЛС/СЛП), сплавление/спекание селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС) и прямое лазерное выращивание (ПЛВ). Первые два метода относят к синтезу на подложке (Powder Bed Fusion, PBF), третий – к прямому подводу энергии и материала (Direct Energy Deposition, DED). Стоит отметить, что в отечественной практике порошки для аддитивных технологий официально называются металлопорошковые композиции (МПК), а в мировой практике – порошки (powder), поэтому в данной главе сохранится их общемировое название, но в дальнейшем в работе будет использоваться термин МПК.

#### 1.2.1 Селективное лазерное сплавление

Методом СЛС изготавливается порядка 80% всех металлических деталей в мире от общего числа деталей, изготовленных по аддитивным технологиям [23]. Метод СЛС применяется в основном для деталей сложной формы [24]. Размеры получаемой детали ограничены размерами камеры построения. На данный момент камеры построения достигают размеров 2050×2050×2000 мм. В такой установке могут одновременно работать до 64 лазеров [25]. Рабочая среда — азот или аргон. На рис. 1.2 представлен принцип работы оборудования СЛС.

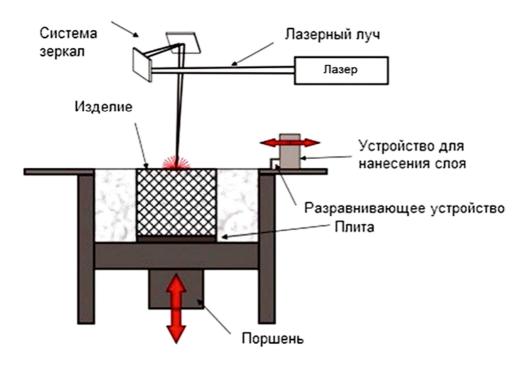


Рис. 1.2 Принцип работы оборудования СЛС [26]

Перед началом работы на установке необходимо:

- при помощи специального программного обеспечения подготовить трехмерную компьютерную модель изделия;
  - выбрать ориентацию детали в камере построения;
  - провести моделирование поддерживающих элементов;
  - разделить на слои конечную модель «слайсинг»;
  - перенести сконвертированный файл на установку СЛС.

Принцип работы метода заключается в следующем. На плите построения формируется слой порошка посредством специального разравнивающего элемента. Затем в защитной среде (аргон, азот) происходит обработка слоя порошка сфокусированным пучком лазера. Алгоритм перемещения лазера определен заранее сформированным файлом 3D модели. Сфокусированный пучок лазера расплавляет слой порошка и формирует ванну расплава с последующей кристаллизацией. Далее плита построения опускается вниз на высоту, равную толщине слоя порошка. Затем

технологический процесс повторяется до полного формирования заготовки, определенной загруженным файлом.

Методом СЛС получается синтезированный материал с высокой плотностью, бездефектной структурой и высоким комплексом механических свойств.

Процесс СЛС является многофакторным и включает в себя следующие физические явления: поглощение и рассеивание лазерного излучения, перенос тепла, фазовые переходы, поток жидкости внутри ванны расплавленного металла, вызванный градиентом поверхностного натяжения, испарение и выброс материала, химические реакции. Данные факторы оказывают влияние на формирование микроструктуры в процессе СЛС [26-28]. Для технологии селективного лазерного сплавления характерны высокие скорости охлаждения материала и его последующая закалка. При высоких скоростях охлаждения возможно образование неравновесных фаз, а также значительное измельчение микроструктуры [29, 30]. Все указанные факторы объясняют увеличение механических характеристик по сравнению с традиционными технологиями.

Обработка слоя порошка лучом лазера происходит послойно вдоль линий согласно данным из САПР-файла модели. В связи с этим микроструктуре изделий, полученных методом СЛС, присущи некоторые особенности: наблюдается выраженная направленная столбчатая микроструктура, в зависимости от травления можно обнаружить, так называемые, треки — области расплавленного металла, схожие со сварочными швами (рис. 1.3). В поперечном сечении наблюдаются застывшие ванны расплавленного металла.

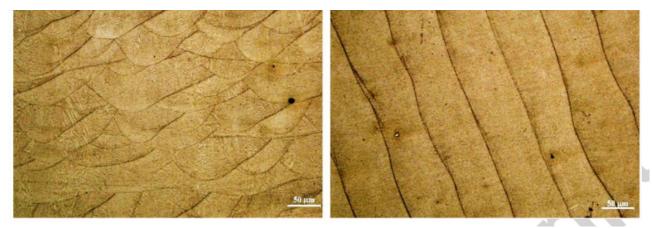


Рис. 1.3 Микроструктура образцов изделий, изготовленных методом СЛС [31]

В структуре синтезированного методом СЛС материала наблюдают металлургические дефекты в виде пор и несплавлений. (рис. 1.4).

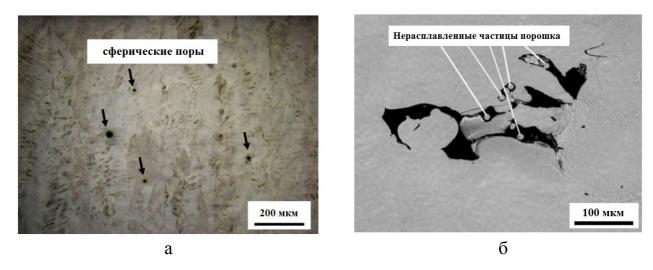


Рис. 1.4 Дефекты в виде пор (a) и несплавлений (б) в структуре материала, полученного методом СЛС [32]

Пористость синтезированного материала напрямую связана, как от технологических параметров СЛС, так и от качества исходного сырья. Для современных сплавов она может иметь низкие значения в доли процента, тем самым обеспечивая получение материалов с плотностью, близкой к 100%. [33, 34]. Для устранения пористости применяются специальные методы термической обработки и обработки давлением, например, горячее изостатическое прессование (ГИП) [26]. Образование дефектов в

синтезированном материале негативно влияет на комплекс механических свойствах изделий [27,35].

устранения анизотропии свойств используются различные Для обработки стратегии сканирования, TO есть слоя лазером. Вместо сканирования всех слоев в одном направлении возможно послойное чередование направления движения лазера (рис. 1.5) или метод штриховки по типу «шахматной доски». В этом случае лазерные проходы осуществляются по аналогии с шахматной доской: сечение разбивается на клетки, луч обрабатывает сначала «черные», а затем «белые» клетки перпендикулярно друг другу (рис. 1.6).

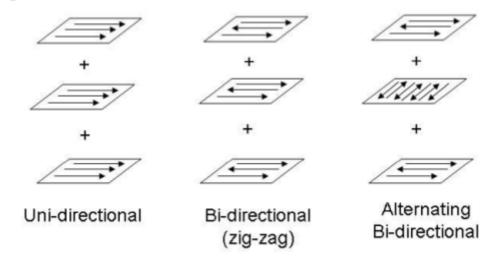


Рис. 1.5 Различные стратегии сканирования [46]

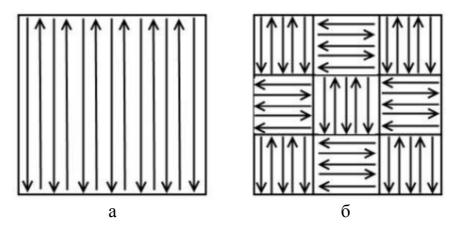


Рис. 1.6 Сплошная стратегия сканирования (а) и сканирование в шахматном порядке (б) [46]

Применение подобных стратегий позволяет уменьшить возникающие термические напряжения, а также получать более однородную структуру и свойства за счет отсутствия явно выраженной анизотропии свойств, присутствующей при использовании обычного метода сканирования. Кроме этого стратегия сканирования влияет и на плотность получаемого изделия [36].

В процесс синтеза, ввиду больших скоростей охлаждения и нагрева, в синтезированного материала формируются структуре внутренние напряжения. [37]. Кроме этого, возможно образование неравновесных фаз, обладают высокой прочностью, НО низкой пластичностью. Внутренние напряжения, появляющиеся в процессе синтеза, способствовать деформации В Для изделия целом. исключения деформационных поводок деталей необходимо усиливать поддержки в наиболее критичных местах, таких как значительное изменение площади экспонирования, формирование критических углов. Применение оптимально сгенерированных поддерживающих структур позволит значительно сократить: механическую обработку заготовок, время изготовления, коэффициент использования материала и итоговую стоимость продукции. [38].

Подогрев плиты построения позволяет минимизировать остаточные внутренние напряжения в синтезированном материале благодаря уменьшению температурного градиента [37], что в свою очередь приводит к снижению коробления в детали.

Снижение пористости в синтезированном материале достигается благодаря оптимальному балансу параметров синтеза (мощность, скорость сканирования, шага сканирования между треками и толщина слоя). [19,26].

Для изготовления деталей из металлических материалов методом СЛС, как в мировой, так и в отечественной промышленности, в основном применяются сплавы, разработанные для традиционных технологий (литье, деформация, порошковая металлургия).

Сплавы, используемые для аддитивных технологий можно разделить по типу материала основы:

- сплавы на основе алюминия (AlSi10Mg, Al12Si, BAC1 и др.) [39-52];
- сплавы на основе никеля (Hastelloy, Inconel 718, Inconel 939, Inconel 738, ВЖ159 и др.) [53-60];
  - сплавы на основе кобальта (MP1, ВЛК1 и др.) [61-65];
  - сплавы на основе титана (Ti-6Al-4V, BT20 и др.) [66-69.];
  - стали (316L, 15-5 PH, 304, 12X18H10T, ВНЛ14 и др.) [70-74];
  - бронзы (системы Cu-Cr и др.) [75];
- никелевые  $\gamma/\gamma'$  интерметаллидные сплавы (ВКНА-1ВР, ВИН5, ВИН6 и др.) [76];
- сплавы на основе тугоплавких металлов (W-Ni-Fe, W-Ni-Cu и др.) [77-81].

Касательно материалов стоит отметить, что в структуре определенных сплавов, получаемых методом СЛС, присутствуют трещины различного генеза, связанные с пластичностью материалов и их интервалом кристаллизации. Ряд материалов по данной причине обычно подвергается дополнительной вакуумной термической обработке после процесса СЛС и, зачастую, такие материалы показывают невысокий уровень механических свойств [82-83].

#### 1.2.2 Селективное электронно-лучевое сплавление

Метод селективного электронно-лучевого сплавления (СЭЛС) представляет процесс, заключающийся в послойном сплавлении порошка электронным лучом. Рабочая среда процесса — вакуум (допускается остаточное содержание гелия). Электронный луч управляется с помощью электромагнитных катушек, обеспечивающих высокую скорость и точность позиционирования луча [84]. Схема метода СЭЛС представлена на рис. 1.7.

Метод СЭЛС состоит из следующих последовательных операций: на строительной плите специальным разравнивающим элементом формируется

слой МПК регламентируемой толщины, далее расфокусированным электронным лучом осуществляется предварительный прогрев и спекание порошка, затем сфокусированный луч сплавляет определенные элементы спеченного слоя на основании заранее подготовленной управляющей программы. Далее плита построения опускается вниз на регламентируемую высоту и процесс повторяется.

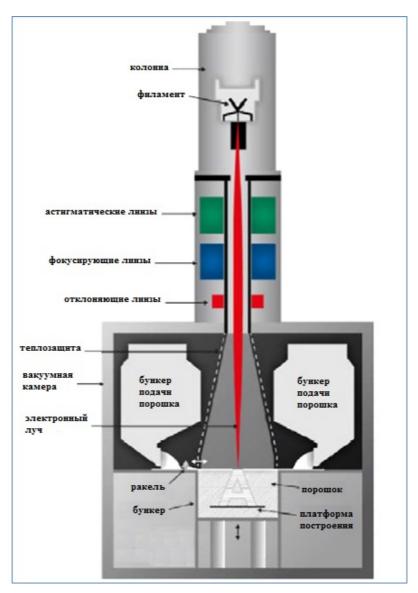


Рис. 1.7 Принципиальная схема работы установки ЭЛС [84]

Одним из отличительных факторов технологии является возможность реализации предварительного подогрева плиты построения и каждого слоя МПК до температур 700-1100°C. Подогрев обеспечивает полное снятие

термических напряжений, неизбежно возникающих при работе с любыми материалами из-за высоких скоростей кристаллизации. Однако детали, получаемые методом СЭЛС, имеют поверхность с высокой шероховатостью, намного большей, чем детали, полученные методом СЛС (Ra 5-20 для СЛС против Ra 25-35 для СЭЛС), что связано с использованием более крупного порошка в методе СЭЛС по сравнению с СЛС. Также точность изготовления деталей методом СЛС намного выше, чем методом СЭЛС.

Метод СЭЛС в основном применяется для изготовления деталей из материалов, которым критично наличие термических напряжений в процессе синтеза, таких, например, как сплавы на основе интерметаллида титана. Одним ИЗ требований К порошковому материалу является его электропроводность, поэтому спектр материалов, применимых ДЛЯ технологии СЭЛС меньше, чем для СЛС. Степень поглощения энергии электронного луча существенно выше, чем степень поглощения лазера, что позволяет использовать источник меньшей мощности. Например, алюминий и медь слабо поглощают лазерное излучение, в то время как электронный луч производит нагрев более эффективно.

Материалы, используемые в методе СЭЛС, представлены ниже:

- -сплавы на основе титана (Ti-6Al-4V и др.) [85-88];
- -сплавы на основе интерметаллида титана (Ti-48-2-2, Ti45Al7Nb) [88];
- -сплавы на основе кобальта (F75 Cobalt-Chrome) [89];
- -сплавы на основе никеля (Inconel 718) [87, 90].

Также перспективным является изготовление деталей из литейных жаропрочных и  $\gamma'/\gamma$ -интерметаллидных сплавов на основе никеля методом СЭЛС. Ранее описано, что их получают методом СЛС.

#### 1.2.3 Прямое лазерное выращивание

Метод прямого лазерного выращивания (ПЛВ) представляет собой прямой подвод энергии (посредством лазерного луча) и материала в зону построения детали. Он применяется для изготовления крупногабаритных

деталей размером до 2 м, а также для получения градиентных структур. Принципиальная схема технологии ПЛВ представлена на рис. 1.8.

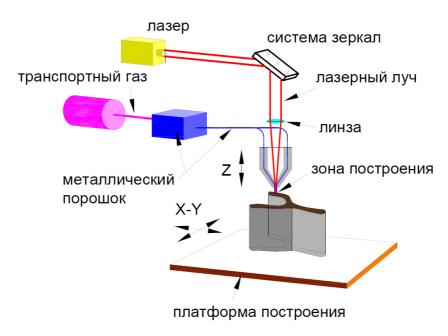


Рис. 1.8 Схема работы установки ПЛВ [26]

Метод ПЛВ состоит из следующих операций: лазер высокой мощности используется для оплавления области заготовки, в которую осуществляется подача металлического порошка через сопла. Лазерный луч, проходит через центр головки и фокусируется через одну или несколько линз. МПК подаются либо под действием силы тяжести, либо с помощью газа-носителя под давлением. Кожух, вокруг напыляющей головки, удерживающий инертную атмосферу, часто используется, чтобы оградить ванну расплава от атмосферного кислорода для лучшего контроля свойств.

Для стабильного проведения процесса ПЛВ необходимо согласовать ряд параметров: мощность лазерного луча, размер пятна расплава, интенсивность подачи материала, дисперсность порошка, обеспечив необходимую траекторию движения МПК в зону расплава. Коэффициент использования материала (КИМ) в процессе наплавки при оптимально подобранных параметрах процесса может доходить до 0,9 [91-92].

Данный метод позволяет получать синтезированный материал с высоким комплексом механических свойств благодаря сверхбыстрым скоростям кристаллизации металла и формированию мелкозернистой структуры. [26, 93].

Однако заготовки деталей, полученные методом ПЛВ, имеют меньшую точность изготовления из-за того, что напыляемая дорожка металла имеет большую толщину, чем сплавляемая дорожка в технологии СЛС. Также, в отличие от технологии СЛС посредством ПЛВ сложно получать изделия с тонкими стенками, например, объемные решетчатые конструкции, позволяющие снизить массу изделия, сохраняя повышенные прочностные свойства [94].

С применение метода ПЛВ возможно изготавливать изделия из нескольких материалов (биметалл), реализовать функционально-градиентные детали и осуществлять восстановительный ремонт [94].

Разновидность метода ПЛВ – газопорошковая наплавка – активно применяется ведущими предприятиями в России и за рубежом для ремонта деталей различного назначения. Материалы, используемые в методе ПЛВ, представлены ниже:

- сплавы на основе титана (Ti-6Al-4V) [95];
- сплавы на основе никеля (Inconel 718, Inconel 625, Waspaloy) [96, 97];
- сплавы на основе кобальта (CoCr, Stellite 6 и др.) [98];
- стали (316, 420 и др.) [98];
- бронзы (Al Bronze и др.) [98].

#### 1.2.4 Новые сплавы для аддитивных технологий

В настоящее время актуальным является вопрос создания металлических материалов специально для аддитивных технологий. Это сплавы, специально созданные для конкретного метода аддитивных технологий (или для нескольких методов) и структурно учитывающие все его преимущества. Такой подход позволяет получать уникальные материалы для

аддитивных технологий по аналогии с материалами, специально созданными для традиционных технологий.

В основном новые материалы создаются для метода СЛС, как для наиболее распространенного. Однако номенклатура созданных сплавов невелика. Это обусловлено тем, что в настоящий момент проводятся фундаментальные исследования формирования структуры синтезированных материалов, в них вовлечены крупнейшие ученые и институты мира, но основные зависимости формирования до сих пор окончательно не установлены и являются предметом дискуссии. Однако уже существуют аддитивных технологий, перспективные для их сплавы для применения в ГТД. Например, компания ALSTOM Tech, Швейцария, в 2015 году представила новый никелевый сплав, упрочненный у фазой [99]. Компания QuesTech представила новую коррозионностойкую сталь Ferrium С64, успешно апробированную для аддитивных технологий в рамках военной программы SBIR Phase 1 [100]. NASA инициировало разработку бронз GRCор-84 и GRCор-42 (Cu-4Cr-2Nb), которые предназначены для изготовления высокотемпературных коррозионностойких деталей, наряду с жаропрочным суперсплавом на основе железа NASA HR-1 [101]. Одним из самых известных аддитивных сплавов является сплав на основе алюминия Scalmalloy. Это высокопрочный сплав системы Al-Mg-Sc-Zr, разработанный по заказу компании Airbus для изготовления как небольших, так и крупногабаритных деталей методами аддитивных технологий [102]. В России разработкой материалов специальных ДЛЯ аддитивных технологий занимается НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. Разработан ряд материалов, включающий в себя алюминиевый сплав ВАС1 [103], жаро- и коррозионностойкий сплав на основе кобальта ВЛК1 [62, 63], высокопрочная коррозионностойкая сталь системы Fe-Cr-Ni [104], полимерный материал на основе полиамида ПА-12 ВТП-9 [105].

Перспективными являются получаемые методом СЛС металломатричные композиционные сплавы, где в роли матрицы выступает

сплав на основе никеля, кобальта или алюминия, а упрочняющими частицами служат карбиды, нитриды или оксиды, вводимые, обычно, в металлопорошковую композицию методом механического легирования [106].

Также аддитивные технологии позволяют реализовывать биметаллические и мультиметаллические материалы, в том числе, функционально-градиентные. Это достигается возможностями локального добавления материала с целью оптимизации тепловых и механических нагрузок разных частей детали [107-111].

#### 1.3 Примеры реализации аддитивных технологий за рубежом

Примером применения в конструкции современных двигателей деталей из новых материалов, изготовленных по аддитивным технологиям, служит новый двигатель компании General Electric GE9X. Это двухконтурный турбовентиляторный двигатель для самолета Boeing 777X. В нем реализованы многие современные технологии, в частности, установлены топливные форсунки с уникальной геометрией внутренних каналов из сплава на основе кобальта и лопатки турбины низкого давления (ТНД) из сплава на основе интерметаллида титана и другие детали (рис. 1.9 а, б, соответственно) [112].



Рис. 1.9 Детали двигателя GE9X, изготовленные с применением AT, GE: а — топливные форсунки, б — лопатки ТНД, в — корпус сенсора T25, г — смеситель камеры сгорания, д — индукторы, е — теплообменник [113]

Данные материалы производятся на мощностях специально созданного завода в рамках итальянского филиала GE AvioProbe. Причем подразделение GE General Electric Aviation оценивает объем производства форсунок из кобальтового сплава в 100 тысяч штук до 2020 г. Компания Avio S.p.A., Италия, также в настоящее время изготавливает лопатки ТНД из сплава на основе интерметаллида титана по аддитивным технологиям (рис. 1.9,6) [113, 114]. Отдельно стоит отметить корпус сенсора Т25, который являлся первой сертифицированной деталью для авиационного двигателя, изготовленной по аддитивным технологиям. Сертификация прошла в 2015 г. для двигателя GE90. Разработка технологии изготовления теплообменника алюминиевого сплава F357 методом селективного лазерного сплавления позволила снизить вес на 40% и стоимость изготовления на 25% по сравнению с изготовлением по традиционным технологиям благодаря агрегатированию – объединению 163 деталей в одну сборочную единицу [113, 114].

Компания Safran Aircraft Engines сертифицировала ряд деталей, изготовленных методом из стандартного материала компании EOS — жаропрочного сплава на основе никеля Hastelloy X. Она представила первую синтезированную деталь для вертолетного двигателя eAPU60, предназначенного для вертолета AW189, — сопловой аппарат из данного сплава (рис. 1.10). Данная деталь первой прошла сертификацию EASA (Европейского агентства авиационной безопасности). Реализация данной детали методами аддитивных технологий позволила сократить ее вес на 35% и количество деталей, необходимых для ее сборки, в 2 раза.

В компании Safran Aircraft Engines прошла сертификации первой синтезированной детали для ТНД двигателя CFM56-7В самолета Boeing 737 нового поколения [115]. Первые полеты двигателя с установленной деталью прошли в 2018 г. Вид детали и материал для ее изготовления официально не разглашаются.



Рис. 1.10 Сопловой аппарат вертолетного двигателя eAPU60, изготовленный по аддитивным технологиям, Safran Aircraft Engines [115]

Аддитивные технологии применяются для изготовления деталей газоперекачивающих установок (ГПУ). Подразделение GE Oil & Gas компании General Electric (США) создала цех аддитивного производства в Таламоне, Италия. Детали, изготавливаемые в этом цеху, предназначены для новой ГПУ NovaLT 16 (элементы сопла и концевые горелки) (рис. 1.11, а). Компания Siemens AG (Германия) является пионером в области производства лопаток для силовых установок ГПУ. Лопатки, произведенные по технологии селективного лазерного сплавления, установлены и успешно испытаны на ГПУ SGT-400 (рис. 1.11, б).



a



б

Рис. 1.11 Детали ГПУ, изготовленные с применением аддитивных технологий: а – лопатка, GE Oil & Gas, б – лопатки, Siemens AG [116 - 118]

NASA активно применяет аддитивные технологии для изготовления таких деталей, как жаровая труба и сопло с охлаждающими каналами, это сгорания ракетного двигателя на детали камеры жидком топливе. Специалистами NASA были опубликованы результаты горячих испытаний жаровых труб, изготовленных из бронз GRCop-42, GRCop-84, C18150, из никелевого сплава Inconel 718, а также биметаллических вариантов бронзаникелевый сплав. Жаровые трубы успешно прошли испытания, составившие 400 запусков продолжительностью 30000 сек. Сопла, изготовленные из таких JBK-75, NASA HR-1, Inconel 625, Haynes как 230, и биметаллические сопла бронза-никелевый сплав успешно прошли испытания, более 250 запусков продолжительностью 11000 сек [119]. Помимо того, что жаровые трубы и сопла с охлаждающими каналами, изготовленные по аддитивным технологиям, полностью соответствуют предъявляемым требованиям, применение таких технологий привело к значительному снижению стоимости и времени изготовления деталей [120]. Пример исполнения камеры сгорания в сборке с жаровой трубой и соплом, а также изображения с испытаний приведены на рис. 1.12.



Рис. 1.12 Камера сгорания в сборке и на испытаниях, NASA [121]

Специалистами NASA также продемонстрирована работа с методом ПЛВ для изготовления крупногабаритных деталей. Цель работы аналогична цели предыдущей — элиминирование дополнительных операций при

изготовлении сборочных единиц. На рис. 1.13 приведен пример детали, изготавливаемой методом ПЛВ — это сопло 1,52 м диаметром и 1,78 м высотой. Сплав для изготовления — HR-1. Время изготовления — 90 дней.



Рис. 1.13 Сопло, изготовленное методом ПЛВ, NASA [122]

Компания Airbus продемонстрировала топологически оптимизированный кронштейн для самолета A350 XWB, изготовленный методом СЛС, в 2014 году (рис. 1.14) [123]. Серийное производство данного кронштейна началось в 2017 г. Это первая деталь из титанового сплава, изготовленная по аддитивным технологиям, которая была установлена в конструкцию серийно изготавливаемого самолета [124].



Рис. 1.14 Кронштейн для самолета A350 XWB, Airbus [124]

Как было сказано ранее, по заказу компании Airbus был создан алюминиевый сплав Scalmalloy, из которого была изготовлена перегородка для самолета A320 (рис. 1.15). Бионическая конструкция перегородки была разработана в рамках The Bionic Partition Project, совместного проекта компаний Airbus, APWorks и Autodesk. Цель проекта — снижение веса перегородки. Процесс оптимизации проходил в два этапа. На первом была проведена топологическая оптимизация [125], на втором — внедрение в конструкцию сетчатых структур для еще большего снижения массы перегородки.



Рис. 1.15 Оптимизированная конструкция перегородки самолета A320, Airbus [126]

Помимо Airbus внедрением аддитивных технологий в конструкцию самолета занимаются и другие компании. Например, компания Norsk Titanium в 2017 году первой получила разрешение от Федерального управления гражданской авиации США (FAA) на изготовление деталей методом ПЛВ, которые должны выдерживать летные нагрузки [127]. Это детали, изготовленные из сплава Ti-6Al-4V, и предназначенные для использования в конструкции самолета Boeing 787 Dreamliner.

SpaceX, после успешной разработки и запуска изготовленного методами аддитивных технологий главного клапана подачи окислителя для двигателя Falcon9, обратилась к разработке серии двигателей SuperDraco, которые применяются в космическом корабле Dragon V2 [128]. Двигатель SuperDraco используется для системы катапультирования, созданной для спасения астронавтов в случае внештатной ситуации при запуске корабля Dragon. С установленной на борту камерой двигателя, которая изготовлена по аддитивным технологиям из сплава Inconel, это является одним из наиболее ранних примеров применения АТ в космической отрасли с экипажем на борту – успешно состоялись два запуска под названиями Demo-2 и Crew-1 [129]. На рис. 1.16, а представлен двигатель SuperDraco на горячих испытаниях, на рис. 1.16, б – он же в сборке.

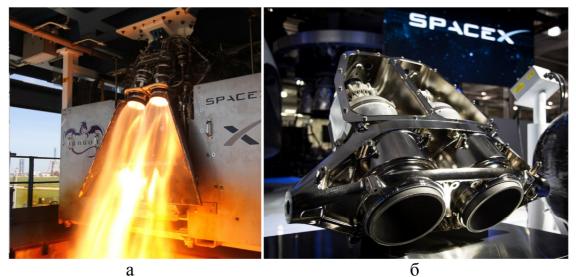


Рис. 1.16 Двигатель SuperDraco, SpaceX на горячих испытаниях (a), в сборке (б) [130, 131]

Отдельно стоит отметить факт создания первого мире газотурбинного малоразмерного двигателя, практически полностью изготовленного по аддитивным технологиям. В середине 2015 года инженеры известной американской многоотраслевой корпорации General Electric, демонстрируя возможности имеющихся в их распоряжении технологий промышленной трехмерной печати и аддитивного производства, собрали миниатюрный реактивный двигатель (МГТД), большинство деталей которого изготовлены методом СЛС. Он был испытан и демонстрационно раскручен до достаточно высокой скорости, составившей 33000 оборотов в минуту (рис. 1.17).



Рис. 1.17 Стендовые испытания МГТД, GE [132]

### 1.4 Сравнительный анализ методов аддитивных технологий изготовления изделий из металлических порошков

Для того чтобы определить, какой метод аддитивных технологий лучше подходит к определенной группе деталей, необходимо провести сравнительный анализ методов аддитивных технологий. Если речь идет о деталях, изготавливаемых из металлических порошков, то необходимо принимать в расчет еще и характеристики самих порошков, применяемых для изготовления таких деталей.

Результаты сравнительного анализа общих источников информации [1, 4-23], а также научно-технической и специальной литературы по основным методам аддитивных технологий СЛС [23-83], СЭЛС [84-90] и ПЛВ [26, 91-98], применяемых для изготовления деталей из металлических порошков, приведены в таблице 1.1.

По таблице 1.1 для каждого метода необходимо дать ряд пояснений.

Таблица 1.1 Результаты сравнительного анализа методов аддитивных технологий, применяющихся для изготовления заготовок деталей из металлических порошков

Метод аддитивных технологий Характеристика СЛС СЭЛС ПЛВ изготовление заготовок изготовление заготовок деталей, изготовление заготовок деталей, деталей. Назначение деталей-демонстраторов, деталей-демонстраторов ремонт изделий, форм для литья добавление форм Границы применяемых от 10 до 63 мкм от 40 до 140 мкм от 40 до 120 мкм фракций порошков, мкм Форма применяемых сферическая сферическая сферическая порошков Габариты установок, мм 290×290×380 300×300×430 2000×1500×750 (средние/ 2050×2050×2000 600×600×700 6000×2000×1800 максимальные) Толщина слоя, мкм 20-60 50-100 250-500 Скорость построения, см<sup>3</sup>/ч от 20 до 300 от 20 до 80 от 80 до 300 (средняя/ 1050 100 350 максимальная) Рабочая среда азот, аргон вакуум аргон Точность построения +/-0.02-0.05 mm/25 mm+/-0.02-0.1 mm/25 mm+/-0.125-0.5 MM/25 MM5-20 мкм 25-35 мкм 35-50 мкм Шероховатость, Ra Подогрев до 250 до 1250 нет платформы/подложки, °С

Несмотря на то, что в методе СЛС идет постоянный тренд на увеличение объемов камеры построения, это не означает планомерное увеличение размера изготавливаемых деталей. Обычно максимальный размер деталей не превышает среднего размера камеры построения, с увеличением размера камеры возрастает количество деталей, изготавливаемых за один Благодаря высокой ЦИКЛ построения. точности метода И низкой шероховатости он идеален для изготовления заготовок деталей сложной формы, особенно небольшого размера, при этом за один цикл обеспечивается изготовление сразу целой партии заготовок деталей, таким образом, реализуется высокоэффективное мелкосерийное производство.

Метод СЭЛС узкоспециализирован, им получают серийные единичные детали за один производственный цикл, его основное предназначение – изготовление заготовок деталей из материалов, склонных к образованию трещин, он позволяет за счет высокой температуры подогрева нивелировать напряжения в структуре. Однако качество поверхности таких заготовок обычно невелико, и они требуют обязательной механической обработки. Также детали сложной формы, например, с развитыми внутренними поверхностями, не могут быть изготовлены этим методом из-за высокой шероховатости поверхности.

Фактически, цель метода ПЛВ в плане изготовления деталей состоит в получении крупногабаритных серийных единичных заготовок деталей за один производственный цикл, при этом к таким деталям предъявляются невысокие требования по точности изготовления и по шероховатости. Данный метод не подходит для мелко- и среднесерийного изготовления небольших заготовок деталей.

Исходя из того, что метод СЛС является самым распространенным методом аддитивных технологий в мире, при этом он позволяет получать детали наиболее сложных форм, целесообразно привести уровень свойств сплавов на основе никеля, как сплавов на наиболее технологичной основе, применяющихся в нем. Уровень свойств самых широко используемых в методе СЛС зарубежных никелевых сплавов приведен в таблице 1.2.

Таблица 1.2 Свойства зарубежных никелевых сплавов (средние значения), применяемых в методе СЛС

Сплав	$\sigma_{ m B}^{20}$ , M $\Pi$ a	$\sigma_{0,2}^{20}$ , M $\Pi$ a	$\delta_5^{20}$ , %
Inconel 718[58]	1350	1160	17,6
Haynes 282[133]	1150	745	30
Inconel 625[134]	910	386	54,4
Alloy 699[135]	750	300	60

#### 1.5 Выводы по Главе 1

- 1. Аддитивные технологии являются одним из самых динамично развивающихся направлений в мировой промышленности. Аддитивные технологии могут уверенно конкурировать с традиционными технологиями изготовления деталей за счет ряда преимуществ, таких как снижение времени освоения новой продукции и веса деталей, гибкое управление затратами, возможность получать детали сложной формы, которые невозможно получить традиционным технологиями, также показатель эффективности используемого материала «buy-to-fly ratio» (за счет послойного изготовления изделий и возможности вторичного использования сырья, этот показатель колеблется между 3:1 и 1:1).
- 2. Аэрокосмическая отрасль драйвер развития аддитивных технологий, все основные внедрения в серию деталей, изготавливаемых методами аддитивных технологий, в настоящее время происходят именно в этой отрасли, в частности, в новые современные двигатели.
- 3. Селективное лазерное сплавление основной метод изготовления изделий из металлических порошков. Он идеально подходит для изготовления заготовок деталей сложной формы благодаря высокой точности и низкой шероховатости поверхности.

#### ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

#### 2.1 Материал для исследования и технология его получения

В качестве материала для исследований был выбран жаропрочный высокохромистый никелевый сплав марки ЭП648 (ТУ14-1-2234-77), химический состав которого приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 Химический состав жаропрочного сплава ЭП648\*

-			1 1					
Элемент	Ni	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	W	C
Содержание мас. %	Основа	32,0-35,0	0,5-1,1	0,5-1,1	0,5-1,1	2,3-3,3	4,3-5,3	≤0,10
Примеси	Fe		Si		N		S	5
Содержание, не более мас. %	4,0		0,4		0,03		0,0	05

<sup>\*</sup> химический состав по ТУ14-1-2234-77

Общая технологическая схема изготовления заготовок деталей из синтезированных материалов на основе никеля методом СЛС представлена на рисунке 2.1.



Рис. 2.1 Общая технологическая схема изготовления заготовок деталей из синтезированных материалов на основе никеля методом СЛС

Выплавку литой шихтовой заготовки (ЛШЗ) для процесса распыления проводили в вакуумной плавильной установке с использованием разливки в стальные трубы диаметром 90 мм, в соответствии с технологической инструкцией ТИ 1.595-16-1116-2017. Установка представлена на рис. 2.2.



Рис. 2.2 Вакуумная плавильная установка

Металлопорошковые композиции (МПК) методом газовой атомизации получали по технологической инструкции ТИ 1.595-16-235-2011 (рис. 2.3).



Рис. 2.3 Газовый атомайзер

Для отделения тонкой фракции менее 40 мкм использовали газодинамический классификатор.

Сепарацию металлопорошковых композиций выполняли на виброгрохоте со следующими ситами: 40мкм, 63мкм, 80 мкм согласно ГОСТ 18318 «Порошки металлические. Определение размера частиц сухим просеиванием»

Исследование и отработку параметров 3D синтеза методом селективного лазерного сплавления производили на специальной установке (рис. 2.4). Рабочая камера построения установки имеет максимальные габаритные размеры  $250\times250\times320$  мм (размер платформы построения) для изготовления деталей и мощностью лазера 400 Вт. В качестве защитного газа использовали азот, вырабатываемый штатным генератором  $N_2$  Midigas или аргон газообразный согласно ГОСТ 10157-79 «Аргон газообразный и жидкий. Технические условия».



Рис. 2.4 Установка селективного лазерного сплавления МПК

**Горячее изостатическое прессование (ГИП) (баротермическая обработка)** проводили в лабораторном газостате, с молибденовым двухзонным нагревателем (рис. 2.5), по стандартным режимам для сплава ЭП648.



Рис. 2.5 Лабораторный газостат

**Термическую обработку** проводили в камерной электропечи сопротивления оснащённой системой контрольно-измерительных приборов, позволяющих вести нагрев в автоматическом режиме (рис. 2.6), по стандартным режимам для сплава ЭП648.



Рис. 2.6 Камерная электропечь сопротивления

#### 2.2 Методики исследования материалов

**Морфологию поверхности и форму частиц** оценивали на растровом электронном микроскопе согласно ГОСТ 25849 «Порошки металлические. Метод определения формы частиц».

Определение текучести порошка выполняли по ГОСТ 20899 «Порошки металлические. Определение текучести с помощью калиброванной воронки (прибора Холла)».

**Размерность** порошка исследовали на лазерном дифрактометре согласно ГОСТ 8.777 «Дисперсный состава аэрозолей и взвесей. Определение размеров частиц по дифракции лазерного излучения».

**Измерение пикнометрической плотности** проводилось согласно описанию, приведенному в ГОСТ 22662 «Порошки металлические. Методы седиментационного анализа». Для измерения использовали пикнометр вместимостью 50 см<sup>3</sup> (ПТ-50 согласно ГОСТ 22524 «Пикнометры стеклянные»).

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 «Стали и сплавы. Методы определения газов».

Содержание углерода и серы порошке и синтезированном материале определяли на газоанализаторе по ГОСТ 24018.7-91 «Сплавы жаропрочные на никелевой основе. Методы определения углерода», ГОСТ 24018.8-91 «Сплавы жаропрочные на никелевой основе. Методы определения серы».

**Химический состав МПК** сплава ЭП648 исследовали методом атомноэмиссионного анализа по МИ 1.2.036-2011, МИ 1.2.037-2011, МИ 1.2.038-2011.

Определение объемной доли пор при исследованиях параметров селективного лазерного сплавления МПК проводили изображениях, полученных на оптическом микроскопе, оснащенном программой компьютерной обработки изображений по ММ 1.595-17-321-2007. Образцы исследовали в сечениях XY (перпендикулярно оси построения) и XZ (параллельно оси построения). Анализ проводили на 15 полях изображения при увеличении ×250 на нетравленых шлифах.

**Измерение шероховатости** поверхностей UpSkin и DownSkin проводили на координатно-измерительной машине оснащенной датчиком шероховатости. Длина трассировки 12,5 мм, базовая длина 2,5 мм (согласно ГОСТ 2789-73 «Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики»), по пять измерений каждой поверхности. Результаты измерений обрабатывали в ПО OriginLab. Шероховатость поверхностей UpSkin и DownSkin измеряли на образцах типа «фингер» (рис. 2.7), схема расположения поверхностей приведена на рисунке 2.8.

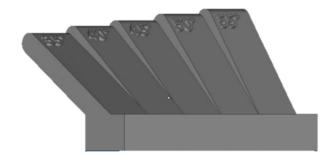


Рис. 2.7 Электронная модель образца типа «фингер»

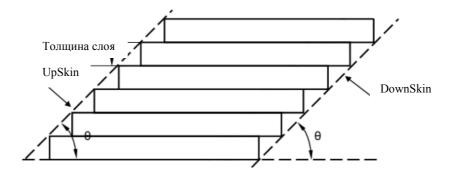


Рис. 2.8 Схема расположения поверхностей UpSkin и DownSkin

**Исследование фазового состава** синтезированного материала проводили на дифрактометре с ММ 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 энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) в режиме сканирующего просвечивающего электронного микроскопа (СПЭМ). Ультратонкие фольги для ПЭМ изготавливали методом ионного травления.

Рентгеновский текстурный анализ проводили на дифрактометре. Съемка прямых полюсных фигур  $(\Pi\Pi\Phi)$ осуществлялась монохроматическом Си К<sub>а</sub>-излучении при фиксированном положении рентгеновской трубки и счетчика в рефлексах (111–  $2\theta$ = $42^{\circ}$ ), (200 –  $2\theta$ = $50^{\circ}$ ), (220 –  $2\theta = 75^{\circ}$ ), образец поворачивался И наклонялся c помощью специализированной приставки. текстурной Моделирование прямых полюсных фигур проведено В специализированном программном обеспечении. При моделировании применены две аксиальные текстуры с осью <100> параллельно перпендикулярным направлениям хода лазерного луча в плоскости построения.

**Исследование плотности** образцов проводили методом гидростатического взвешивания с использованием лабораторных весов в соответствии с ГОСТ 20018-74 «Сплавы твердые спеченные. Метод определения плотности».

**Испытания на ударный изгиб** синтезированных образцов проводили на маятниковом копре в соответствии с ГОСТ 9454-78 «Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах»,

**Испытания на кратковременную прочность** синтезированных образцов проводили на испытательной машине в соответствии с требованием ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение».

**Испытания на длительную прочность** синтезированных образцов проводили на испытательной машине соответствии с требованиями ГОСТ 10145-81 «Металлы. Методы испытания на длительную прочность» и СТП 1.595-17-333-99.

ГЛАВА **РАЗРАБОТКА** ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА 3. СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ СВОЙСТВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ПОВЕРХНОСТИ И МАТЕРИАЛА **СИНТЕЗИРОВАННОГО НИКЕЛЕВОГО** ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП648

### 3.1 Требования к исходным металлопорошковым композициям применительно к процессу селективного лазерного сплавления

Огромное влияние на процесс селективного лазерного сплавления и формирования бездефектной структуры синтезированного материала оказывает исходная металлопорошковая композиция. Для получения изделий, соответствующих требованиям конструкторской документации, частицы МПК должны строго соответствовать следующим требованиям:

- регламентированный химический состав соответствующий ТУ;
- определенный гранулометрический состав в диапазоне от 10-80 мкм,
   под конкретную марку оборудования;
  - сферическая форма частиц МПК;
  - отсутствие внутренних дефектов в МПК;
  - высокие технологические свойства МПК (текучесть).

## 3.2 Исследование свойств металлопорошковых композиций жаропрочного никелевого сплава ЭП648

Для оценки соответствия требованиям, предъявляемым к металлопорошковым композициям, применительно к процессу селективного лазерного сплавления были проведены исследования химического и газового состава, проведен ситовой анализ МПК, исследована морфология частиц МПК, определена текучесть.

Химический состав МПК сплава ЭП648 исследовали с помощью атомно-эмиссионного анализа. Результаты представлены в таблице 3.1.

По результатам полученных значений химического состава можно заметить высокую сходимость с расчетными значениями.

	•						-		
Номер	Массовая доля элементов, %								
плавки	Ni	Cr	Mo	Ti	W	Al	Nb	Fe	Si
1	Основа	33,1	2,61	0,908	4,86	0,800	0,890	0,004	0,002
2	Основа	33,2	2,55	0,871	4,84	0,765	0,815	0,004	0,003
3	Основа	33,3	2,57	0,881	4,84	0,766	0,820	0,004	0,003

Таблица 3.1 Результаты химического анализа МПК сплава марки ЭП648

Оценку содержания углерода и серы в МПК партий сплава ЭП648 на соответствие ТУ 1-595-16-1260-2011 проводили на газоанализаторах. Результаты представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 Результаты анализа газовых примесей (углерод, сера) в МПК сплава марки ЭП648

Номер плавки	Массовая доля элементов, %		
	С	S	
1	0,048	0,0029	
2	0,048	0,0031	
3	0,047	0,0030	

По результатам исследований анализа газовых примесей углерода и серы в МПК установлено, что содержание углерода и серы, в полученных партиях, практически в два раза ниже, чем регламентирует ТУ 1-595-16-1260-2011.

Содержание кислорода и азота определяли на фракциях: 1-10, 10-40, 10-63 и 40-80 мкм. Результаты представлены в таблице 3.3.

По результатам исследований содержания кислорода и азота установлено, что содержание кислорода соответствует нормам ТУ (до 0,02%). Содержание азота также соответствует нормам ТУ (до 0,01%).

Таблица 3.3 Результаты анализа газовых примесей (кислорода и азота) в МПК сплава марки ЭП648

		Массовая доля элементов, %						
Номер		Размер фракции, мкм						
плавки	1-	1-10 10-40 10-63 40-80			-80			
	О	N	О	N	О	N	О	N
1	0,0142	0,0077	0,0091	0,0062	0,0068	0,0071	0,0058	0,0071
2	0,0144	0,0081	0,0092	0,0079	0,0065	0,0071	0,0063	0,0073
3	0,0141	0,0074	0,0094	0,0071	0,0071	0,0067	0,0067	0,0066

Увеличение концентрации кислорода с уменьшением размера частиц МПК обусловлено увеличением удельной площади поверхности частиц.

Исследование гранулометрического состава МПК партий проводили на порошках фракций 10-40 мкм, 10-63 мкм и 40-80 мкм.

Результаты проведенных исследований гранулометрического состава представлены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 Результаты ситового анализа МПК сплава марки ЭП648

	Содержание основной фракции,%  Размер фракции, мкм				
Номер плавки					
	10-40	10-63	40-80		
1	82,5	88,2	82,8		
2	83,2	88,1	82,4		
3	82,7	88,2	82,6		

МПК оценивали по наличию частиц менее 10 мкм и параметру  $d_{cp}$  (среднему размер гранул). Увеличение количества частиц менее 10 мкм, на прямую влияет на технологические характеристики МПК и может негативно сказаться при формировании слоя в процессе нанесения. Значение  $d_{cp}$  определяет размер частиц в выбранной фракции. В таблицах 3.5, 3.6

представлены сводные результаты измерений фракционного состава всех партий МПК сплава ЭП648.

Таблица 3.5 Результаты измерения количества пылевой фракции в МПК сплава ЭП648

	Количество пылевой фракции, 1-10 мкм, %				
Номер плавки	Размер фракции, мкм				
	10-40	10-63	40-80		
1	2,45	1,32	0,32		
2	2,47	1,31	0,31		
3	2,49	1,41	0,32		

Таблица 3.6 Результаты среднего размера частиц в МПК сплава ЭП648

	Средний размер частиц, d <sub>ср</sub> , мкм				
Маркировка	Размер фракции, мкм				
	10-40	10-63	40-80		
1	26,52	38,45	63,04		
2	26,31	38,32	63,85		
3	25,88	38,36	63,33		

Текучесть МПК зависит от многих факторов (гранулометрического состава, формы частиц и др.). Фактором, определяющим текучесть, является трение и сцепление частиц между собой. Результаты исследования текучести МПК сплава марки ЭП648 представлены в таблице 3.7.

Таблица 3.7 Результаты исследования текучести МПК сплава марки ЭП648

	Текучесть, с (среднее значение)				
Маркировка Размер фракции, мкм					
	1-10	10-40	10-63	40-80	
1	Не течет	17,0	12,8	14,5	
2	Не течет	17,4	13,0	14,0	
3	Не течет	17,2	13,8	14,2	

Исследования текучести МПК сплава марки ЭП648 показало, что среднее значение для фракций 10-40 мкм составляет 17,2 с, для 10-63 мкм 13,3 с и фракции 40-80 мкм 14,2 с.

Гранулы МПК размерностью 1-10 мкм не протекают через воронку Холла. Таким образом использовать МПК фракцией 1-10 мкм невозможно ввиду специфики процесса СЛС. Наилучшие результаты по текучести показала фракция 10-63 мкм.

Необходимо отметить, что показатель текучести МПК, определенный согласно используемой универсальной методике, не может служить прямым индикатором возможности использования МПК в процессе СЛС, и является относительной величиной, которая может служить подобным индикатором при наличии достаточной достоверной статистики измерений и их корреляции с применением порошковых материалов в аддитивных технологиях.

Оценку формы гранул определяли на растровом электронном микроскопе на следующих фракциях 10-40 мкм, 10-63 мкм и 40-80 мкм. Внешний вид гранул представлен на рис. 3.1.

По результатам поверхности гранул определено, что практически все гранулы имеют сферическую форму. Отмечались единичные гранулы неправильной формы. Данные результаты позволяют заявить, что МПК соответствует требованиям для процесса СЛС.

Для оценки применимости, исследованных фракций МПК сплава ЭП648, в установках селективного лазерного сплавления проведено пробное нанесение слоев в рабочем режиме. По результатам апробации МПК установлено, что в процессе нанесения МПК формируется равномерный слой. В целом частицы МПК имеют хорошую текучесть, особенно на фракции 10-63 мкм формируется плотноупакованный слой[136].

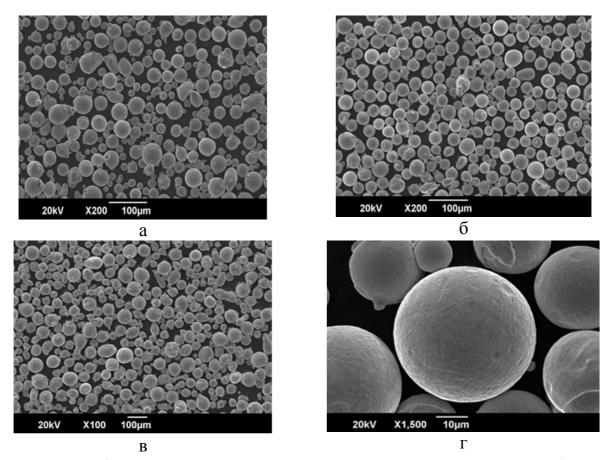


Рис. 3.1 Морфология поверхности частиц МПК сплава марки ЭП648 фракции 10-40 мкм (а), 10-63 мкм (б), 40-80 мкм (в), и внешний вид поверхности частицы ( $\Gamma$ )

# 3.3 Исследование влияния параметров процесса селективного лазерного сплавления на формирование структуры и свойств синтезированного материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648

### 3.3.1 Исследование влияния параметров синтеза на формирование структуры основного материала

Параметры селективного лазерного сплавления металлопорошковых композиций условно можно классифицировать на два модуля: параметры, непосредственно относящиеся к сплавлению основного материала (сечения детали) и параметры, определяющие формирование и генерацию поддерживающих структур.

Модуль технологический параметров синтеза включает в себя: стратегию сканирования, мощность лазера, скорость сканирования, толщину формируемого слоя. Указанные параметры напрямую влияют на наличие в структуре синтезированного материала трещин, несплавлений, величину остаточной пористостьи а также уровень механических характеристик синтезированного материала. Получение деталей с остаточной пористостью не более установленного уровня является приоритетным значением для обеспечения ресурсных характеристик, т.к. поры являются концентраторами напряжений и снижают механические свойства синтезированного материала.

Второй модуль параметров в большей степени относится к синтезу сложнопрофильных деталей и во многом определяет конечную геометрию детали, снижение короблений, обеспечение теплоотвода и технологичность последующего отделения детали от платформы построения. Основной принцип генерации поддерживающих структур — минимизация их количества и отсутствие в труднодоступных для удаления и постобработки местах.

Для исследования влияния параметров селективного лазерного сплавления на структуру и свойства синтезированного материала по литературным данным [55-60], чаще всего встречается варьирование следующих параметров процесса:

- 1. Мощность лазерного излучения;
- 2. Скорость сканирования лазерного луча;
- 3. Толщина наносимого слоя МПК;
- 4. Тип стратегии штриховки лазерного луча;
- 5. Расстояние между соседними проходами лазерного луча.

Учитывая сложность одновременной оценки влияния большого количества параметров процесса селективного лазерного сплавления на плотность синтезированного материала, авторы [61-66] оперируют значением плотности передаваемой энергии, в частности, объемной плотности энергии, для расчёта которой используется следующие уравнение:

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

где E – объемная плотность энергии, Дж/мм<sup>3</sup>;

P – мощность лазерного излучения, Вт;

V – скорость сканирования лазером, мм/с;

 $h_c$  – толщина наносимого слоя, мм;

l – расстояние между проходами лазера, мм.

Для исследования оценки влияния фракционного состава МПК (10-40 мкм, 10-63 мкм и 40-80 мкм) на плотность синтезированного материала проводили первую итерацию процесса СЛС с варьируемыми параметрами мощности, скорости лазерного излучения и толщины наносимого слоя.

Выбор диапазонов основных параметров синтеза осуществляли следующим образом. Скорость сканирования и мощность лазерного луча не могут рассматриваться отдельно друг от друга, поскольку именно совокупность мощности лазера и времени его воздействия на единицу площади сканируемого сечения определяет количество переданной энергии и температуру металла в пятне контакта.

Диапазон мощности лазера был выбран с учетом температуры плавления жаропрочного материала (около 1350°С), исходя из аналогичных параметров, применяемых для синтеза жаропрочных сплавов с аналогичными температурами: 320-160 Вт. Скорость движения лазера выбиралась пропорционально мощности лазера в диапазоне 1400-600 мм/с.

Значение толщины наносимого слоя МПК варьировали в интервале 40-80 мкм. Для оценки влияния толщины наносимого слоя, значение плотности энергии для толщин 40 мкм и 80 мкм выбирали сопоставимыми.

В качестве защитной среды на первой итерации применяли азот. Стратегия штриховки лазерного луча «шахматная». Размер квадратного сечения «островка» – 5 мм. Расстояние между соседними проходами лазерного луча приняли равным 0,105 мм по аналогии с параметрами синтеза импортного жаропрочного сплава.

На основании варьируемых диапазонов технологических параметров, разработаны экспериментальные режимы процесса СЛС, представленные в таблице 3.8

Таблица 3.8 Первая итерация экспериментальных режимов процесса СЛС в защитной среде азота

$N_{\overline{0}}$	Фракция	Толщина наносимого	Плотность энергии,
режима	МПК, мкм	слоя, мкм	Дж/мм $^3$
1			63,49
2		40	47,62
3	10-40		40,81
4			63,49
5		80	47,62
6			40,81
7			63,49
8		40	47,62
9	10-63		40,81
10			63,49
11		80	47,62
12			40,81
13			63,49
14		40	47,62
15	40-80		40,81
16			63,49
17		80	47,62
18			40,81
		<u> </u>	

Характерные изображения структуры образцов в направлении XZ, изготовленных по различным режимам, представлены на рисунке 3.2. Результаты оценки пористости образцов методами металлографического анализа и гидростатического взвешивания приведены в таблице 3.9

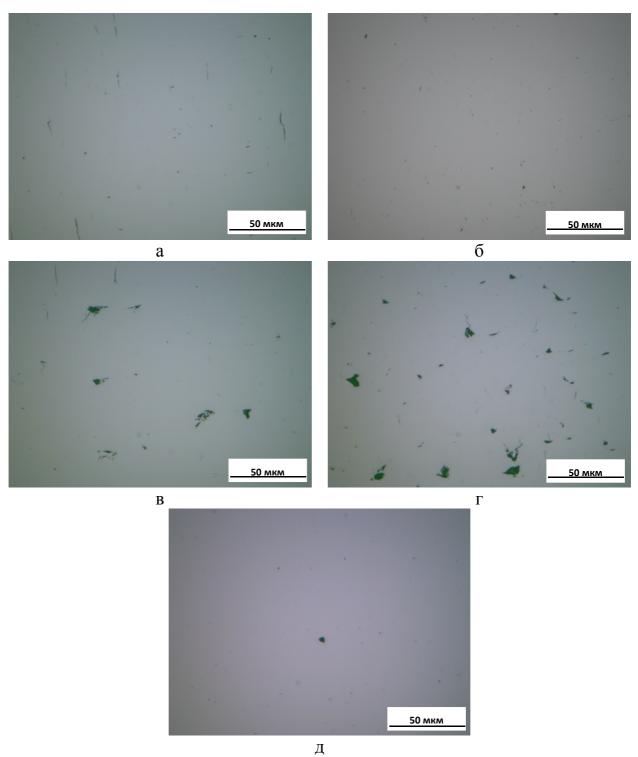


Рис. 3.2 Микроструктура синтезированного материала по различным режимам при  $\times 200$ , направление XZ (а – 1, б – 7, в – 9, г – 13, д – 8)

Таблица 3.9 Результаты определения относительной плотности образцов (первая итерация экспериментальных режимов процесса СЛС)

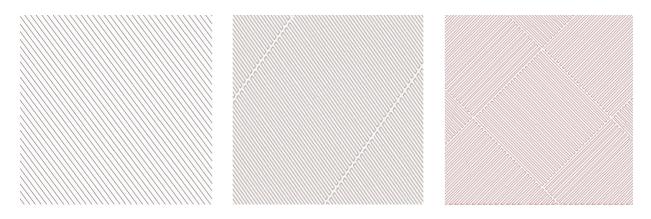
$\mathcal{N}_{\underline{\circ}}$	Объемная доля пор (пористость), %				
режима СЛС	Металлографический метод	Гидростатический метод			
1	0,36	0,24			
2	0,41	0,27			
3	1,22	0,73			
4	1,89	1,53			
5	1,92	1,92			
6	2,03	1,48			
7	0,23	0,11			
8	0,31	0,19			
9	1,37	0,67			
10	2,34	1,44			
11	2	1,65			
12	2,8	1,5			
13	2,11	1,2			
14	2,95	1,35			
15	2,58	1,38			
16	2,34	1,79			
17	2,57	1,92			
18	2,59	1,8			

Результаты исследования плотности экспериментальных образцов показали, что для синтезированного материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648 характерен достаточно широкий диапазон технологических параметров сплавления, в котором обеспечивается весьма высокая плотность (режимы 1, 2, 3, 7, 8, 9, 13, 14 и 15). Однако, при толщине сплавляемого слоя в 80 мкм наблюдается снижение плотности образцов (режимы 4, 5, 6, 10, 11, 12, 16, 17 и 18) в независимости от подводимого энергетического вклада лазерного луча, это связано с использованием высокой мощности лазерного излучения и как следствие, повышенной склонности к окислению частиц МПК и образованию газовых пор в процессе СЛС.

Ha основании полученных результатов первой итерации экспериментальных режимов СЛС можно сделать вывод, что при толщине сплавляемого слоя в 40 мкм наблюдается более плотный синтезированный материал. Увеличение толщины слоя до 80 мкм будет целесообразно для сокращения времени изготовления прототипов деталей (чем толще слой, тем быстрее изготовить заготовку детали из-за сокращения количества слоев в ней при постоянной ее высоте), а не для ресурсных сложнопрофильных деталей ГТД. Результаты, полученные при сравнении двух фракций (10-40 мкм и 10-63 мкм), показывают сопоставимые значения по относительной плотности синтезированного материала, 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 для исследования влияния параметров СЛС на структуру и свойства синтезированного материала будет использована фракция 10-63 мкм.

В рамках второй итерации исследовали влияние различных стратегий штриховки лазерного луча и определяли диапазон основных варьируемых параметров процесса СЛС.

Используемое В работе оборудование селективного лазерного сплавления обеспечивает возможность работы с тремя стратегиями штриховки: сплошной, полосы и шахматной (технология стохастического экспонирования). Вариация в алгоритме штриховки сплавляемого сечения обеспечивает различные условия формирования трековой структуры синтезированного металла и как следствие, разную локализацию внутренних напряжений. При сплошной штриховке текущее сечение детали сплавляется сплошным сечением, лазерный луч движется по параллельным траекториям от края до края сечения (рис. 3.3 а).



а б в Рис. 3.3 Стратегии штриховки сплошная (а), полосы (б) и шахматная (в)

В процессе экспонирования полосами сечение детали разбивается на отдельные фрагменты квадратной формы (рис. 3.3 б). Алгоритм сплавления направлен на минимизацию и локализацию внутренних напряжений в параллельном направлении.

При экспонировании шахматной штриховкой сечение также разбивается на отдельные фрагменты квадратной формы, но в отличие от полос, рядом расположенные фрагменты сплавляются в параллельном направлении относительно соседних, что сводит к минимуму внутренние напряжения в синтезированном материале.

На основании результатов, полученных в рамках первой итерации режимов, установлено, что экспериментальные режимы 7 и 8 (плотность энергии в интервале от 47,62 до 63,49 Дж/мм³), обеспечивают максимальную плотность синтезированного материала. Для оценки и исследования влияния стратегии штриховки лазерного луча на плотность синтезированного материала разработаны 15 экспериментальных режимов. Результаты представлены в таблице 3.10.

Таблица 3.10 Вторая итерация экспериментальных режимов процесса СЛС в защитной среде азота

No	Стротагия	Плотность	Объемная доля по	рр (пористость), %
	Стратегия	энергии,	Металлографический	Гидростатический
режима	штриховки	Дж/мм $^3$	метод	метод
1		63,49	2,35	2,69
2		57,82	2,08	1,93
3	оппонноя	53,57	1,89	1,53
4	сплошная	50,26	2,33	1,23
5		47,62	2,39	1,68
6		63,49	1,92	1,62
7		57,82	1,63	1,13
8	полоси	53,57	1,23	0,99
9	полосы	50,26	1,68	1,33
10		47,62	2,08	1,93
11		63,49	1,44	0,74
12		57,82	0,68	0,6
13	шауматная	53,57	0,15	0,11
14	шахматная	50,26	0,53	0,38
15		47,62	1,05	0,97

На основании результатов, полученных в рамках второй итерации режимов, установлено, что экспериментальный режим 13 (плотность энергии 53,57Дж/мм<sup>3</sup>, шахматная стратегия штриховки), обеспечивают максимальную плотность синтезированного материала[137].

Оценку влияния параметров процесса СЛС на химический состав синтезированного материала проводили на экспериментальных образцах, изготовленных по технологическим режимам с плотностью энергии в интервале от 47,62 до 63,49 Дж/мм<sup>3</sup> без привязки к стратегии штриховки лазерного луча. Результаты представлены в таблице 3.11.

Таблица 3.11 Результаты химического анализа синтезированного материала марки ЭП648

Плотность	Массовая доля элементов, %								
энергии, Дж/мм <sup>3</sup>	Ni	Cr	Mo	Ti	W	Al	Nb	Fe	Si
63,49	Основа	33,3	2,59	0,860	4,83	0,740	0,780	0,004	0,002
57,82	Основа	33,4	2,58	0,870	4,83	0,750	0,780	0,004	0,003
53,57	Основа	33,3	2,58	0,870	4,84	0,750	0,780	0,004	0,003
50,26	Основа	33,4	2,59	0,880	4,84	0,760	0,790	0,004	0,003
47,62	Основа	33,4	2,59	0,880	4,84	0,760	0,800	0,004	0,003
Исходный состав МПК	Основа	33,4	2,59	0,880	4,84	0,78	0,830	0,004	0,003

Исследование химического состава синтезированного с различной плотностью энергии материала показывает, что в процессе СЛС существенного изменения содержания основных легирующих элементов не происходит вне зависимости от значений плотности энергии, однако с увеличением плотности энергии наблюдается тенденция к «угару» легкоплавких элементов. В таблице 3.12 представлены результаты анализа газовых примесей (кислорода и азота) синтезированного материала.

Таблица 3.12 Результаты анализа газовых примесей (кислорода и азота) синтезированного материала сплава марки ЭП648

Плотность энергии,	Массовая доля элементов, %					
Дж/мм <sup>3</sup>	С	S	О	N		
63,49	0,047	0,0029	0,0122	0,079		
57,82	0,048	0,0031	0,0118	0,085		
53,57	0,047	0,0030	0,0130	0,083		
50,26	0,048	0,0031	0,0123	0,079		
47,62	0,047	0,0030	0,0107	0,082		
Исходный состав МПК	0,048	0,003	0,0068	0,007		

По результатам анализа газовых примесей (таблица 3.12) установлено, что в процессе синтеза вне зависимости от значений плотности энергии происходит увеличение содержания кислорода в синтезированном материале относительно МПК, 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.

### 3.3.2 Исследование влияния среды сплавления на структуру и свойства

С целью исследования влияния защитной среды аргона на макро- и микроструктуру в процессе СЛС была разработана третья итерация режимов. Аргон обладает меньшей теплопроводностью, чем азот, чистота аргона по газовым примесям выше, чем у азота. Основываясь на данных, полученных в рамках второй итерации, принято решение проводить исследование зависимости среды и параметров сплавления с использованием шахматного типа штриховки (таблица 3.13).

Таблица 3.13 Третья итерация экспериментальных режимов процесса СЛС в защитной среде аргона

No	Стратегия	Плотность Объемная доля пор (пористость), %				
режима штриховки	•	_	Металлографический	Гидростатический		
	штриховки	Дж/мм <sup>3</sup>	метод	метод		
1	Шахматная	63,49	1,57	1,08		
2		57,82	0,92	0,69		
3		53,57	0,25	0,21		
4		50,26	0,63	0,58		
5		47,62	1,09	0,97		

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 на нетравленых шлифах при увеличениях ×100-200 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. 3.4).

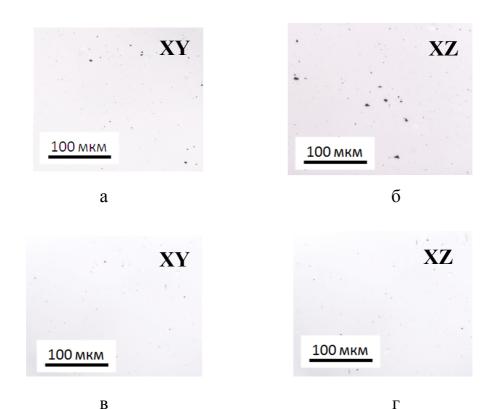


Рис. 3.4 Несплошности в структуре материала, синтезированного в аргоне (а, б) и азоте (в, г), ×200

Свойства синтезированного материала сплава ЭП648 в сравнении с литым материалом ЭП648 (ВХ4Л) представлены в таблице 3.14.

Таблица 3.14 Свойства синтезированного материала сплава ЭП648 в

сравнении с литым материалом ЭП648 (ВХ4Л) при 20°С.

Состояние	Среда синтеза	Ориентация	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα	δ <sub>5</sub> , %	ψ,%
СЛС	азот	XY	840	695	10,4	7
СЛС	азот	Z	890	610	31	44
СЛС	аргон	Z	870	605	27	27
Литой без ТО ЭП648 (ВХ4Л)	-	-	650	380	33	28
Литой ЭП648 (ВХ4Л) Паспорт №975	-	-	785-880	585-690	4,0-7,0	4,0-7,0

Как видно из таблицы 3.14 предел прочности и предел текучести материала сплава ЭП648 в состоянии СЛС без термообработки находятся близко к верхнему пределу значений для литого материала по паспорту (в состоянии после ТО) как при синтезе в азоте, так и в аргоне. При сравнении с литым материалом без ТО синтезированный материала имеет значительное преимущество по прочностным характеристикам, что обусловлено более мелким зерном. В синтезированном материале после СЛС наблюдается анизотропия свойств, что связано с его текстурированной структурой[138].

### 3.3.3 Исследование влияния параметров синтеза на формирование поверхности

В данном исследовании рассматривали вариант, когда за формирование верхней поверхности деталей (UpSkin) и нижней поверхности деталей (DownSkin) отвечает контур (рис. 3.5). На приведенной схеме видно, что область сплавления порошка делится на две зоны: основной материал и контур по его краю. Режим сплавления основного материала оставался неизменным для всех образцов типа «фингер», исследованных в работе, поэтому влияние приповерхностного слоя на формирование шероховатости поверхности было для них одинаково.

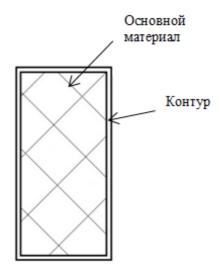


Рис. 3.5 Схематический вид одного слоя образца в сечении ХҮ

Контур представляет собой единичный трек, сплавляемый по отличному от основного материала режиму. Контур и основной материал частично перекрываются. Основные параметры сплавления контура следующие:

- мощность лазерного луча, Р, Вт;
- 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.

Для данного исследования толщина слоя порошка составляла 0,04 мм для всех «фингеров». Распределение плотности энергии на контуре в координатах «мощность лазера – скорость сканирования» представлено на рис. 3.6.

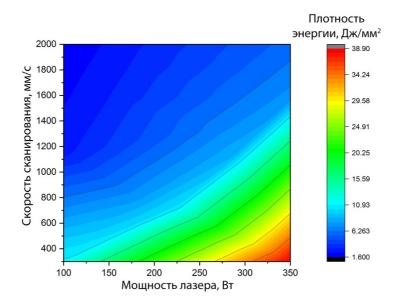


Рис. 3.6 Распределение плотности энергии на контуре

На рисунке 3.7 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 не конкретный наилучший результат, а оптимум для всех углов при каждом режиме.

С увеличением мощности лазера шероховатость на поверхности UpSkin снижается, также она снижается со снижением скорости сканирования.

При наложении распределения плотности энергии на контуре (рис. 3.6) и распределения медианных показателей на поверхности UpSkin (рис. 3.7) можно сделать вывод, что, в целом, данные распределения коррелируют между собой. 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.

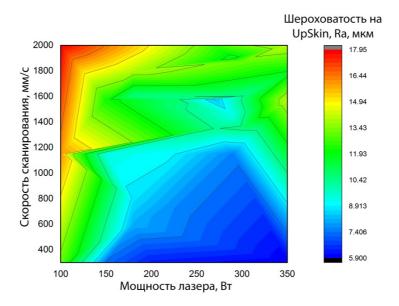


Рис. 3.7 Распределение медианных показателей шероховатости поверхности UpSkin по диапазону углов 35-55° в координатах «мощность лазера — скорость сканирования»

На рис. 3.8 приведено распределение показателей шероховатости поверхности UpSkin для угла 45° в координатах «мощность лазера – скорость сканирования». Оно несколько более хаотичное, чем распределение медианных значений шероховатости по диапазону углов 35-55°, но имеет схожий паттерн.

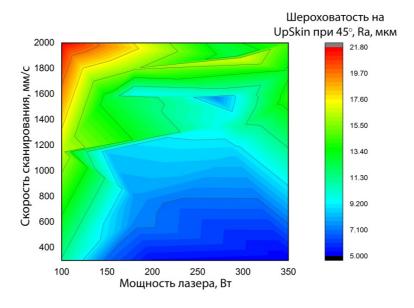


Рис. 3.8 Распределение показателей шероховатости поверхности UpSkin для угла 45° в координатах «мощность лазера – скорость сканирования»

В таблице 3.15 приведены средние и медианные значения шероховатости поверхности UpSkin по всем полученным значениям для каждого угла, а также отклонение между ними.

Таблица 3.15 Средние и медианные значения шероховатости поверхности UpSkin

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

Однозначно из данных, приведенных в таблице 3.15, 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°. По медианным значениям в интервале 35°-50° наблюдается четкая зависимость — с увеличением угла снижается шероховатость, однако значения на поверхности с углом 55° не укладываются в эту зависимость. При этом низкие отклонения среднего значения от медианного наблюдаются лишь для углов 35° и 40°. Для остальных же углов значения достаточно хаотичны.

Для того чтобы выявить особенности формирования поверхности UpSkin выбирали образцы с характерной поверхностью, которые затем исследовали методом растровой электронной микроскопии.

На рисунке 3.9 представлены изображения поверхностей UpSkin с низкой шероховатостью Ra 7,22 (a, в) и высокой Ra 15,91 (б), полученные на поверхностях с углом 55°.

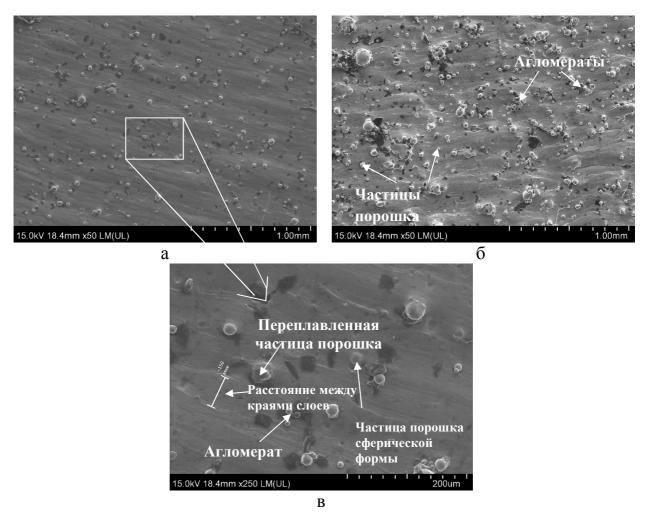


Рис. 3.9 Изображение поверхностей UpSkin c Ra 7,22 (a, в) и Ra 15,91 (б), РЭМ

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 микрорельеф — 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.

Плотность энергии на контуре для первого режима составила 9,09  $Дж/мм^2$ , для второго – 2,7  $Дж/мм^2$ . Исходя из показателя плотности энергии, поверхность с низкой шероховатостью более переплавлена, чем с высокой. Поэтому можно предположить, что поверхность с высокой шероховатостью недостаточно переплавляется, a количество частиц агломератов, прилипающих к поверхности, всегда для каждого угла одинаково независимо от режима. Частицы приплавляются в самый последний момент сплавления. Удельная энергия, задаваемая режимом, позволяет переплавить границы слоев и приплавленные частицы. Причем переплавление предыдущего слоя достигается за счет теплового воздействия на следующий слой. В таком случае подтверждается зависимость шероховатости на поверхности UpSkin от плотности энергии на контуре.

Схематично формирование профиля шероховатости Ra поверхности UpSkin представлено на рисунке 3.10 [139], где Lt — толщина слоя, W — «порог», то есть условное смещение следующего слоя относительно предыдущего. В схеме не учитывается влияние приплавляющихся частиц к поверхности.

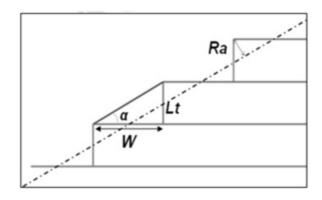


Рис. 3.10 Схема формирования профиля шероховатости Ra поверхности UpSkin [139]

Данная схема позволяет объяснить механизм влияния угла наклона на формирование рельефа поверхности UpSkin. Очевидно, что чем меньше значение W (угол больше), тем сильнее переплавление предыдущего слоя при сплавлении следующего, и, следовательно, ниже шероховатость. И наоборот, чем больше значение W (угол меньше), тем выше вероятность неполного проплавления предыдущего слоя с оставлением его края непроплавленным, что приводит к повышению шероховатости.

Для подтверждения вышеуказанного тезиса и для оценки влияния угла наклона к плите построения методом растровой микроскопии проанализированы следующие образцы:

- угол  $50^{\circ}$ , Ra 4,36, E= 35,4 Дж/мм<sup>2</sup>;
- угол  $45^{\circ}$ , Ra 21,77, E= 1,5 Дж/мм<sup>2</sup>;
- угол 35°, Ra 16,61, E=2,6 Дж/мм<sup>2</sup>.

При анализе изображений на рисунке 3.11 видно, что, несмотря на более высокий уровень шероховатости на поверхности под углом 45° (больше агломератов частиц), на ней практически отсутствуют переплавленные края слоев, как и на поверхности под углом 50°. Они присутствуют только на поверхности под углом 35°.

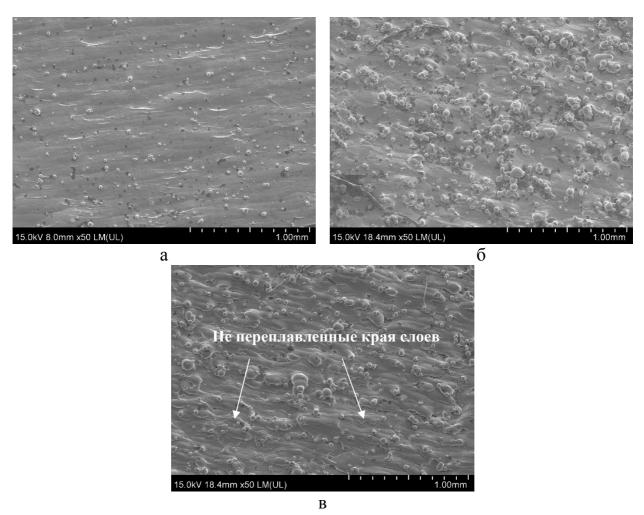


Рис. 3.11 Изображение поверхностей UpSkin c Ra 4,36 (a), Ra 21,77 (б) и Ra 16,61 (в), РЭМ

Это означает, что в рассматриваемом диапазоне режимов и плотностей энергии переплавление предыдущего слоя не происходит только на поверхности под углом 35°. Это объясняет повышенные медианные значения шероховатости для поверхностей под таким углом.

На рисунке 3.12 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).

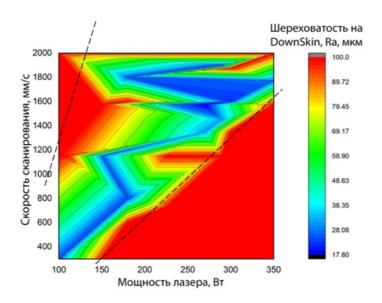


Рис. 3.12 Распределение медианных показателей шероховатости поверхности DownSkin по диапазону углов 35-55° в координатах «мощность лазера – скорость сканирования»

Распределение, представленное на рисунке 3.12, принципиально отличается от распределения медианных значений шероховатости на поверхности UpSkin. Это позволяет сделать вывод, что параметры контура по-другому влияют на формирование поверхности DownSkin, и механизм ее формирования отличается от поверхности UpSkin.

Распределение медианных значений шероховатости на поверхности DownSkin имеет вид, близкий к «process window» (пунктирные линии на рис. 3.12). Это область варьирования параметров процесса селективного лазерного сплавления (мощности лазера и скорости сканирования), границы которой определяются значениями эффективной объемной плотности энергии. Внутри данной области лежат оптимальные значения режимов для получения основного материала с минимальной пористостью [140]. 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  $E\approx2,75\ Дж/мм^2$ , а условной нижней —  $E\approx15,15\ Дж/мм^2$ , при этом при усреднении интервал плотности энергии сужается и становиться  $E\approx7-9,5\ Дж/мм^2$ .

На рисунке 3.13 приведено распределение показателей шероховатости поверхности DownSkin для угла 45° в координатах «мощность лазера – скорость сканирования». Оно имеет практически тот же паттерн, что и распределение медианных значений шероховатости по диапазону углов 35-55°.

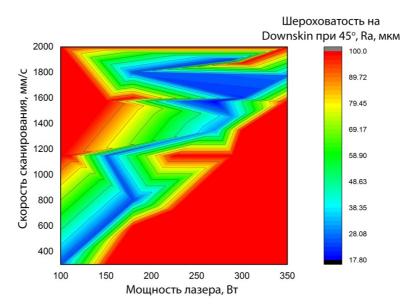


Рис. 3.13 Распределение показателей шероховатости поверхности DownSkin для угла 45° в координатах «мощность лазера – скорость сканирования»

В таблице 3.16 приведены средние и медианные значения шероховатости поверхности DownSkin по всем полученным значениям для каждого угла, а также отклонение между ними.

Таблица 3.16 Средние и медианные значения шероховатости поверхности DownSkin

Значения	Угол, °							
	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 3.16 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.

Аналогично исследованию поверхности UpSkin, чтобы выявить особенности формирования поверхности DownSkin выбирали образцы с характерной поверхностью, которые затем исследовали методом растровой электронной микроскопии.

На рисунке 3.14 представлены изображения поверхностей DownSkin с минимальной полученной шероховатостью Ra 14,03 (a) и высокой Ra 26,22 (б), полученные на поверхностях с углом 55°.

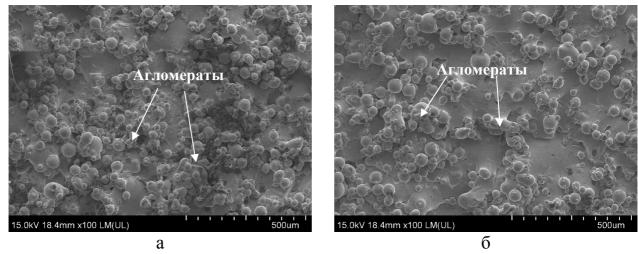


Рис. 3.14 Изображение поверхностей DownSkin c Ra 14,03 (a) и Ra 26,22 (б), РЭМ

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.

Плотность энергии на контуре для первого режима E=9,1 Дж/мм<sup>2</sup> с шероховатостью поверхности Ra 14,03, для второго режима E=2,63 Дж/мм<sup>2</sup> с шероховатостью поверхности Ra 26,22. В отличие режимов для поверхности UpSkin, для поверхности DownSkin не прослеживается прямой корреляции роста шероховатости с уменьшением или увеличением плотности энергии на контуре на образцах с одним и тем же углом наклона к плите построения. Поэтому, предположительно, мощность лазера и скорость сканирования оказывают ключевое влияние на формирование поверхности DownSkin.

Принципиальный механизм формирования поверхности DownSkin приведен в работе [141]. В ней рассматривается крайний случай, когда поверхность расположена под нулевым углом к платформе построения (рис. 3.15).

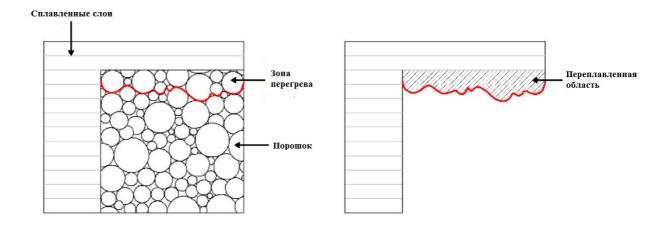


Рис. 3.15 Схема формирования поверхности DownSkin [141]

Из рисунка 3.15 видно, что из-за наличия зоны перегрева порошка в процессе синтеза на поверхности DownSkin возникает переплавленная область, которая формирует ее рельеф и к которой приплавляются частицы порошка. При этом очевидно, что при увеличении угла наклона поверхности DownSkin к платформе построения зона перегрева будет уменьшаться, тем самым, в первую очередь, снижая глубину переплавленной области. Именно за счет этого и будет снижаться шероховатость поверхности.

Для иллюстрации этого предположения провели анализ изображений поверхностей DownSkin, расположенных под разным углом относительно платформы построения. Проанализировали следующие образцы:

- угол 45°, Ra 30,25,  $E=4,32 \text{ Дж/мм}^2$ ;
- угол 35°, Ra >35 (красная область), E= 1,5 Дж/мм<sup>2</sup>.

При сравнении изображений на рисунке 3.16 с изображениями на рисунке 3.14 видно, что агломераты присутствуют на всех поверхностях.

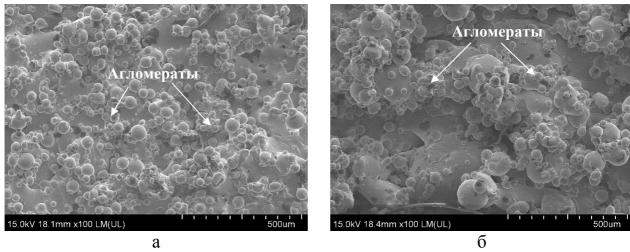


Рис. 3.16 Изображение поверхностей DownSkin c Ra 30,25 (a) и Ra >35 (б), PЭМ

При этом более значительный вклад в шероховатость вносит именно рельеф переплавленной области, особенно это рельеф виден на рисунке 3.16 б. Поэтому на поверхностях с углами наклона 35° и 40° не удалось получить приемлемых значений шерховатости поверхности DownSkin [142].

## 3.4 Исследование тонкой структуры синтезированного материала синтезированного материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648\*

Микроструктура синтезированного материала имеет сложное пространственное строение, формируемое ваннами расплава размером 60-120 мкм при последовательном прохождении лазерного пучка в процессе сплавления (рис. 3.17 а, б). Ванны формируют сетку из перпендикулярных линий, лежащих в плоскости синтеза соответствующим расстоянию между треками [143, 144, 145]. На данную сетку накладывается другая сетка с размером ячейки 1 мм, что соответствует которое смещаются границы расстоянию, на островков каждом последующем слое. Данный эффект объясняется большим количеством энергии, которую передает лазерный пучок образцу, на участках смены направления движения и проплавления материала на значительно большую глубину, чем на линейных участках. Каждая ванна расплава представлена несколькими колониями дендритов, формирующих зерна. В процессе

<sup>\*</sup> Исследования проведены совместно с Зайцевым Д.С. и Капланским Ю.Ю.

кристаллизации вблизи поверхности ванны формируются столбчатые зерна, ориентированные перпендикулярно к ней (рис. 3.17 в, г). 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. Те зерна, которые располагаются вблизи нижней точки ванны расплава, имеют направление теплоотвода, соответствующее оси синтеза. Это в свою очередь приводит к формированию столбчатых зерен в ваннах расплава, направление кристаллизации которых близко к направлению синтеза.

При более высоком разрешении (рис. 3.17, б-г) показано, что наблюдаемые ванны расплава фрагментированы на субзерна с ячеистой структурой, образованной колониями со-направленных столбчатых кристаллов у-фазы. При этом субзерна в пределах одной ванны расплава имели различную ориентацию кристаллов матричной фазы, как показано на рисунке 3.17 в. Размер у кристаллов составлял 2-3 мкм в поперечном сечении (ячеек) и до 10 мкм в продольном сечении. Причиной разориентировки колоний со-направленных кристаллов у-фазы в пределах одной ванны расплава, вероятно, являются локальные направления изменения теплопередачи на дне ванны расплава, связанные со стратегией лазерного сканирования и смещением треков между слоями относительно исходного положения. Ячеистая структура субзерен образовывалась неравновесных условий кристаллизации, характерных для высоких скоростей охлаждения  $\sim 10^{6} \text{K/c}$  расплава при СЛС, которые также приводят к микросегрегациям тяжелых элементов (Mo, W, Nb) и, предположительно, кислорода по границам ячеек.

На образцах повсеместно наблюдаются трещины, ориентация которых совпадает с траекторией прохождения лазера. В междендритных областях в процессе синтеза выделяются ГЦК 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. 3.17 д, е). Размер карбидов обоих типов не превышает 50 нм. Нитридов в структуре после СЛС не выявлено.

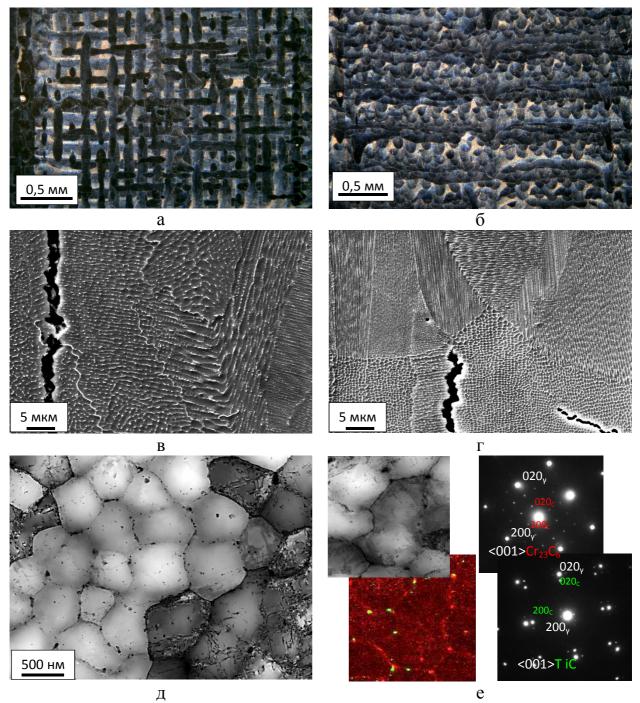


Рис. 3.17 Микроструктура синтезированного материала никелевого жаропрочного сплава ЭП648, полученного методом СЛС: а, в – в плоскости синтеза (оптическая и растровая электронная микроскопия); б, г – в плоскости, перпендикулярной плоскости синтеза (оптическая и растровая электронная микроскопия); д – структура дендритов в поперечном сечении (ПЭМ);

е – карта распределения Cr (красный) и Ti (зеленый) в структуре дендритов и картины дифракции от карбидов Me23C6 и MeC

По сравнению с микроструктурой сплава ЭП648 в литом состоянии (рис. 3.18 а, б) можно сказать, что распределение легирующих элементов в объеме материала полученного методом СЛС происходит более равномерно. Это обусловлено отсутствием зональной ликвации т.к. в процессе синтеза происходит плавление незначительных объемов металла. В тоже время размер дендритов, который не превышает 1-2 мкм и минимизирует эффект от дендритной ликвации.

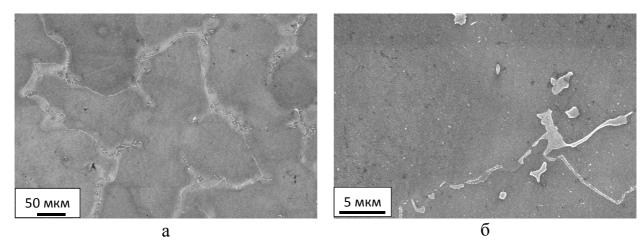


Рис. 3.18 Микроструктура сплава ЭП648 в литом состоянии

В связи с тем, что в литом состоянии размеры дендритов могут достигать 0,5 мм (рис. 3.18 а), наблюдается неравномерность распределения легирующих элементов в объеме одного дендрита [146, 147]. Неоднородность по химическому составу при последующих термических обработках приводит к неравномерному выделению упрочняющих фаз [148].

Рентгеноструктурный анализ образцов в состоянии после СЛС показал, что в процессе синтеза формируется кристаллографическая текстура γ-фазы. Наблюдаются текстурная компонента {100}<001> с плоскостями {100} параллельно плоскости наплавки, как показано в работе [149], а также <001> вдоль направлений движения лазера (рис. 3.19 а).

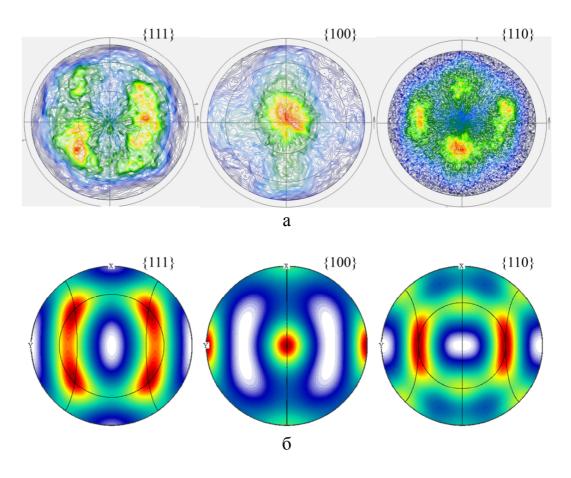


Рис. 3.19 Прямые полюсные фигуры  $\{111\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{110\}$ : a – экспериментальные,  $\delta$  – расчетные

Формирование текстуры происходит благодаря кристаллизации в направлении теплоотвода [149]. Для ГЦК решетки (γ-фаза) в направлении теплоотвода растут плоскости {100}. При рассмотрении ванн расплава видно, что направления роста дендритов кристаллизации, нормальные к стенкам ванн, варьируются в полном угле поворота (с учетом симметрии ванны) от 0 до 180°. В соответствии с шахматной стратегии печати, ход лазерного луча идет по двум взаимноперпендикулярным направлениям в плоскости построения. В связи с этим стоит ожидать наличия двух аксиальных компонент текстуры с осями <100> вдоль этих направлений хода лазера. С целью проверки предложенной модели формирования кристаллографической текстуры проведено моделирование двух аксиальных компонент <100> параллельно направлению движения лазера с размытием 20° (рис. 3.19 б).

Выявлены характерные признаки такой текстуры на прямых полюсных фигурах ( $\Pi\Pi\Phi$ )\*: на  $\Pi\Pi\Phi$  {111} наблюдается попарное объединение четырех текстурных максимумов в два, удлиненных в сторону высотного направления образца; ППФ {110} два максимума удлинены в сторону высотного направления образца, а два, лежащие в сечении, образованном направлением сканирования, остаются равноосными. На рисунке черными линиями на расчетных ППФ нанесены кольцевые элементы аксиальных компонент для соответствующих семейств плоскостей. Визуальное сравнение экспериментальных и расчетных ППФ показывает удовлетворительную подтверждает формирования схожесть выдвинутую модель кристаллографической текстуры [150].

### 3.5 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. 3.17, 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 направлении построения. Восприимчивость сплава образованию горячих микротрещин, вероятно, вызвана микросегрегациями карбидообразующих элементов – хрома, молибдена и вольфрама вдоль границ ячеек и субзерен. Кроме того, на образование микротрещин в высоколегированных сплавах существенное влияние может оказывать стратегия сканирования и содержание растворенного кислорода.

Результаты анализа влияния содержания кислорода в металле на объемную долю микротрещин в структуре синтезированного материала

<sup>\*</sup> Исследования проведены совместно с Медведевым П.Н.

никелевого жаропрочного сплава ЭП648, изготовленного с применением двух типов штриховок – шахматной и сплошной, представлены на рис. 3.20.

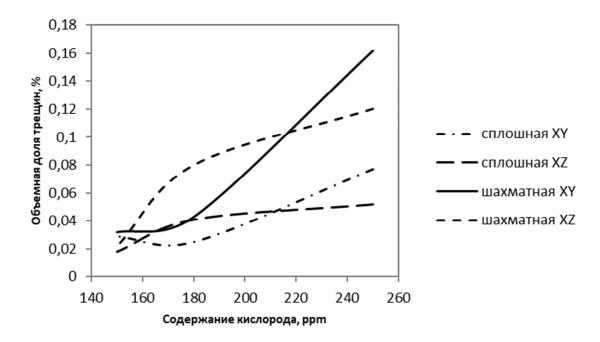


Рис. 3.20 Объемная доля микротрещин в зависимости от типа штриховки и содержания кислорода в синтезированном материале

Независимо от ориентации образцов на плите построения и стратегии сканирования кривые зависимости доли микротрещин от содержания кислорода в синтезированном материале носят идентичный характер.

Значительно больше трещин при высоких значениях содержания кислорода наблюдается в образцах, изготовленных с применением шахматной штриховки — в два раза выше для обоих направлений. Также при высоких значениях содержания кислорода наблюдается более высокие показатели объемной доли трещин в направлении XY, чем в направлении XZ.

При содержании кислорода ~150 ppm практически нивелируются различия в объемной доли микротрещин между образцами, изготовленными с применением различных штриховок. Можно наблюдать одинаково

минимальные значения объемной доли микротрещин в обоих направлениях синтеза, при этом разница между направлениями сохраняется.

Более того, 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) [150].

### 3.6 Разработка регрессионной модели параметров процесса СЛС прогнозирующая объемную долю дефектов

Для оценки влияния технологических параметров процесса СЛС при синтезе образцов на формируемую пористость был проведен регрессионный анализ на основе полученных данных для никелевого сплава ЭП648 (рис. 3.21). По результатам проведенного регрессионного анализа было получено уравнение взаимосвязи формируемой пористости у (в %) от технологических параметров:

$$y = 0.0062X_1 - 0.00016X_2 - 0.79$$

где  $X_1$  – мощность лазера, BT;  $X_2$  – скорость сканирования, мм/с.

### Регрессионный анализ в общем уравнении

$$y(x_1,x_2,...,x_p)=E(Y\vee X_1=x_1,X_2=x_2,...,X_p=x_p),$$
 где  $y(x_1,x_2,...,x_p)$  регрессия величины Y по величинам  $X_1,X_2,...,X_p$ 

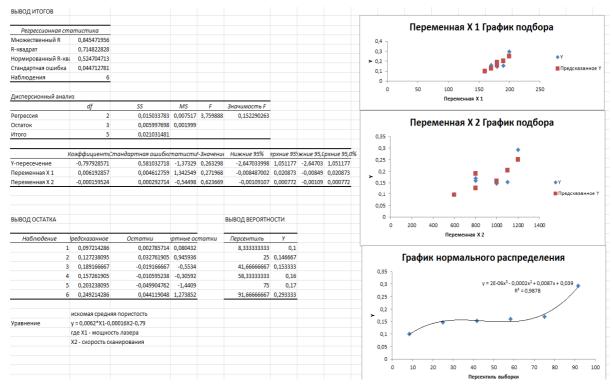


Рис. 3.21 Итоги регрессионного анализа

Для линейной взаимосвязи входных и выходных параметров необходимо, чтобы коэффициент детерминации  $R^2$  равнялся 1 ( $R^2=1$ ). Полученное значение коэффициента  $R^2=0,715$ , показывает высокий уровень взаимосвязи параметров, однако необходимо дальнейшие исследования для уточнения регрессионной модели и повышения значения коэффициента детерминации.

#### 3.7 Выводы по Главе 3

- 1. По результатам исследования влияния параметров синтеза на формирование структуры основного материала установлено, что предпочтительнее использовать меньшие толщины слоя для получения синтезированного материала с более низкой пористостью. Предпочтительнее использовать шахматную штриховку для снижения пористости, однако это может привести к увеличению трещин в структуре.
- 2. Микроструктура синтезированного материала имеет сложное строение с закристаллизованными ваннами расплава, состоящими из субзерен с ячеистой структурой. При этом синтезированный в среде аргона

материал имеет более высокую пористость, чем в среде азота, но в последнем в структуре присутствуют микротрещины. Использование азота в качестве материала среды для изготовления синтезированного материала является более предпочтительным, чем использование аргона, поскольку трещины могут быть залечены применением ГИП, а аргонная пористость – нет.

- 3. Установлено, что формирование поверхностей деталей из синтезированного материала сплава марки ЭП648 зависит от подводимой плотности энергии. Для формирования верхних поверхностей деталей (UpSkin) из синтезированного материала сплава марки ЭП648 со значениями шероховатости Ra 4-5 необходимо обеспечить плотность энергии на контуре в интервале 30-39 Дж/мм² со значениями скорости сканирования 300-1000 мм/с, для формирования нижних поверхностей деталей (DownSkin) со значениями шероховатости Ra 14-15 плотность энергии на контуре 7-9,5 Дж/мм², независимо от мощности и скорости энергии.
- 4. Необходимо строго регламентировать содержание кислорода в синтезированном материале никелевого жаропрочного сплава ЭП648, которое складывается из кислорода в металлопорошковой композиции и в среде синтеза (азоте), и должно составлять не более 150 ppm. Повышенное содержание кислорода в синтезированном материале приводит к росту количества микротрещин независимо от режима СЛС.

# ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ И БАРОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИНТЕЗИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП648

## 4.1 Исследование влияния термической и баротермической обработок на структуру синтезированного материала

Сравнение структуры СЛС материала, синтезированного в среде азота (рис. 4.1 а) и в среде аргона (рис. 4.1, б) после баротермической обработки показало типичную структуру закаленного металла: в ней хорошо видны карбиды и частицы α-Сг, при этом количество таких частиц в металле, синтезированном в азоте значительно больше, чем при синтезе в аргоне (рис. 4.1 а, б). По термическому воздействию баротермическая обработка для данного сплава близка к обычной закалке, однако замедленная скорость охлаждения (около 25°/мин) приводит к частичному подстариванию металла (выделению упрочняющей фазы). Трещин после ГИП не выявлено.

Карбидные выделения типа MeC и  $Me_{23}C_6$ , которые сформировались при СЛС по границам дендритов, сохраняют свое месторасположение после ГИП. Размер карбидов увеличивается до 200 нм (рис. 4.1 в, г). В теле зерен появляются выделения  $\sigma$ -фазы и частиц  $\alpha$ -Cr (рис. 4.1 г) [151,152].

Исследование пористости после баротермической обработки синтезированных образцов показало, что эффективность ГИП повышается с увеличением исходной объемной доли пористости. Для вариантов с наименьшей начальной долей пор снижения их объемной доли пор в процессе ГИП практически не отмечено. Уменьшился лишь максимальный размер отдельных пор. Наиболее важной ролью ГИП в данном случае можно считать залечивание микротрещин, являющихся главными концентраторами напряжений.

Для изучения комбинированного влияния ГИП и ТО на эволюцию структуры синтезированного в среде азота материала сплава ЭП648 провели

исследования структуры методом ПЭМ. Также целью данного исследования было выявление в структуре частиц нитридов.

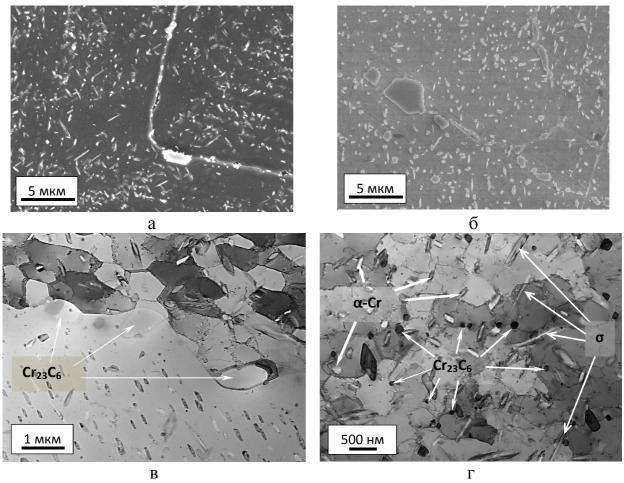


Рис. 4.1 Структура синтезированных в азоте (а) и аргоне (б) образцов после газостатирования, типичные игольчатые выделения  $\sigma$  -фазы и частиц  $\alpha$ -Cr (в,  $\Gamma$ )

На рисунке 4.2 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. 4.2, а). Результаты СПЭМ-ЭДС анализа состава структурных составляющих сплава показали, что игольчатые выделения (спектр 3, рис. 4.3) характеризуются повышенным содержанием никеля и алюминия относительно предполагаемого нитрида (спектр 4, рис.

4.3). Результаты анализа параметров кристаллической решетки игольчатых выделений методом дифракции электронного луча (рис. 4.2, 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. 4.2 е, ж), полученные OT характерных структурных составляющих ИЗ областей анализа, обозначенных под номерами 3 и 4 на рис. 4.2, а. Рассчитанный период ГЦК решетки у-фазы с учетом индексов Миллера и межплоскостных расстояний составил 3,525 Å (рис. 4.2, е). По данным электронограммы (рис. 4.2, ж) образующиеся частицы CrN с периодом ГЦК решетки 3,973 Å (ICDD PDF-2) 01-074-8390, a = 4,135 Å) когерентны у-фазе, о чем свидетельствует совпадение векторов направлений их атомных плоскостей. Когерентная связь между кристаллическими решетками нитрида и никелевой матрицы описывается ориентационным соотношением  $\{011\}<001>_{CrN} || \{011\}<001>_{y}$ установленным на основании снятых электронограмм с рассматриваемых фаз (рис. 4.3, е, ж).

Известно [30, 35, 36], что мелкодисперсные когерентные выделения второй фазы, образующиеся в результате распада пересыщенных твердых способствуют растворов, дисперсионному твердению сплавов путем торможения и/или блокировки скользящих дислокаций И повышают сопротивление ползучести при воздействии внешней нагрузки. Поэтому ожидается значительный рост термомеханических свойств синтезированного материала сплава ЭП648 вследствие выделения в у матрице когерентных выделений CrN. При этом эффект дисперсионного твердения сплава будет наблюдаться вплоть до температур растворения вторых фаз, в том числе игольчатых выделений  $\alpha$ -Cr. Кроме того, высокий уровень механических свойств исследуемого сплава во многом достигается за счет реализации механизма твердорастворного упрочнения  $\gamma$ -фазы при содержании в ней хрома  $\sim$ 32,6% (спектр 1, рис. 4.3, табл. 4.1).

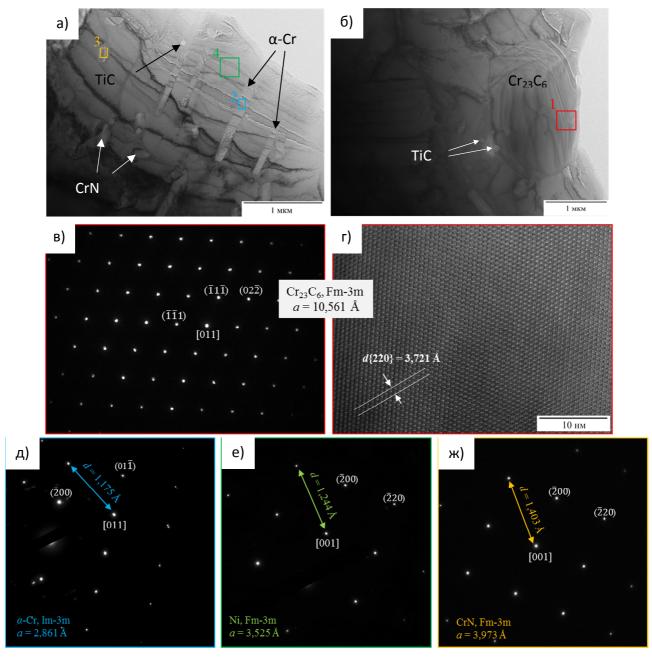


Рис. 4.2 Структурные особенности синтезированного материала в состоянии СЛС+ГИП+ТО: а, б – ПЭМ изображение микроструктуры сплава вдоль оси зоны [001](Ni); в – электронограмма от карбида  $Cr_{23}C_6$  вдоль оси зоны [011]; г – [011] ПЭМ ВР изображение атомной структуры карбида  $Cr_{23}C_6$ ; д – электронограмма от  $\alpha$ -Сг вдоль оси зоны [011]; е – электронограмма от

матрицы (Ni) вдоль оси зоны [001]; ж — электронограмма от частицы CrN вдоль оси зоны [001].

Таблица 4.1 Содержание элементов в фазах синтезированного материала сплава ЭП648 после ГИП и ТО

Спектр	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	-	

Образование карбида хрома типа  $Me_{23}C_6$  вдоль границ зерен  $\gamma$ -фазы в сплаве после СЛС+ГИП+ТО (рис. 4.2, б) подтверждает полученная с частицы ПЭМ электронограмма BP изображение атомно-кристаллической структуры вдоль направления [011] (рис. 4.2 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, Мо и Al (спектр 2, рис. 4.3), а также локальными деформациями. Стоит отметить потерю когерентности между решетками карбида и у-фазы после проведения ГИП и ТО, 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 [150].

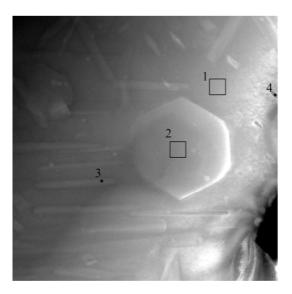


Рис. 4.3 СПЭМ-ЭДС анализ состава фаз в синтезированном материале сплава ЭП648 после ГИП и ТО

## 4.2 Исследование влияния термической и баротермической обработок на механические свойства синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648

Основными свойствами материала ЭП648 являются характеристики прочности и пластичности при комнатной температуре, ударная вязкость, длительная прочность при температуре 800°C, а также характеристики сопротивления усталости.

Подтверждением положительной роли ГИП служат результаты исследования кратковременной прочности синтезированных образцов при комнатной температуре (таблица 4.2). 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 4.2 Результаты испытаний на растяжение синтезированных образцов в различном состоянии при 20°С (средние значения)

-			,		
Состояние	Среда сплавления	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα	$\delta_5$ , %	ψ,%
ГИП	азот	960	550	42	42
	аргон	935	510	39	37
ГИП+ТО	азот	1150	720	28	31
	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. 4.4 - 4.6).

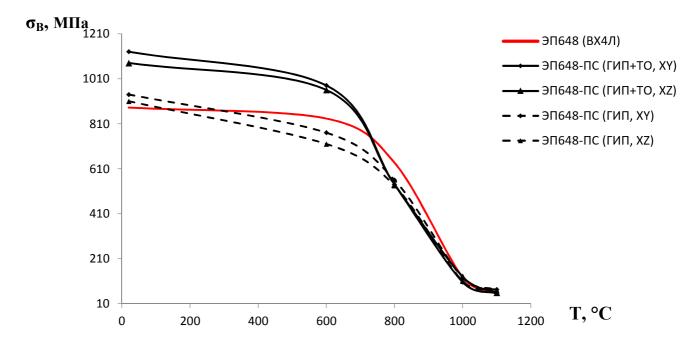


Рис. 4.4 Кривые изменения предела прочности при различных температурах литого сплава ЭП648 (ВХ4Л) и синтезированного материала ЭП648, при различных ТО

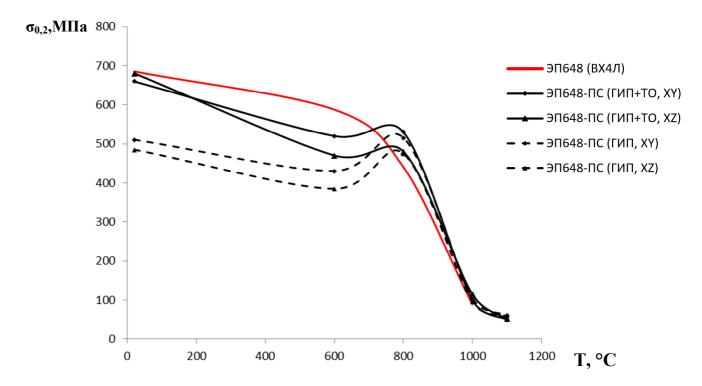


Рис. 4.5 Кривые изменения условного передела текучести при различных литого сплава ЭП648 (ВХ4Л) и синтезированного материала ЭП648, при различных ТО

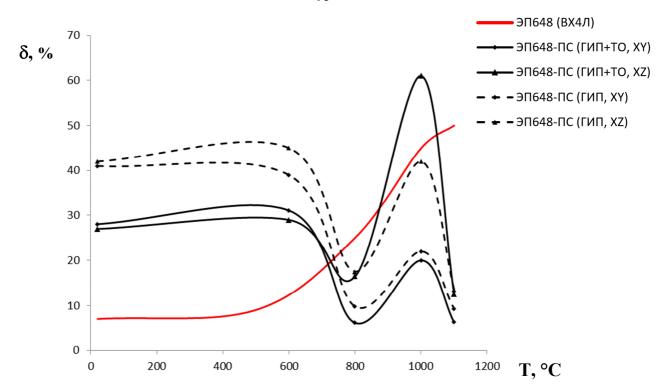


Рис. 4.6 Кривые изменения относительного удлинения при различных температурах литого сплава ЭП648 (ВХ4Л) и синтезированного материала ЭП648, при различных ТО

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. При этом при температуре 1100°С синтезированные образцы в состоянии ГИП+ТО обладают свойствами, сопоставимыми с литым, а в состоянии ГИП в 1,4 раза превосходят литой по свойствам. 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.

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, аналогично представленным в работе [135]. При этом для литого материала таких падений не наблюдается.

Влияние среды синтеза и последующего термического воздействия на длительную прочность синтезированных образцов представлено на рис. 4.7.

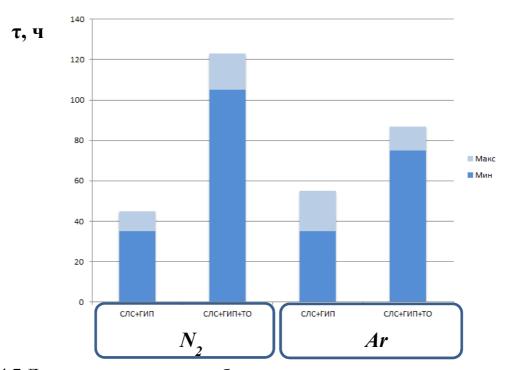
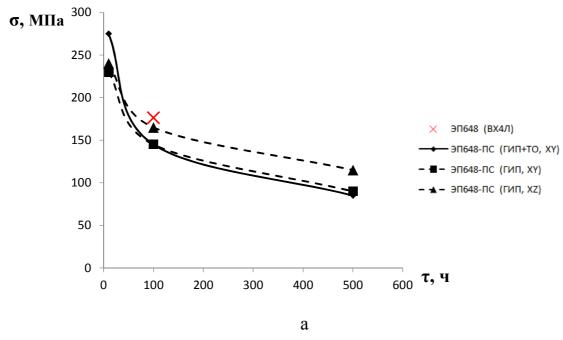


Рис. 4.7 Длительная прочность образцов, синтезированных в аргоне и азоте, после газостатической и термической обработок (T=800°C,  $\sigma=130$  МПа)

Из рисунка 4.7 видно, что образцы, синтезированные в азоте, обладают более высокими значениями длительной прочности после газостатирования со старением. Длительная прочность образцов только 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.

Кривые длительной прочности представлены на рисунке 4.8.



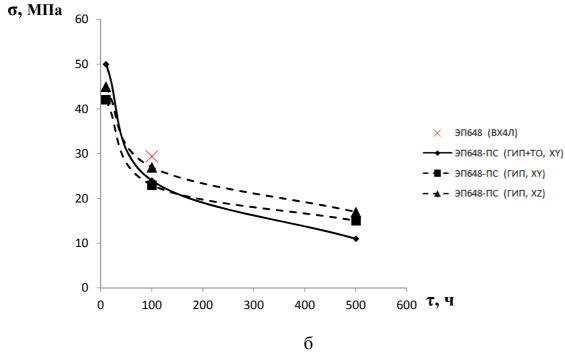


Рис. 4.8 Кривые длительной прочности СЛС ЭП648 при температуре 800°C (а) и при температуре 1000°C (б)

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.

#### 4.3 Выводы по Главе 4

- 1. Установлено, что фазовый состав синтезированного материала сплава ЭП648, независимо от среды синтеза, подвергнутого баротермической и термической обработкам, состоит из матричного никелевого γ-твердого раствора и выделений фаз на основе ОЦК твердого раствора хрома (фаза α-Сr), интерметаллидной топологически плотноупакованной (ТПУ) σ-фазы и карбидной фазы типа Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. 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. Определено влияние термической и баротермической обработок на структуру и комплекс механических свойств синтезированного материала. Показано, 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. Длительная прочность выше после синтеза в азоте, кратковременная после синтеза в аргоне, что обусловлено наличием нитридов в структуре материала.
- 3. Проведена общая квалификация (паспортизация) синтезированного материала сплава ЭП648-ПС, обладающий следующими механическими характеристиками (средние значения): при 20°С  $\sigma_B$ =1130 МПа,  $\sigma_{0,2}$ =660 МПа,

 $\delta$ =28 %; при 800°С  $\sigma_{\scriptscriptstyle B}$ =540 МПа,  $\sigma_{0,2}$ =530 МПа,  $\delta$ =6,2 %,  $\sigma_{100}{}^{800}$ =145 МПа. Синтезированный материал сплава ЭП648-ПС по свойствам при 20°C литой ВХ4Л (ЭП648). Причиной превосходит сплав повышения мелкодисперсная свойств служит наследственная механических микроструктура синтезированного материала и увеличение плотности упрочняющих фаз.

# ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СИНТЕЗИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП648

### 5.1 Разработка способа изготовления деталей методом СЛС МПК сплава ЭП648

На основании проведенных в работе исследований разработан способ изготовления деталей методом СЛС МПК жаропрочных сплавов на основе никеля, включающий в себя следующие основные технологические операции:

- проведение процесса СЛС с формированием детали в среде азота;
- проведение процесса ГИП синтезированных деталей в среде аргона;
- проведение старения после ГИП.

В предложенном способе используется МПК фракционного состава 10-63 мкм с содержанием кислорода не более 0,01 мас. %.

Способ защищен патентом RU 2623537 и положен в основу разработки технологий изготовления сложнопрофильных деталей методом СЛС из сплава ЭП648-ПС[153].

## 5.2 Разработка и внедрение серийной технологии изготовления заготовок деталей «Завихритель» методом селективного лазерного сплавления

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

Завихрители фронтового устройства камеры сгорания обеспечивают равномерную подачу воздуха в камеру, а ключевой характеристикой является коэффициент расхода воздуха, от значений которого зависит постоянство температуры горения воздушно-топливной смеси в камере сгорания. Один моторокомпект камеры сгорания состоит из 48 «Завихрителей». 3D-модель

детали «Завихритель» была адаптирована под особенности аддитивного производства совместно со специалистами АО «ОДК-Авиадвигатель».

Внешний вид 3D-модели в поперечном сечении и сгенерированные поддерживающие структуры представлены на рис. 5.1.

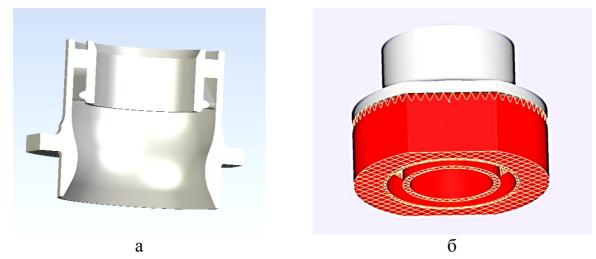


Рис. 5.1 Поперечное сечение 3D-модели завихрителя (a) и сгенерированные поддерживающие структуры (б)

Заготовки деталей, синтезированные по разработанными параметрами поддерживающих элементов, не имели надрывов и видимых глазом нарушений геометрии (рис. 5.2). Точность построения синтезированных деталей оценивали бесконтактным методом на оптическом 3D сканере путем совмещения эталонной модели с данными, полученными в результате сканирования.



Рис. 5.2 Синтезированные заготовки деталей «Завихритель»

Полученные детали подвергали ГИП и старению. Исследование пористости в синтезированных заготовках деталей показало, что объемная доля пор в детали соответствует ранее исследованным элементарным образцам и составляет 0,14 %. После ГИП и термической обработки пористость в синтезированных заготовках находится на крайне низком уровне, не превышая 0,01-0,02%.

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».

Для проведения стендовых испытаний и определения основного параметра - коэффициента расхода воздуха методом СЛС МПК сплава ЭП648 был изготовлен комплект заготовок деталей «Завихритель» общим количеством 48 шт. (рис. 5.3).



Рис. 5.3 Комплект заготовок деталей «Завихритель» на платформе построения

Все завихрители прошли контроль внутренних дефектов методом компьютерной томографии и контроль геометрических размеров.

Контроль внутренних дефектов, в соответствии с ТУ, выполнялся методом компьютерной томографии в АО «ОДК-Авиадвигатель». По результатам контроля установлено, что завихрители соответствуют предъявляемым требованиям (рис. 5.4). Результаты контроля геометрических размеров на ATOS приведены на рис. 5.5.

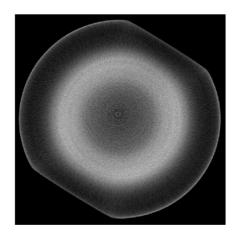




Рис. 5.4 Снимки томографического контроля заготовок завихрителей

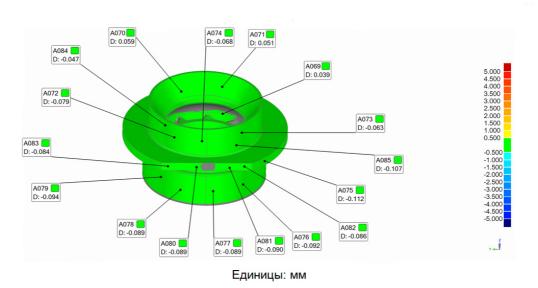
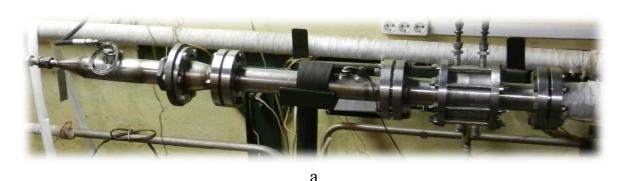


Рис. 5.5 Снимки томографического контроля заготовок завихрителей

После механической обработки детали прошли стендовые испытания по определению коэффициента расхода воздуха. По результатам испытаний

показано, что все значения данных коэффициентов лежат в середине расчетного диапазона. Испытательный стенд и внешний вид завихрителей после испытаний показан на рис. 5.6.



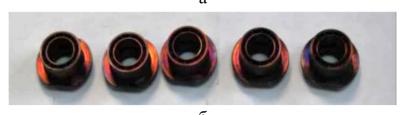


Рис. 5.6 Стенд для испытаний радиального завихрителя (а) и завихрители после испытаний (б)

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.

## 5.3 Разработка и внедрение серийной технологии изготовления детали «Корпус агрегата наддува» методом селективного лазерного сплавления

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

Устанавливаемый в настоящее время на двигатель РД191 пластинчаторебристый агрегат наддува, предназначенный для нагрева гелия, используемого для наддува топливных баков ракеты-носителя «Ангара», представляет собой неразъемную паяно-сварную конструкцию, включающую в себя корпус, паяный пакет стенок и детали подвода и отвода теплоносителей.

существующей Основными недостатками конструкции агрегата наддува являлись: наличие в нем большого количества паяных швов и сложная технология фрезерования каналов на стенках и крышках паяного увеличивающая пакета, значительно сроки изготовления агрегата. Устранение указанных выше недостатков и улучшение технических характеристик агрегата наддува двигателя РД191 являлось актуальной задачей.

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;
- минимизировать влияние человеческого фактора на процесс изготовления агрегата наддува;
  - существенно сократить сроки и трудоемкость изготовления агрегата.

В отличие от эксплуатируемого в настоящее время в составе двигателя РД191 пластинчато-ребристого агрегата наддува каналы теплоносителей в разработанном агрегате имеют меньшие размеры и расположены в шахматном порядке на участке интенсивного теплообмена. Таким образом, концентрация в единице объема агрегата большей площади теплообменной

поверхности позволила обеспечить высокую интенсивность процесса теплообмена и компактность конструкции агрегата наддува.

Внешний вид исходного и адаптированного агрегата наддува представлен на рисунке 5.7.



Рис. 5.7 Внешний вид агрегата наддува: исходная конструкция (a) и адаптированная конструкция (б)

По разработанной технологии было изготовлено пять опытных экземпляров агрегата наддува, которые прошли цикл автономных испытаний, включающий в себя:

- испытания на прочность и герметичность;
- испытания в условиях вибрации и тряски;
- испытания с циклическим нагружением внутренним давлением;
- проверку запасов прочности при нагружении до разрушения;
- продувку воздухом для определения коэффициентов гидравлического сопротивления теплообменных трактов;
- огневые испытаниям в составе модельной газогенераторной установки с имитацией штатных условий работы агрегата.

На основании положительных результатов автономных испытаний агрегата было выпущено техническое решение, об испытании агрегата наддува в составе доводочного двигателя РД191 №ПМ2.

Также успешно завершены испытания разработанного агрегата наддува в составе доводочного двигателя РД191 №ПМ2. Общая наработка агрегата наддува при огневых испытаниях в составе доводочного двигателя РД191 №ПМ2 составила 1915 секунд, что равноценно семикратному запасу работы двигателя.

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.

Внешний вид заготовки «Корпус агрегата наддува» представлен на рисунке 5.8.





Рис. 5.8 «Корпус агрегата наддува» из синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648

По результатам проведенных исследований были разработаны 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 ХН50ВМТЮБ-ПС (ВХ4А-ПС, ЭП648-ПС)».

На разработанную технологию изготовления заготовки «Корпус агрегата наддува» получен Акт внедрения, утвержденный главным инженерам АО «НПО Энергомаш» Е.В. Воронежским.

#### 5.4 Выводы по Главе 5

- 1. 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.
- 2. Разработана технология изготовления заготовок детали «Завихритель» методом селективного лазерного сплавления МПК сплава ЭП648, выпущена соответствующая научно-техническая документация, технология внедрена в серийное производство АО «ОДК-Авиадвигатель».
- 3. Разработана технология изготовления заготовки «Корпус агрегата наддува» методом селективного лазерного сплавления МПК сплава ЭП648, выпущена соответствующая конструкторская и научно-техническая документация, технология внедрена в серийное производство АО «НПО Энергомаш».

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

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 ррт.
- 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  $\sigma_B$ =540 МПа,  $\sigma_{0,2}$ =530 МПа,  $\delta$ =6,2 %,  $\sigma_{100}^{800}$ =145 МПа. Синтезированный материал сплава ЭП648-ПС по свойствам при 20°C литой превосходит сплав ВХ4Л  $(\Im\Pi648).$ 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-191М. Технологии внедрены в серийное производство АО «ОДК-Авиадвигатель» и АО «НПО Энергомаш».

Разработана и выпущена следующая нормативно-техническая документация:

- 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»;
- ТИ 1.595-16-1283-2019 «Изготовление заготовок детали «Корпус агрегатам наддува двигателя РД191 ПМ2» методом селективного лазерного сплавления металлопорошковой композиции сплава марки ЭП648»;
- ТУ 1-595-16-1933-2021 «Заготовки детали «Корпус агрегата наддува» из сплава марки XH50BMTЮБ-ПС (ВХ4А-ПС, ЭП648-ПС)».

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1. Herzog, D. Additive manufacturing of metals / D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann // Acta Materialia. 2016. Vol. 117. P. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- 2. Каблов, Е.Н. Что такое инновации / Е.Н. Каблов // Наука и жизнь. 2011. № 11. С. 16–21.
- 3. Каблов, Е.Н. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения / Е.Н. Каблов, О.Г. Оспенникова, Б.С. Ломберг, В.В. Сидоров // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 3. С. 47–54.
- 4. Каблов, Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России / Е.Н. Каблов. Москва : ВИАМ, 2015. 557 с.
- 5. Каблов, Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Е.Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. 2015. N 1. C. 3—33.
- 6. Campbell, T.A. Additive manufacturing as a disruptive technology: implications of three-dimensional printing / T.A. Campbell, O.S. Ivanova // Technology & Innovation. -2013. Vol. 15, N 1. P. 67–79. DOI: 10.3727/194982413x13608676060655.
- 7. Bhat, B.N. Aerospace Materials and Applications / B.N. Bhat. Reston, VA: American Institute of Aeronautics and Astronautics, Inc., 2018. 827 p. DOI: 10.2514/4.104893.
- 8. Boyer, R.R. Materials considerations for aerospace applications / R.R. Boyer, J.D. Cotton, M. Mohaghegh, R.E. Schafrik // MRS Bull. 2015. Vol. 40, № 12. P. 1055–1066. DOI: 10.1557/mrs.2015.278.
- 9. Snyder, J.C. Effect of additive manufacturing process parameters on turbine cooling / J.C. Snyder, K.A. Thole // ASME Turbo Expo 2019: Turbomachinery Technical Conference and Exposition. 2019. DOI: 10.1115/GT2019-90862.

- 10. Kerstens, F. End to end process evaluation for additively manufactured liquid rocket engine thrust chambers / F. Kerstens, A. Cervone, P. Gradl // Acta Astronautica. 2021. Vol. 182. P. 454–465. DOI: 10.1016/j.actaastro.2021.02.034.
- 11. Najmon, J.C. Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry / J.C. Najmon, S. Raeisi, A. Tovar // Additive Manufacturing for the Aerospace Industry / ed. F. Froes, R. Boyer. Amsterdam: Elsevier, 2019. P. 7–31. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00002-9.
- 12. Benedetti, M. Architected cellular materials: a review on their mechanical properties towards fatigue-tolerant design and fabrication / M. Benedetti, A. du Plessis, R.O. Ritchie, M. Dallago, S.M.J. Razavi, F. Berto // Materials Science and Engineering R: Reports. 2021. Vol. 144. 100606. DOI: 10.1016/j.mser.2021.100606.
- 13. Orme, M.E. Additive manufacturing of lightweight, optimized, metallic components suitable for space flight / M.E. Orme, M. Gschweitl, M. Ferrari, R. Vernon, I.J. Madera, R. Yancey, F. Mouriaux // Journal of Spacecraft and Rockets. 2017. Vol. 54, № 5. P. 1050–1059. DOI: 10.2514/1.A33749.
- 14. General Electric Additive, LEAP engine Fuel nozzle [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.ge.com/additive/stories/new-manufacturing-milestone-30000-additive-fuel-nozzles (дата обращения: 01.04.2022).
- 15. EOS, Future Ariane propulsion module: Simplified by additive manufacturing [Электронный ресурс]. 2018. Режим доступа: https://www.eos.info/01\_parts-and-applications/case\_studies\_ (дата обращения: 01.04.2022).
- 16. Cellcore, S. Rocket Engine [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.etmm-online.com/3d-printing-arocket-engine-a-886960/ (дата обращения: 01.04.2022).

- 17. Gebler, M. A global sustainability perspective on 3D printing technologies /
  M. Gebler, A.J.M. Schoot Uiterkamp, C. Visser // Energy Policy. 2014. Vol.
  74, № C. P. 158–167. DOI: 10.1016/j.enpol.2014.08.033.
- 18. Dutta, B. The additive manufacturing (AM) of titanium alloys / B. Dutta, F.H. Froes // Titanium Powder Metallurgy / ed. M. Qian, F.H. Froes. Amsterdam: Elsevier, 2015. P. 447–468. DOI: 10.1016/B978-0-12-800054-0.00024-1.
- 19. Barz, A. A study on the effects of additive manufacturing on the structure of supply networks / A. Barz, T. Buer, H.-D. Haasis // IFAC-PapersOnLine. 2016. Vol. 49, № 2. P. 72–77. DOI: 10.1016/j.ifacol.2016.03.013.
- 20. Allen, J. An Investigation into the Comparative Costs of Additive Manufacture vs. Machine from Solid for Aero Engine Parts / J. Allen // Cost Effective Manufacture via Net-Shape Processing. 2006. Р. 17-1—17-10. [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://oai.dtic.mil/oai/oai?verb=getRecord&metadataPrefix=html&identifier=ADA 521730 (дата обращения: 01.04.2022).
- 21. Patents and additive manufacturing: Trends in 3D printing technologies: Technical report / J. Pose-Rodriguez [et al.]. Munich: European Patent Office, 2020. July. 84 p.
- 22. Raghavendra Pai, K. Recent challenges and advances in metal additive manufacturing: A review / K. Raghavendra Pai, V. Vijayan, K. Narayan Prabhi // Materials Today: Proceedings. 2024. DOI: 10.1016/j.matpr.2024.05.008.
- 23. Wohlers, T.T. Wohlers Report 2014: 276-page publication / T.T. Wohlers, T. Caffrey. Fort Collins: Wohlers Associates, Inc., 2014. May. 276 p.
- 24. Yadroitsev, I. Basics of laser powder bed fusion / I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. du Plessis // Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals / ed. I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. du Plessis, R. Roux. Amsterdam : Elsevier, 2021. P. 15–38. DOI: 10.1016/B978-0-12-824090-8.00024.
- 25. Eplus3D EP-M2050 Metal 3D Printer Data Sheet [Техническая документация]. Shanghai : Eplus3D Tech Co., Ltd., 2022.

- 26. Зленко, М. Аддитивные технологии в машиностроении / М. Зленко, А.А. Попович, И.Н. Мутылина. СПб. : Издательство Политехнического университета, 2013. 222 с.
- 27. Волосова, М.А. Пути оптимизации процесса селективного лазерного плавления при помощи выбора стратегии обработки лазерным лучом / М.А. Волосова, А.А. Окунькова // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. − 2012. − Т. 14, № 4. − С. 587–591.
- 28. Yadroitsev, I. Selective laser melting technology: from the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape / I. Yadroitsev, I. Smurov // Physics Procedia. 2010. Vol. 5. P. 551–560. DOI: 10.1016/j.phpro.2010.08.083.
- 29. Тарасова, Т.В. Исследование процессов модификации поверхностного слоя и изготовления трехмерных машиностроительных деталей посредством селективного лазерного плавления / Т.В. Тарасова, А.П. Назаров // Вестник МГТУ «Станкин». 2013. Т. 25, № 2. С. 17–21.
- 30. Song, B. Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting / B. Song [et al.] // Optics & Laser Technology. 2014. Vol. 56. P. 451–460. DOI: 10.1016/j.optlastec.2013.09.017.
- 31. Zhang, D. Comparison of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 alloy processed by selective laser melting and casting / D. Zhang, Z. Feng, C. Wang, W. Wang, Z. Liu, W. Niu // Materials Science & Engineering A. 2018. Vol. 724. P. 357–367. DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.073.
- 32. Zhang, B. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review / B. Zhang, Y. Li, Q. Bai // Chinese Journal of Mechanical Engineering. 2017. Vol. 30, № 3. P. 515–527. DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.
- 33. Garmendia Colera, X. Characterization and Comparison of Inconel 625 Processed by Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition / X. Garmendia Colera, F. Calignano, M. Lorusso, S. Biamino, P. Minetola, D. Manfredi // Advanced Engineering Materials. − 2017. − Vol. 19, № 3. − 1600635. − DOI: 10.1002/adem.201600635.

- 34. Wang, X. Process optimization of selective laser melting using energy density for nickel based superalloys / X. Wang, N. Read, R. Khan, M. Aristizabal, K. Essa, M.M. Attallah // Materials Science and Technology. 2016. Vol. 32, № 7. P. 657–661. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000108.
- 35. Yasa, E. The investigation of the influence of laser re-melting on density, surface quality and microstructure of selective laser melting parts / E. Yasa, J. Deckers, J. Kruth // Rapid Prototyping Journal. 2011. Vol. 17, № 5. P. 312–327. DOI: 10.1108/13552541111156450.
- 36. Kruth, J.-P. Part and material properties in selective laser melting of metals / J.-P. Kruth [et al.] // Proceedings of the 16th International Symposium on Electromachining. Shanghai, 2010. P. 3–14.
- 37. Mercelis, P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting / P. Mercelis, J.-P. Kruth // Rapid Prototyping Journal. -2006. Vol. 12,  $N_{\odot}$  5. P. 254–265. DOI: 10.1108/13552540610707013.
- 38. Ilčík, J. Modern Methods of Construction Design / J. Ilčík, D. Koutný, D. Paloušek // Modern Methods of Construction Design / ed. L. Ševčík [et al.]. Cham: Springer International Publishing, 2014. P. 573–582. DOI: 10.1007/978-3-319-05203-8 86.
- 39. Prashanth, K.G. Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment / K.G. Prashanth [et al.] // Materials Science and Engineering A. 2015. Vol. 590. P. 153–160. DOI: 10.1016/j.msea.2014.10.018.
- 40. Захаров, В.В. Алюминиевые сплавы для аддитивных технологий / В.В. Захаров // Металловедение и термическая обработка металлов. -2021. -№ 5 (791). C. 3-8.
- 41. Aboulkhair, N.T. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting / N.T. Aboulkhair [et al.] // Progress in Materials Science. 2019. Vol. 106. 100578. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.

- 42. Золоторевский, И.С. Производство изделий из алюминия и его сплавов методом селективного лазерного плавления / И.С. Золоторевский, В.С. Золоторевский, А.Н. Солонин // Технология легких сплавов. − 2015. − № 4. − С. 14–24.
- 43. Сбитнева, С.В. Некоторые особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления (обзор) / С.В. Сбитнева, Е.А. Лукина, И. Бенариеб // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 06. Режим доступа: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 01.04.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83.
- 44. Караваев, А.К. Исследование структуры и свойств сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления / А.К. Караваев, Ю.А. Пучков // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение». 2020. № 5 (134). С. 71–85. DOI: 10.18698/0236-3941-2020-5-71-85.
- 45. Alghamdi, F. Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: On silicon morphology, texture and small-scale properties / F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 783. 139296. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139296.
- 46. Ghio, E. Additive Manufacturing of AlSi10Mg and Ti6Al4V lightweight alloys via Laser Powder Bed Fusion: A review of heat treatments effects / E. Ghio, E. Cerri // Materials. 2022. Vol. 15, № 6. 2047. DOI: 10.3390/ma15062047.
- 47. Albu, M. Microstructure evolution during in-situ heating of AlSi10Mg alloy powders and additive manufactured parts / M. Albu [et al.] // Additive Manufacturing. 2020. Vol. 36. 101605. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101605.
- 48. Zhu, S. Microstructural analysis of the influences of platform preheating and post-build heat treatment on mechanical properties of laser powder bed fusion manufactured AlSi10Mg alloy / S. Zhu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2023. Vol. 882. 145486. DOI: 10.1016/j.msea.2023.145486.

- 49. Chambrin, N. In Situ Ageing with the Platform Preheating of AlSi10Mg Alloy Manufactured by Laser Powder-Bed Fusion Process / N. Chambrin [et al.] // Metals. 2022. Vol. 12, № 12. 2148. DOI: 10.3390/met12122148.
- 50. Dynin, N.V. Structure and mechanical properties of an advanced aluminium alloy AlSi10MgCu (Ce, Zr) produced by selective laser melting / N.V. Dynin, V.V. Antipov, D.V. Khasikov, I. Benarieb, A.V. Zavodov, E.G. Evgenov // Materials Letters. 2021. Vol. 284. 128898. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128898.
- 51. Житнюк, С.В. Исследование микроструктуры и фазового состава металлического композиционного материала системы Al–Si–Mg, модифицированного частицами карбида кремния путем механического легирования. Часть 1 / С.В. Житнюк, П.Н. Медведев // Труды ВИАМ. − 2023. − № 1 (119). − Ст. 08. − Режим доступа: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 01.04.2022). − DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-97-106.
- 52. Martin, J.H. 3D printing of high-strength aluminium alloys / J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T.A. Schaedler, T.M. Pollock // Nature. 2017. Vol. 549, № 7672. P. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894. Manfredi, D. Additive Manufacturing of Al Alloys and Aluminium Matrix Composites (AMCs) / D. Manfredi, F. Calignano, M. Krishnan, R. Canali [et al.] // Light Metal Alloys Applications / ed. W.A. Monteiro. London: InTech, 2014. Chapter 1. P. 3–34. DOI: 10.5772/57353.
- 53. Kanagarajah, P. Inconel 939 processed by selective laser melting: Effect of microstructure and temperature on the mechanical properties under static and cyclic loading / P. Kanagarajah [et al.] // Materials Science and Engineering A. 2013. Vol. 588. P. 188–195. DOI: 10.1016/j.msea.2013.09.025.
- 54. Wang, F. Mechanical property study on rapid additive layer manufacture Hastelloy® X alloy by selective laser melting technology / F. Wang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. -2012. Vol. 58, Nolem 5-8. P. 545-551. DOI: 10.1007/s00170-011-3423-2.

- 55. Jia, Q. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties / Q. Jia, D. Gu // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 585. P. 713–721. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.171.
- 56. Cloots, M. Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN738LC and the cobalt-based alloy Mar-M509 produced by selective laser melting / M. Cloots, K. Kunze, P.J. Uggowitzer, K. Wegener // Materials Science & Engineering A. 2016. Vol. 658. P. 68–76. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.058.
- 57. Mukhtarova, K.S. Microstructure and mechanical properties of the Inconel 718 superalloy manufactured by selective laser melting / K.S. Mukhtarova, R.V. Shakhov, S.K. Mukhtarova [et al.] // Letters on Materials. 2019. Vol. 9, № 4. P. 480–484. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-4-480-484.
- 58. Polozov, I. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment / I. Polozov, A. Popovich, V. Sufiiarov, E. Borisov // Key Engineering Materials. 2015. Vol. 651-653. P. 665–670. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.665.
- 59. Мазалов, И.С. Перспективы применения жаропрочного структурностабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД / И.С. Мазалов, А.Г. Евгенов, С.М. Прагер // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1. С. 3—7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
- 60. Ardila, L.C. Effect of IN718 recycled powder reuse on properties of parts manufactured by means of selective laser melting / L.C. Ardila [et al.] // Physics Procedia. 2014. Vol. 56. P. 99–107. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.152.
- 61. Wu, L. Evaluation of the mechanical properties and porcelain bond strength of cobalt-chromium dental alloy fabricated by selective laser melting / L. Wu [et al.] // The Journal of Prosthetic Dentistry. − 2014. − Vol. 111, № 1. − P. 51–55. − DOI: 10.1016/j.prosdent.2013.09.011.

- 62. Асланян, Г.Г. Фрактографическое исследование образцов сплава системы Co–Cr–Ni–W–Та, полученных методом селективного лазерного сплавления / Г.Г. Асланян, Д.И. Сухов, П.Б. Мазалов, Е.А. Сульянова // Труды ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн. 2019. № 4. Ст. 01. Режим доступа: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 01.04.2022).
- 63. Мазалов, И.С. Влияние параметров горячего изостатического прессования на структуру и свойства сплавов на основе кобальта, получаемых методом селективного лазерного сплавления / И.С. Мазалов, П.Б. Мазалов, Д.И. Сухов, Е.А. Сульянова // Авиационные материалы и технологии. − 2021. − № 2 (63). − С. 3−14. − DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-3-14.
- 64. Mergulhão, M.V. Perspective of Additive Manufacturing Selective Laser Melting in Co-Cr-Mo Alloy in the Consolidation of Dental Prosthesis / M.V. Mergulhão, C.E. Podestá, M. Neves // Biomaterials in Regenerative Medicine / ed.
- D. Dobrin. London : IntechOpen, 2018. Chapter 17. DOI: 10.5772/intechopen.69720.
- 65. Qian, B. Defects-tolerant Co-Cr-Mo dental alloys prepared by selective laser melting / B. Qian, K. Saeidi, L. Kvetková, F. Lofaj, C. Xiao, Z. Shen // Dental Materials. 2015. Vol. 31, № 12. P. 1435–1444. DOI: 10.1016/j.dental.2015.09.003.
- 66. Vrancken, B. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties / B. Vrancken [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2012. Vol. 541. P. 177–185. DOI: 10.1016/j.jallcom.2012.07.022.
- 67. Sun, Y. The effect of recycling on the oxygen distribution in Ti-6Al-4V powder for additive manufacturing / Y. Sun, M. Aindow, R.J. Hebert // Materials at High Temperatures. 2018. Vol. 35, № 1-3. P. 217–224. DOI: 10.1080/09603409.2017.1389133.
- 68. Chlebus, E. Microstructure and mechanical behaviour of Ti—6Al—7Nb alloy produced by selective laser melting / E. Chlebus [et al.] // Materials

- Characterization. 2011. Vol. 62, № 5. P. 488–495. DOI: 10.1016/j.matchar.2011.03.006.
- 69. Rafi, H.K. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti–6Al–4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting / H.K. Rafi, T.L. Starr, B.E. Stucker // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. − 2013. − Vol. 69, № 5-8. − P. 1299–1309. − DOI: 10.1007/s00170-013-5106-7.
- 70. Li, R. 316L Stainless Steel with Gradient Porosity Fabricated by Selective Laser Melting / R. Li [et al.] // Journal of Materials Engineering and Performance. 2010. Vol. 19, № 5. P. 666–671. DOI: 10.1007/s11665-009-9535-2.
- 71. Сухов, Д.И. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионностойкой стали / Д.И. Сухов, П.Б. Мазалов, С.В. Неруш, Н.А. Ходырев // Труды ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн. − 2017. − № 8. − Ст. 04. − Режим доступа: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 09.08.2017). − DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-4-4.
- 72. Jacob, G. Effects of powder recycling on stainless steel powder and built material properties in metal powder bed fusion processes / G. Jacob, C. Brown, A. Donmez, S. Watson, J. Slotwinski. Gaithersburg: National Institute of Standards and Technology, 2017. 59 p. DOI: 10.6028/NIST.AMS.100-6.
- 73. Spierings, A.B. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts / A.B. Spierings, N. Herres, G. Levy // Rapid Prototyping Journal. 2011. Vol. 17, № 3. P. 195–202. DOI: 10.1108/13552541111124770.
- 74. Jelis, E. Metallurgical and Mechanical Evaluation of 4340 Steel Produced by Direct Metal Laser Sintering / E. Jelis, M. Clemente, S. Kerwien, N.M. Ravindra, M.R. Hespos // JOM. 2015. Vol. 67, № 3. P. 582–589. DOI: 10.1007/s11837-014-1273-8.
- 75. Бакрадзе, М.М. Влияние термической пост-обработки на текстуру и анизотропию свойств конструкционного сплава системы Cu-Cr, полученного

- с помощью селективного лазерного сплавления / М.М. Бакрадзе, А.В. Пескова, Ю.Ю. Капланский // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). С. 3–16. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-3-16.
- 76. Евгенов, А.Г. Перспективы применения сплава на основе интерметаллида Ni3Al типа ВКНА-4УР в аддитивных технологиях / А.Г. Евгенов, О.Г. Базылева, В.А. Королев, Э.Г. Аргинбаева // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1 (43). С. 31–35. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-31-35.
- 77. Ivekovic, A. Effect of processing parameters on microstructure and properties of tungsten heavy alloys fabricated by SLM / A. Ivekovic, M.I. Montero-Sistiaga, K. Vanmeensel, J.P. Kruth, J. Vleugels // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2019. Vol. 82. P. 23–30. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.03.024.
- 78. Li, R.D. Effects of processing parameters on rapid manufacturing 90W–7Ni–3Fe parts via selective laser melting / R.D. Li, J.H. Liu, Y.S. Shi, L. Zhang, M.Z. Du // Powder Metallurgy. 2013. Vol. 56, № 4. P. 310–317. DOI: 10.1179/1743290113Y.0000000058.
- 79. Li, J. Densification, Microstructure and Properties of 90W-7Ni-3Fe Fabricated by Selective Laser Melting / J. Li, Z. Wei, B. Zhou, Y. Wu, S.-G. Chen, Z. Sun // Metals. 2019. Vol. 9, № 8. 884. DOI: 10.3390/met9080884.
- 80. Wang, M. Selective laser melting of W-Ni-Cu composite powder: Densification, microstructure evolution and nano-crystalline formation / M. Wang, R. Li, T. Yuan, C. Chen, M. Zhang, Q. Weng, J. Yuan // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2018. Vol. 70. P. 9–18. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.09.005.
- 81. Li, J. Preparation, microstructure, and microhardness of selective laser-melted W–3Ta sample / J. Li, Z. Wei, B. Zhou, Y. Wu, S.-G. Chen, Z. Sun // Journal of Materials Research. 2020. Vol. 35, № 15. P. 2016–2024. DOI: 10.1557/jmr.2020.115.

- 82. Сухов, Д.И. Особенности формирования структуры жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ21 в процессе селективного лазерного сплавления, вакуумной термической обработки и горячего изостатического прессования / Д.И. Сухов, Н.В. Петрушин, Д.В. Зайцев, М.М. Тихонов // Металлург. − 2019. № 4. С. 83–93. DOI: 10.1007/s11015-019-00837-1.
- 83. The Best SLS 3D Printer of 2022 Buyer's Guide [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://m.all3dp.com/1/best-sls-3d-printer-desktop-industrial/ (дата обращения: 18.04.2022).
- 84. Azam, F.I. An In-Depth Review on Direct Additive Manufacturing of Metals / F.I. Azam [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. Vol. 328, № 1. 012005. DOI: 10.1088/1757-899X/328/1/012005.
- 85. Guo, C. Effect of scanning parameters on material deposition during Electron Beam Melting of Ti-6Al-4V powder / C. Guo, W. Ge, F. Lin // Journal of Materials Processing Technology. 2015. Vol. 217. P. 148–157. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.010.
- 86. Tang, H.P. Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V by Selective Electron Beam Melting / H.P. Tang, M. Qian, N. Liu, X.Z. Zhang, G.Y. Yang, J. Wang // JOM. 2015. Vol. 67, № 3. P. 555–563. DOI: 10.1007/s11837-015-1300-4.
- 87. Nandwana, P. Recyclability study on Inconel 718 and Ti-6Al-4V powders for use in electron beam melting / P. Nandwana, W.H. Peter, R.R. Dehoff [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions B. − 2016. − Vol. 47, № 1. − P. 754–762. − DOI: 10.1007/s11663-015-0477-9.
- 88. Ge, W. Microstructures of Components Synthesized via Electron Beam Selective Melting Using Blended Pre-Alloyed Powders of Ti6Al4V and Ti45Al7Nb / W. Ge, C. Guo, F. Lin // Rare Metal Materials and Engineering. 2015. Vol. 44, № 11. P. 2623–2627. DOI: 10.1016/S1875-5372(16)60026-1.

- 89. Arcam ASTM F75 CoCr Alloy Data Sheet [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://pdf.directindustry.com/pdf/arcam/cobalt-chrome-astm-f75/19734-604624.html (дата обращения: 01.04.2022).
- 90. Nandwana, P. Electron beam melting of Inconel 718: effects of processing and post-processing / P. Nandwana, M. Kirka, A. Okello, R. Dehoff // Materials Science and Technology. 2018. Vol. 34, № 5. P. 612–619. DOI: 10.1080/02670836.2018.1424379.
- 91. НАМИ [Электронный ресурс]. Режим доступа: nami.ru/upload/ (дата обращения: 28.10.2014).
- 92. Gradl, P.R. Principles of Directed Energy Deposition for Aerospace Applications / P.R. Gradl. Huntsville : NASA Marshall Space Flight Center, 2021. 20 January. DOI: 10.13140/RG.2.2.10504.75527.
- 93. Griffith, M.L. Understanding the microstructure and properties of components fabricated by laser engineered net shaping (LENS) / M.L. Griffith, M.T. Ensz, J.D. Puskar, C.V. Robino, J.A. Brooks, J.A. Philliber, J.E. Smugeresky, W.H. Hofmeister // MRS Proceedings. 2000. Vol. 625. DOI: 10.1557/PROC-625-9.
- 94. Svetlizky, D. Directed Energy Deposition (DED) Additive Manufacturing: Physical Characteristics, Defects, Challenges and Applications / D. Svetlizky, B. Zheng, M. Das, S. Bose // Materials Today. 2021. Vol. 49. P. 271–295. DOI: 10.1016/j.mattod.2021.03.020.
- 95. Dinda, G.P. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition / G.P. Dinda, L. Song, J. Mazumder // Metallurgical and Materials Transactions A. 2008. Vol. 39, № 12. P. 2914–2922. DOI: 10.1007/s11661-008-9636-y.
- 96. Dinda, G.P. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability / G.P. Dinda, A.K. Dasgupta, J. Mazumder // Materials Science and Engineering: A. − 2009. − Vol. 509, № 1-2. − P. 98–104. − DOI: 10.1016/j.msea.2009.01.009.

- 97. Moat, R.J. Residual stresses in laser direct metal deposited Waspaloy / R.J. Moat [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528, № 6. P. 2288–2298. DOI: 10.1016/j.msea.2010.12.010.
- 98. InssTek Inc. [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.insstek.com (дата обращения: 04.04.2022).
- 99. Gamma Prime Precipitation Strengthened Nickel-Base Superalloy for Use in Powder Based Additive Manufacturing Process: пат. WO 2015/096980 A1 / заявители и патентообладатели: QuesTek Innovations LLC. Опубл. 02.07.2015.
- 100. QuesTek Innovations LLC [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.questek.com/ferrium-c64.html/ (дата обращения: 04.04.2022).
- 101. Katsarelis, C. Additive Manufacturing of NASA HR-1 Material for Liquid Rocket Engine Component Applications / C. Katsarelis [et al.] // JANNAF Propulsion Meeting. 2019. [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20200001007 (дата обращения: 04.04.2022).
- 102. Scalmalloy [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.apworks.de/scalmalloy (дата обращения: 04.04.2022).
- 103. Кузнецова П.Е. Исследование структуры и свойств алюминиевого сплава марки ВАС1, синтезированного методом 3D-печати / П.Е. Кузнецова // Всероссийская научно-техническая конференция «Студенческая научная весна: Машиностроительные технологии» : материалы конференции, 8–12 апреля 2019, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана. М. : ООО «КванторФорм», 2019. № гос. регистрации 0321900970. [Электронный ресурс]. Режим доступа: studvesna.ru?go=articles&id=2471 (дата обращения: 04.04.2022).
- 104. Богачев И.А. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe—Cr—Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления / И.А. Богачев, Е.А. Сульянова, Д.И. Сухов, П.Б. Мазалов // Труды ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн. − 2019. № 3. Ст. 01. Режим доступа: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 01.04.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.

- 105. Петрова Г.Н. Современные способы переработки термопластов / Г.Н. Петрова, С.А. Ларионов, А.Е. Сорокин, Ю.А. Сапего // Труды ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 11. С. 7—18. Режим доступа: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 20.04.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-11-7-7.
- 106. Gu,D. Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials / D. Gu. Berlin : Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2015. 311 p. DOI: 10.1007/978-3-662-46089-4.
- 107. Gradl P.R. Bimetallic channel wall nozzle development and hot-fire testing using additively manufactured laser wire direct closeout technology / P.R. Gradl, S. Greene, T. Wammen // AIAA Propulsion and Energy 2019 Forum. 2019. DOI: 10.2514/6.2019-4361.
- 108. Gradl P.R. Lightweight thrust chamber assemblies using multi-alloy additive manufacturing and composite overwrap / P.R. Gradl [et al.] // AIAA Propulsion and Energy 2020 Forum. 2020. DOI: 10.2514/6.2020-3787.
- 109. Zhang C. Additive manufacturing of functionally graded materials: a review / C. Zhang, F. Chen, Z. Huang, M. Jia, G. Chen, Y. Ye, Y. Lin, W. Liu, B. Chen, Q. Shen, L. Zhang, E.J. Lavernia // Materials Science and Engineering A. 2019. Vol. 764. 138209. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138209.
- 110. Li Y. A review on functionally graded materials and structures via additive manufacturing: from multi-scale design to versatile functional properties / Y. Li, Z. Feng, L. Hao, L. Huang, C. Xin, Y. Wang, E. Bilotti, K. Essa, H. Zhang, Z. Li, F. Yan, T. Peijs // Advanced Materials Technologies. − 2020. − Vol. 5, № 6. − 1900981. − DOI: 10.1002/admt.201900981.
- 111. Reichardt A. Advances in additive manufacturing of metal-based functionally graded materials / A. Reichardt, A.A. Shapiro, R. Otis, R.P. Dillon, J.P. Borgonia, B.W. McEnerney, P. Hosemann, A.M. Beese // International Materials Reviews. − 2021. − Vol. 66, № 1. − P. 1–29. − DOI: 10.1080/09506608.2019.1709354.

- 112. 3D Printing Industry [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://3dprintingindustry.com/news/general-electrics-ge9x-engine-undergoestesting-3d-printed-components-104180/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 113. General Electric Additive, GE9X Engine Additive Parts [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.ge.com/additive/sites/default/files/2020-08/GE9X%20Additive%20parts.pdf (дата обращения: 06.04.2020).
- 114. Advanced Materials for 3-D Printing: Technologies and Global Markets. Boston: BCC Research, USA, 2016. 155 p.
- 115. Safran Aircraft Engines [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.safran-aircraft-engines.com/media/safran-aircraft-engines-embraces-additive-manufacturing-20171129/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 116. 3D Print [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://3dprint.com/178575/safran-easa-certification-nozzle/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 117. Power Magazine [Электронный ресурс]. Режим доступа: www.powermag.com/3-d-printing-the-future-of-manufacturing-and-maintenance/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 118. Power Technology [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.power-technology.com/features/feature3d-printing-is-changing-manufacturing-at-siemens-as-turbine-blades-prove-a-success-5741941/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 119. Gradl P.R. Technology advancements for channel wall nozzle manufacturing in liquid rocket engines / P.R. Gradl, C.S. Protz // Acta Astronautica. 2020. Vol. 174. P. 148–158. DOI: 10.1016/j.actaastro.2020.04.067.
- 120. Gradl P.R. GRCop-42 development and hot-fire testing using additive manufacturing powder bed fusion for channel-cooled combustion chambers / P.R. Gradl, C.S. Protz, K. Cooper, D. Ellis, L.J. Evans, C. Garcia // 55th AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference. 2019. 26 p. DOI: 10.2514/6.2019-4228.

- 121. Woolley S. Hot Stuff: To Build More Affordable Rocket Engines, NASA Researchers Are Using The Latest 3D Printers And 1 Ancient Metal / S. Woolley [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.ge.com/news/reports/hot-stuff-to-build-more-affordable-rocket-engines-nasa-researchers-are-using-the-latest-3d-printers-and-1-ancient-metal (дата обращения: 06.04.2020).
- 122. Gradl P.R. Principles of Directed Energy Deposition for Aerospace Applications / P.R. Gradl. 2021. DOI: 10.13140/RG.2.2.10504.75527.
- 123. Kumar L.J. Current trends of additive manufacturing in the aerospace industry / L.J. Kumar, C.G. Krishnadas Nair // Advances in 3D Printing & Additive Manufacturing Technologies / ed. K. Kumar, J.P. Davim. Singapore : Springer Singapore, 2017. P. 39–54. DOI: 10.1007/978-981-10-0812-2\_4.
- 124. Caujolle M. First titanium 3D-printed part installed into serial production aircraft / M. Caujolle [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.airbus.com/newsroom/press-releases/en/2017/09/first-titanium-3d-printed-part-installed-into-serial-production-.html (дата обращения: 06.04.2020).
- 125. Nagy, D. Nature-based hybrid computational geometry system for optimizing component structure / D. Nagy, D. Zhao, D. Benjamin // Humanizing Digital Reality / ed. K. De Rycke [et al.]. Singapore : Springer Singapore, 2018. P. 167–176. DOI: 10.1007/978-981-10-6611-5\_15.
- 126. Airbus Group, Pioneering bionic 3D printing Learning from nature [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.airbus.com/newsroom/news/en/2016/03/Pioneering-bionic-3D-printing.html (дата обращения: 06.04.2020).
- 127. Norsk Titanium to Deliver the World's First FAA-Approved, 3D Printed, Structural Titanium Components to Boeing | Additive Manufacturing (AM) [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://additivemanufacturing.com/2017/04/10/norsk-titanium-to-deliver-the-worlds-first-faa-approved-3d-printed-structural-titanium-components-to-boeing/ (дата обращения: 06.04.2020).

- 128. SpaceX, SuperDraco Engine Chamber [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.designnews.com/design-hardware-software/spacex-reveals-3d-printed-rocket-engine-parts (дата обращения: 06.04.2020).
- 129. Clark, S. Astronauts fly with SpaceX in landmark launch for commercial spaceflight / S. Clark [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://spaceflightnow.com/2020/11/16/astronauts-ride-spacex-crew-capsule-in-landmark-launch-for-commercial-spaceflight/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 130. SpaceX, SuperDraco Test Fire Mosaic [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.flickr.com/photos/spacex/22925132396/in/photolist-rzAxfp-AVPiao/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 131. SpaceX, SuperDracos [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.flickr.com/photos/spacex/16789102495/in/photolist-rzAxfp-AVPiao/ (дата обращения: 06.04.2020).
- 132. GE [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.gereports.com/post/118394013625/these-engineers-3d-printed-a-minijet-engine-then/-manufacturing (дата обращения: 04.04.2022).
- 133. Hariharan V.S., Kaushik R., Murty B.S., Phanikumar G. Effect of laser scan rotation on the microstructure and mechanical properties of laser powder bed fused Haynes 282 // Materialia 33 (2024) 101992, <a href="https://doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101992">https://doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101992</a>.
- 134. Yang, Q., Wu, Y., Sha, F. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy manufactured by selective laser melting. Mater. Mech. Eng. 2016, 40, 83–87.
- 135. Samy V., Brasche F., Šulák I., Verma B., Nowak B., Chlup Z., Záležák T., Schleifenbaum J. H., Krupp U., Haase C. // The influence of microstructural heterogeneities on high-temperature mechanical properties of additively manufactured γ'-forming Ni-based alloys, Additive Manufacturing, Volume 88, 2024, 104267, ISSN 2214-8604, <a href="https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104267">https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104267</a>.
- 136. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Неруш С.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Щербаков А.И., Рогалев А.М. НИЦ «Курчатовский институт» ВИАМ.

- Способ получения металлического порошка. Патент РФ № 2492028, Россия, 2013. Дата начала действия патента 10.09.2013.
- 137. Быценко О.А., Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Рогалев А.М. Взаимосвязь дефектов структуры жаропрочного никелевого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления, стратегии и параметров сканирования // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2016. № 3. С. 121–132.
- 138. 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.
- 139. Strano G., Hao L., Everson R., Evans K. Surface Roughness Analysis, Modelling and Prediction in Selective Laser Melting // Journal of Materials Processing Technology. 2013. Vol. 213. Issue 4. P. 589-597. doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.11.011
- 140. Kempen, K., Thijs, L., Van Humbeeck, J., Kruth, J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimization and material characterization // Materials Science and Technology, 2015, Vol. 31, № 8. pp. 917-923.
- 141. Charles A., Elkaseer A., Thijs L. et al. Effect of Process Parameters on the Generated Surface Roughness of Down-Facing Surfaces in Selective Laser Melting // Applied Sciences. 2019. Vol. 9. P. 1256-1269 doi:10.3390/app9061256
- 142. 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. Vol. 64, № 1-2. P. 108–116.
- 143. Carter L., Martin C., Withers P., Attallah M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 615. P. 338–347.
- 144. Zhu Y., Liu D., Tian X., Tang H., Wang H. Characterization of microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ti–6.5Al–

- 3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy // Materials and Design. 2014. Vol. 56. P. 445–453.
- 145. Мин П.Г., Сухов Д.И., Вадеев В.Е., Рогалев А.М. Влияние режима термической обработки на структуру и механические свойства коррозионностойкого жаропрочного сплава ВЖЛ718, полученного методом селективного лазерного сплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 2022. № 12 (810). С. 52–61.
- 146. Гайдук С.В., Кононов В.В., Налесный Н.Б. Исследование дендритной ликвации и фазовой неоднородности в жаропрочных коррозионностойких никелевых сплавах // Вестник двигателестроения. 2006. №1.
- 147. Базылева О.А., Унчикова М.В., Туренко Е.Ю., Багетов В.В., Шестаков А.В. Исследование влияния термической обработки микроструктуру, параметры дендритной ликвации и время до разрушения интерметаллидного ренийсодержащего сплава на основе Ni3Al //Труды **№**10. ВИАМ: 2016. электрон. науч.-технич. журн.  $C_{T.04}$ URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 20.05.2021г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-4-4.
- 148. 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.
- 149. Лукина Е.А., Филонова Е.В., Тренинков И.А. Микроструктура и преимущественные кристаллографические ориентировки жаропрочного никелевого сплава, синтезированного методом СЛС, в зависимости от энергетического воздействия и термообработки //Авиационные материалы и технологии. 2017. №1. С. 38-44. DOI 10.18577/2071-9140-2017-0-1-38-44.
- 150. 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.
- 151. 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.
- 152. 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.
- 153. Каблов Е.Н., Неруш С.В., Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Василенко С.А., Ходырев Н.А., Сухов Д.И. НИЦ «Курчатовский институт» ВИАМ. Способ изготовления деталей послойным лазерным сплавлением металлических порошков жаропрочных сплавов на основе никеля. Патент РФ № 2623537, Россия, 2017. Дата начала действия патента 26.07.2017.

## ПРИЛОЖЕНИЕ

AKT

о внедрении результатов кандидатской диссертационной работы Рогалева Алексея Михайловича

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

Комиссия в составе

Борисов А.А. - Заместитель главного инженера по ОКР;

Недашковский К.И. - Заместитель главного металлурга по металлургическим процессам; Абдрахманов Д.Р. - Начальник технологического сектора управления главного металлурга

составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы Рогалева А.М. «Формирование структуры и физико-механических свойств синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук, использованы в изготовлении деталей агрегата наддува ЖРД РД191 и его модификаций, производимых АО «НПО Энергомаш» для РН «Ангара».

Разработано и внедрено:

- технология изготовления заготовок детали «Корпус агрегата наддува двигателя РД191 методом селективного лазерного сплавления из металлопорошковой композиции сплава марки ЭП648.
- технологии газостатической и термической обработки «Корпус агрегата наддува двигателя РД191, обеспечивающей высокий комплекс механических свойств синтезированного материала.

На основании комплекса исследований, описанных в диссертационной работе Рогалева А.М., совместно с АО «НПО Энергомаш» разработаны и выпущены нормативные документы, использующиеся в рамках опытного и серийного производства, включая:

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

 технические условия ТУ 1-595-16-1933-2021 «Заготовки детали «Корпус агрегата наддува» из сплава марки ХН50ВМТЮБ-ПС (ВХ4А-ПС, ЭП648-ПС).

Заместитель главного инженера по ОКР

Борисов А.А.

Заместитель главного металлурга по металлургическим процессам 1 my

Недашковский К.И.

Начальник технологического сектора управления главного металлурга #

Абдрахманов Д.Р.