

На правах рукописи

ЕВГЕНОВ АЛЕКСАНДР ГЕННАДЬЕВИЧ

**НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ
НИКЕЛЕВЫХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ
ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ И УСТАНОВОК**

Научная специальность 2.6.17. Материаловедение

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Москва - 2025

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

Научный консультант:

Петрушин Николай Васильевич,
доктор технических наук,
главный научный сотрудник лаборатории «Жаропрочные сплавы на никелевой основе»
НИИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ

Официальные оппоненты:

Логачева Алла Игоревна,
доктор технических наук,
начальник отделения металлических материалов и металлургических технологий акционерного общества «Композит»

Ботвина Людмила Рафаиловна,
доктор технических наук, профессор,
главный научный сотрудник федерального государственного бюджетного учреждения науки «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова» Российской академии наук

Магеррамова Любовь Александровна,
доктор технических наук,
начальник сектора федерального автономного учреждения «Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова», государственный научный центр Российской Федерации

Ведущая организация:

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)»

Защита состоится «__» _____ 2025 г. в ____:00 часов на заседании диссертационного совета 31.1.002.01 при НИИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ по адресу: 105005, г. Москва, ул. Радио, д.17. Тел. 8 (499) 267-86-77, e-mail: admin@viam.ru.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке НИИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ и на сайте www.viam.ru

Отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенных печатью, просим направлять по адресу: 1005005, г. Москва, ул. Радио, д.17, НИИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, учёному секретарю диссертационного совета.

Автореферат разослан «__» _____ 2025 г.

Учёный секретарь диссертационного совета,

кандидат технических наук,

М.А. Горбовец

© НИИЦ «Курчатовский институт – ВИАМ, 2025

© Евгенов А.Г., 2025

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы

Технология селективного лазерного сплавления – наиболее востребованная из аддитивных технологий для авиационного двигателестроения. Это обусловлено не только возможностью реализации новых принципов проектирования и изготовления деталей из жаропрочных материалов в части улучшения весовой эффективности, увеличения ресурса, кратного сокращения сроков получения первых годных образцов изделий, прототипов, соответствующих чертежу, но и особым структурным состоянием получаемых материалов.

Серийное коммерческое оборудование к началу выполнения данной работы поставлялось только из-за рубежа. Соответственно, и материалы, доступные к приобретению вместе с оборудованием были импортными. Работы по выпуску полных отечественных аналогов зарубежных материалов позволили производить металлопорошковые композиции в России, под отечественными наименованиями при сохранении возможности получения изделий из них на стандартных, разработанных производителями режимах. Однако, особенности и проблемы, свойственные оригинальным зарубежным материалам, остались актуальными и для материалов-аналогов. Так, свариваемые никель-железные жаропрочные сплавы In718, In625 и Hastelloy X в классическом и аддитивном вариантах имеют или малую рабочую температуру (650 °C), или недостаточный комплекс механических свойств, что не позволяет изготавливать из них большинство деталей современных камер сгорания и жаровых труб современных ГТД.

Задачи более глубокого понимания процессов формирования структур на микро- и мезоуровнях требовали постановки и проведения исследований не только по адаптации существующих серийных сплавов, но и в части разработки новых материалов на основе различных систем легирования.

Та же задача стояла и в практическом плане: необходимо было создать отечественные материалы и технологии селективного лазерного синтеза деталей, соответствующих по своим функциональным и эксплуатационным параметрам изделиям, получаемым традиционными технологиями. При этом, для внедрения разработанных материалов и технологий в серийное производство необходимы не только комплексные режимы СЛС, включающие разработку технологических параметров экспонирования основного металла, поддерживающих структур, элементов, формирующих поверхности изделия, режимы термической (баротермической) обработки, но и полноценные исследования эволюции структуры синтезированных материалов при термическом воздействии, имитирующем наработку, обеспечивающие возможность прогнозирования их ресурса. Отдельным вопросом технологии СЛС, наиболее слабо изученным не только в России, но и за рубежом, остается возможность применения оборотных порошков – материала, задействованного при печати изделий, но не затронутого непосредственным тепловым воздействием: его деградации, ее механизмов, влияния повторного использования на механические характеристики и структуру синтезированного материала, интенсивность загрязнения и ее связь с плотностью заполнения плиты построения, геометрией сплавляемых изделий, режимами экспонирования, химическим составом металлопорошковых композиций.

Выполнение основных разделов работы проводилось в рамках НИР, выполненных в соответствии с Государственной программой Российской Федерации «Развитие авиационной

промышленности на 2013-2025 годы» (шифры «Импульс-2016», «Альтаир 2016-2018»), грантом Российского научного фонда (РНФ) по направлению «Проведение фундаментальных научных исследований и поисковых научных исследований по приоритетным тематическим направлениям исследований» (Проект РНФ № 15-19-00164); мероприятием 1.4 федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2021 годы» (Соглашение о предоставлении субсидии № 14.626.21.0001 от «03» октября 2014 г.).

Таким образом, тема работы крайне актуальна, является крупной научной и практической проблемой авиационного материаловедения, имеет важное народно-хозяйственное значение для развития отечественного авиационного двигателестроения и смежных отраслей промышленности.

Цели и задачи работы:

Целью работы являлась разработка научных основ структурообразования в процессе селективного лазерного сплавления порошковых композиций жаропрочных никелевых и интерметаллидных сплавов для деталей газотурбинных двигателей и установок, а также разработка комплексных технологий синтеза заготовок деталей из них, исследование структуры и механических характеристик синтезированных материалов в зависимости от термической предыстории.

Для достижения указанной цели в работе были поставлены и решены следующие задачи:

- установление и эмпирическое подтверждение природы ячеистой структуры в материалах, получаемых методом селективного лазерного сплавления, и разработка физической модели формирования тонкой структуры трека;
- установление механизмов эпитаксиального роста ячеек и формирования специфических текстур в процессе СЛС;
- установление единых закономерностей, связывающих плотность подводимой энергии и получение минимальной объемной доли несплошностей в синтезированном материале в процессе СЛС;
- разработка комплексных технологических процессов СЛС для адаптируемых и вновь разрабатываемых жаропрочных сплавов;
- исследование эволюции структуры, фазового состава, включая кинетику выделения ТПУ-фаз, и механических характеристик адаптированных и разработанных жаропрочных сплавов на основе никеля и интерметаллида Ni_3Al после СЛС, термической обработки и имитации наработки;
- исследование влияния технологических факторов и природы материалов на интенсивность деградации синтезированного металла, загрязнения оборотных порошков;
- разработка методик и выбор критериев оценки деградации синтезированного металла и оборотных порошков в процессе СЛС, отвечающих условиям серийного производства;
- установление механизмов загрязнения рабочей зоны построения (синтезированного материала и оборотного порошка) в процессе СЛС и разработка подходов к прогнозированию интенсивности загрязнения оборотных порошков применительно к реальным изделиям.

Научная новизна результатов работы:

1. Благодаря установленным физическим закономерностям структурообразования в процессе СЛС на базе деформируемых и литейных сплавов разработана гамма отечественных

синтезированных жаропрочных материалов на никелевой (ВЖ159-ПС, ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС, ВЖЛ12У, ЖС6К) и интерметаллидной (ВКНА25Р, ВИН5) основах для изготовления деталей горячего тракта ГТД и ГТУ методом селективного лазерного сплавления.

2. Впервые разработана физическая модель формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления. Доказано, что формирование ячеистой структуры трека связано с концентрационным переохлаждением. Установлено, что в процессе сверхбыстрой кристаллизации формирование протяженных (столбчатых) ячеек за счет ориентированного нарастания (эпитаксии) становится не только энергетически выгодным, но и единственно возможным, а все видимые в плоскости шлифа ячейки имеют эпитаксиальную природу.

3. Теоретически обоснован и экспериментально подтвержден механизм стохастической бинаризации кристаллографической ориентации ячеек при кристаллизации трека, объясняющий формирование специфических текстур, увеличение фрагментированности составляющих трек кристаллитов при изменении стратегии штриховки и межтрекового расстояния. Действие механизма заключается в передаче КГО ячеек предыдущего слоя только в соответствии с КГО подложки: осями первого или второго порядка, в соответствии с радиальным направлением теплоотвода.

4. Для жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта впервые установлена корреляционная связь необходимой плотности энергии экспонирования, обеспечивающая получение материала с уровнем пористости менее 0,1%, с температурами солидус и ликвидус порошковой композиции. Полученное в результате обработки экспериментальных данных линейное регрессионное уравнение позволяет рассчитать необходимую плотность энергии экспонирования основного металла для никелевых и кобальтовых сплавов с погрешностью не более 10 %, минуя трудоемкую стадию определения «технологического окна процесса».

5. Впервые установлена взаимосвязь плотности подводимой энергии отдельных составляющих комплексного режима экспонирования с изменением интенсивности загрязнения газовыми примесями оборотных порошков. Показано, что источником загрязнения оборотных порошков являются продукты кипения ванны расплава: металлический конденсат и окисляющиеся в защитной среде частицы выбросов (брызги расплава), соответствующие по размерам рабочему диапазону частиц менее 63 мкм.

6. Установлены два основных механизма перекрестного загрязнения синтезированного металла: загрязнение экспонируемых сечений металлическим конденсатом, приводящее к интенсивной деградации границ зерен; и загрязнение микронными и субмикронными частицами оксидов глобулярной и неправильной формы, вызывающих снижение циклической прочности и высокотемпературной пластичности металла.

7. Сформулирована универсальная концепция прогнозирования загрязнения оборотных металлических порошков газовыми примесями, позволяющая рассчитать увеличение содержания газовых примесей в оборотном порошке после завершения процесса синтеза в зависимости от сложности геометрии изделий и их количества на платформе построения. Методика основана на послойном автоматическом анализе протяженности (суммы протяженностей) всех составляющих комплексного режима экспонирования и влияния плотности энергии каждой из них в отдельности на загрязнение оборотного порошка образующимися в процессе кипения ванны расплава окисленными выбросами.

8. По результатам исследования кинетики диффузионных процессов в диапазоне температур термической обработки и эксплуатации построены С-образные кривые выделения частиц ТПУ-фаз в сплаве ВЖ159-ПС оптимизированного состава, полученном методом СЛС.

Основные положения, выносимые на защиту:

1) Физическая модель формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления.

2) Механизм стохастической бинаризации кристаллографической ориентации ячеек при кристаллизации трека, объясняющий формирование специфических текстур, увеличение фрагментированности составляющих трек кристаллитов при изменении стратегии штриховки и межтрекового расстояния, увеличении или снижении плотности подводимой энергии.

3) Механизмы перекрестного загрязнения синтезированного металла: загрязнение экспонируемых сечений металлическим конденсатом, приводящее к интенсивной деградации границ зерен, и загрязнение микронными и субмикронными частицами оксидов глобулярной и неправильной формы, вызывающее снижение циклической прочности и мало влияющее на длительную прочность.

4) Математическая модель и универсальная концепция прогнозирования загрязнения оборотных металлических порошков газовыми примесями, позволяющая рассчитать увеличение содержания газовых примесей в оборотном порошке по окончании процесса синтеза в зависимости от сложности геометрии изделий и их количества на платформе построения.

5) Корреляционная связь необходимой плотности энергии экспонирования с температурами солидус и ликвидус порошковой композиции и линейное регрессионное уравнение, позволяющее рассчитать необходимую плотность энергии для экспонирования основного металла для никелевых и кобальтовых сплавов с погрешностью не более 10 %, минуя трудоемкую стадию определения «технологического окна» процесса.

Практическая значимость и реализация результатов исследований:

1. Разработаны комплексные технологические процессы селективного лазерного сплавления адаптированных и новых жаропрочных сплавов на никелевой (ВЖ159-ПС, ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС, ЖС6К, ВЖЛ12У) и интерметаллидной (ВКНА25Р, ВИН5) основах, включая термическую (газостатическую) обработку и постобработку изделий.

2. По результатам работ разработан и выпущен ГОСТ Р «Аддитивные технологии. Изделия из жаростойких сплавов на основе никеля, изготовленные методом селективного лазерного сплавления. Общие технические условия».

3. Разработанные и синтезированные жаропрочные материалы ВЖ159-ПС, ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС и ВИН6 прошли общую квалификацию (паспортизацию). Материалы ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС, ВЖ159-ПС, ВИН6 применены для изготовления по разработанным СЛС-технологиям ресурсных деталей авиационных газотурбинных двигателей ПД-14 и ПД-35, малоэмиссионной камеры сгорания (МЭКС) двигателя ПС-90ГП-2М, универсальной вспомогательной силовой установки (ВСУ).

4. По результатам проведенных исследований, поставок экспериментальных и опытных партий деталей, опыту серийного производства совместно с АО «ОДК-Авиадвигатель» разработаны единые технические условия ТУ08.289 «Заготовки фасонные, полученные методом селективного лазерного сплавления. Технические условия».

5. По результатам разработки технологических процессов СЛС, термической и газостатической обработки, постобработки и комплексных исследований синтезированных материалов впервые в отечественной практике разработан, утвержден и применяется в серийном производстве в условиях АО «ОДК-Авиадвигатель» и АО «ОДК-ПМ» Руководящий технический материал (РТМ08.184) «Классификатор дефектов заготовок деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления», устанавливающий единую систему классификации и кодирования дефектов по их характерным признакам и причинам их появления для деталей, изготовленных методом СЛС.

6. Разработан, выпущен в формате Технологической инструкции (ТИ 1.595-16-1541-2021) и верифицирован в условиях АО «ОДК-Авиадвигатель» «Метод оценки изменения механических свойств и пористости синтезированного материала в зависимости от цикличности использования металлопорошковых композиций.

7. Разработана методика эмпирического определения коэффициентов загрязнения оборотных порошков для каждой из составляющих комплексного режима экспонирования, имеющих различия по плотности подводимой энергии, с целью прогнозирования деградации оборотных порошков в условиях опытного и серийного производства.

8. Разработаны специальные конструкции образцов для имитации реального загрязнения в процессе СЛС, позволяющие оценить зональность изменения содержания газовых примесей в оборотном порошке, структурных изменений, уровня механических свойств синтезированного металла, для любого сплава при обеспечении идентичности условий загрязнения на протяжении всего процесса синтеза.

Методология: методы производства, исследования и испытаний материалов.

Основу методологии построения плана исследований составили публикации зарубежных и отечественных исследователей, которые упоминаются в диссертации.

Все описанные в работе исследования проведены с использованием металлопорошковых композиций, полученных методом газовой атомизации (распыление расплава потоком аргона с предварительным плавлением шихтовой заготовки в вакууме не ниже 6,67 Па). Исследования особенностей кристаллизации в процессе СЛС, исследования по отработке комплексных режимов селективного лазерного сплавления проведены на оборудовании EOS M290, EOS M400-4 и ConceptLaser M2 (только для материала ЭП648-ПС) в среде азота, вырабатываемого штатным генератором оборудования, и аргона высшего сорта по ГОСТ 10157-2016. Исследования структуры и элементного состава синтезированных материалов проводились методами просвечивающей электронной (ПЭМ, в том числе ПЭМ высокого разрешения – исследования выполнены Д.В. Зайцевым), растровой электронной (РЭМ – исследования выполнены С.В. Шуртаковым и Е.В. Филоновой) и оптической микроскопии (значительная часть исследований выполнена А.А. Сборщиковым) с соответствующими детекторами и программным обеспечением. Исследования кристаллографических текстур посредством построения прямых полюсных фигур выполнены к.ф.-м.н. П.Н. Медведевым. Определение химического состава шихтовых заготовок, металлопорошковых композиций и синтезированного металла, включая анализ газовых примесей, проводили на современном аналитическом оборудовании методами атомно-эмиссионного анализа с индуктивно-связанной плазмой, оптико-эмиссионной спектрометрии, анализа содержания газов методом плавления в инертной среде по гостированным методикам и методическим материалам, разработанным НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Испытания на кратковременную, длительную прочность, ползучесть, предел выносливости на базе на базе $N=2 \cdot 10^7$ циклов и малоциклового усталости на базе $N=1 \cdot 10^4$ циклов выполнялись в соответствии с действующими ГОСТ. Обработка результатов испытаний на циклическую прочность выполнены П.В. Рыжковым.

Личный вклад автора. В диссертации представлены результаты исследований, изложение методик и приемов, выполненных и разработанных самим автором или под его непосредственным руководством. Личный вклад автора заключается в научном обосновании и постановке задач исследований, разработке приемов и методик экспериментальных исследований в части исследований природы ячеистой структуры синтезированного материала, особенностей эпитаксиального роста ячеек, механизмов и особенностей загрязнения оборотных порошков и деградации синтезированного материала при их циклическом применении, разработке комплексных режимов СЛС для жаростойких и жаропрочных никелевых и интерметаллидных сплавов, их апробации в условиях опытного и серийного производства, создании нормативной базы для применения синтезированных материалов в отрасли авиационного двигателестроения, включая ГОСТ Р, технические условия, технологические рекомендации, технологические инструкции, паспорта на синтезированные материалы, проведении исследований и анализе полученных результатов, их обобщении, выявлении тенденций и механизмов, оформлении результатов в виде научных публикаций, докладов и патентов.

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы были доложены и обсуждены на следующих конференциях: II-ой, III-ей, IV-ой, V-ой, VI-ой и VII-ой Международных конференциях «Аддитивные технологии: настоящее и будущее». Москва, 2016-2021; XIV-ой и XV-ой Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов "ТестМат", Москва, 2022; 18-й Международной on-line школе-конференции "Новые материалы": Неравновесные состояния, Москва, 2020; III-ей Международной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья - основа инновационного развития экономики России», Москва, 2022; VII-ей Всероссийской научно-технической конференции «Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года», Москва, 2021; Всероссийской научно-технической конференции «Фундаментальные и прикладные исследования в области деформируемых и литейных интерметаллидных сплавов на основе титана и никеля», Москва, 2018; Международной научно-практической конференции «Ключевые тренды в композитах: наука и технологии», Москва, 2019; Научно-техническом конгрессе по двигателестроению (НТКД-2016) в рамках 2-го Международного форума двигателестроения (МФД-2016), Москва, 2016.

Публикации. Основные результаты диссертационной работы Евгенова А.Г. опубликованы в 28 статьях в рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК при Минобрнауки России для публикации основных научных результатов диссертации на соискание ученой степени доктора наук, и научных изданиях, индексируемых в международных базах данных и рекомендованных ВАК при Минобрнауки России, и трех патентах Российской Федерации, перечень которых приведен в конце автореферата.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, 4 глав, общих выводов по работе и списка литературы. Диссертация изложена на 279 страницах машинописного текста и содержит 110 рисунков, 25 таблиц и 283 литературных источника.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ.

Во введении обоснована актуальность проблемы, сформулированы цель и задачи исследований, отражены научная новизна и практическая значимость, сформулированы основные положения, выносимые автором на защиту.

Первая глава посвящена анализу состояния исследований в области селективного лазерного сплавления жаропрочных сплавов, позволившему обозначить основные направления исследований в данном направлении.

Показано отсутствие единых научно обоснованных представлений о формировании тонкой (ячеистой) структуры синтезированного методом СЛС материала. Из трех основных версий (в соответствии с теорией конвекции или диффузионного переноса примесей, теорией концентрационного переохлаждения и теорией неустойчивости интерфейса фронта кристаллизации, за счет действия сил поверхностного натяжения) наиболее часто природу ячеек объясняют действием эффекта термокапиллярной конвекции (эффекта Бенара-Марангони). По результатам рассмотрения явных противоречий данного подхода показана необходимость проведения углубленных исследований в данном направлении.

Рассмотрены особенности и недостатки зарубежных жаропрочных материалов, разработанных для технологии СЛС. Установлена необходимость разработки оригинальных отечественных жаропрочных материалов и технологий синтеза из них ресурсных деталей для ГТД и ГТУ.

По результатам зарубежных исследований показан круг проблем, связанный с применением оборотного порошкового материала – порошка, непосредственно не затронутого тепловым воздействием в процессе печати изделий, количество которого по завершении процесса печати может достигать 90-95%. Рассмотрены причины снижения характеристик такого порошка. Установлено не только отсутствие нормативных актов, регламентирующих его повторное применение, но и отсутствие понимания основных механизмов деградации синтезированного металла при использовании оборотных порошков. Показана необходимость разработки специальных методик оценки зональности загрязнения зоны построения продуктами кипения расплава, обоснования критериев и разработки методик оценки интенсивности деградации синтезированного металла, методов прогнозирования загрязнения газовыми примесями оборотных порошков в процессе СЛС.

Вторая глава посвящена исследованиям в части теории кристаллизации трека, формирования ячеистой структуры, закономерностям формирования текстур, зеренной структуры и кристаллизационных напряжений. По достигаемым скоростям охлаждения при кристаллизации (10^5 - 10^6 К/с) процесс СЛС находится между атомизацией и спиннингованием расплава. Соответственно, формирование ячеек кристаллизации рассмотрено с позиций классического металловедения как следствие концентрационного переохлаждения. Экспериментально подтверждено изменение морфологии ячеек при снижении скорости кристаллизации. Синтез материала проводили при изменении интенсивности теплоотвода и, соответственно, температурного градиента на фронте кристаллизации. Максимальный температурный градиент достигался при синтезе непосредственно на плите построения без

дополнительного подогрева. При подогреве плиты построения до 200 °С образцы печатали непосредственно на плите построения, а также на специальных закладных элементах. Дополнительно применяли теплоизоляцию воздушных зазоров резьб закладных элементов, чем обеспечивалось дополнительное уменьшение температурного градиента. Микроструктура и соответствующие схемы СЛС образцов приведены на рис. 1. В результате показано полное соответствие изменения морфологии наблюдаемых ячеек классическим представлениям в соответствии с изменением скорости охлаждения: от равноосной (рис. 1а) к октетной (рис. 1б,в) форме и далее – к выраженному формированию полноценных ветвей дендритов второго порядка (рис. 1г).

Исследование микроликвации по сечению ячеек, проведенное на выборке из 14 проанализированных ячеек показало, что распределение легирующих элементов полностью объясняется диаграммами состояний и нормальным законом кристаллизации: концентрация элементов, повышающих температуру плавления основы (для Ni это W, Re и Co) снижается от центра к периферии, а для всех остальных элементов наблюдается обратное: повышение содержания к периферии ячейки, особенно наглядно проявляющееся на примере алюминия (рис. 2).

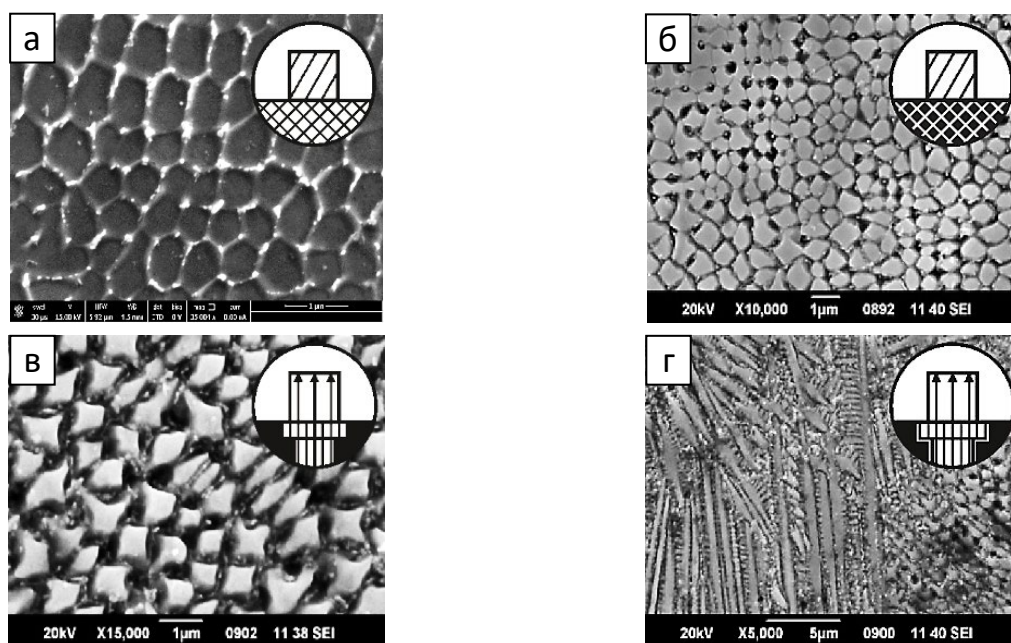


Рисунок 1 – Микроструктура образцов сплава ЖС32, полученных методом СЛС непосредственно на стальной плите построения без подогрева (а), с подогревом до 200°С (б), на литых закладных элементах из сплава ЖС32 с подогревом до 200°С без теплоизоляции (в), с теплоизоляцией резьбовой части и образующих (г)

Установлено, что формирование ячеистой структуры и гидродинамические процессы в расплаве можно рассматривать как непосредственно несвязанные между собой явления, что подтверждено серией экспериментов.

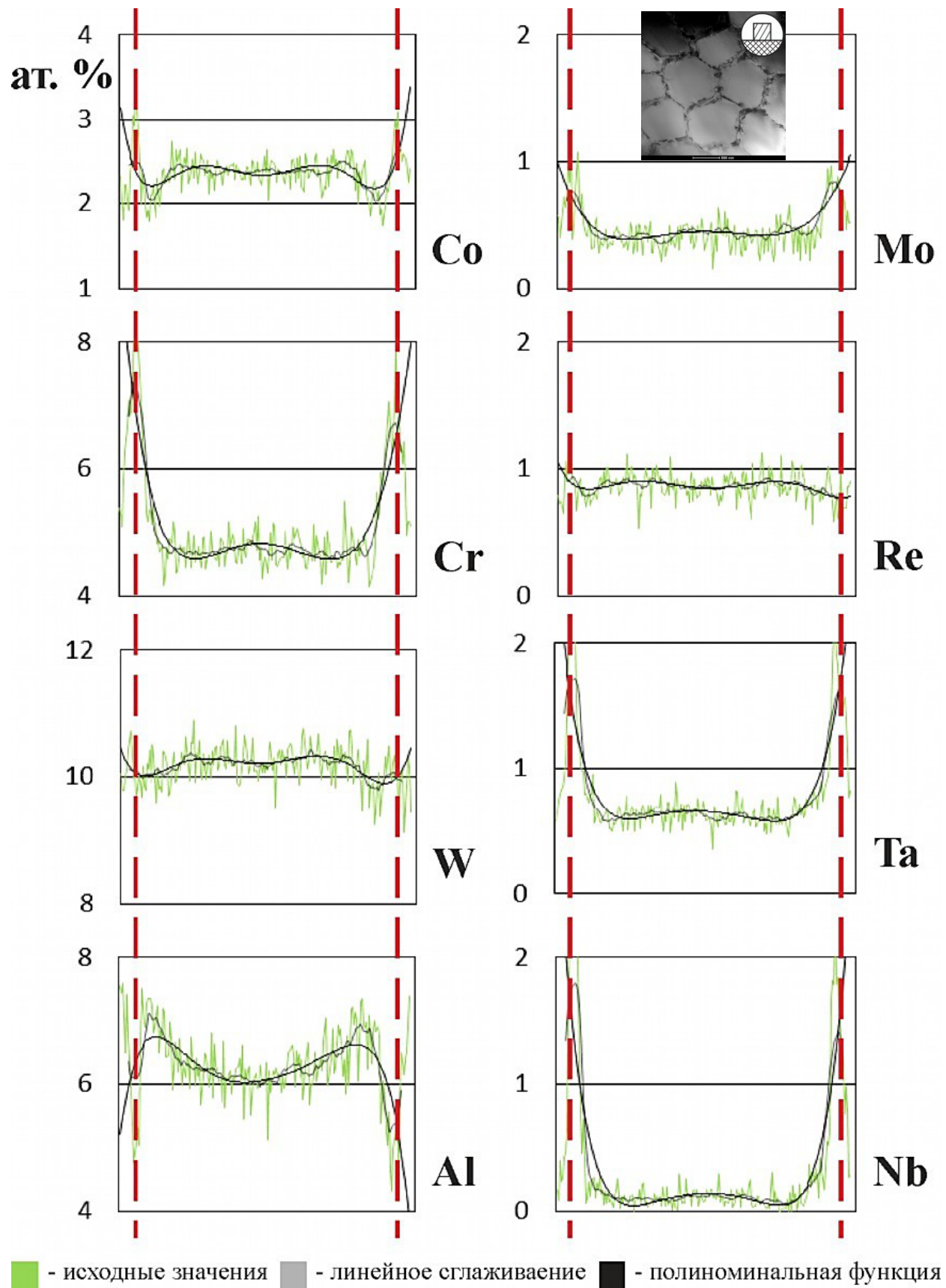


Рисунок 2 – Усредненные профили распределения элементов по сечению ячейки (на вклейке: ячейчатая структура трека, полученного на сплаве ЖС32 без подогрева (ПЭМ))

При СЛС сплава ВЖЛ12У поверх полученных тем же способом закладных элементов из материала ВЖ159, наблюдаются зоны неполного смешения (в виде волн) с резким изменением химического состава. Их появление связано с различием легирования сплавов и неполным перемешиванием расплавов. Тем не менее, в переходных областях наблюдаются зоны транскристаллизации – зоны эпитаксиального роста ячеек – что свидетельствует о первичной роли классических процессов затвердевания, а не гидродинамических процессов (рис. 3).



Рисунок 3 – Микроструктура переходной зоны образцов сплава ВЖЛ12У, нанесенного методом СЛС на подложку из СЛС-сплава ВЖ159, в зоне смешения после электролитного травления (а, б)

Проведенный эксперимент по синтезу материала ЖС32 поверх закладного элемента из литого одноименного монокристаллического сплава показывает, что формирование первых слоев синтезированного материала связано с безальтернативной передачей кристаллографической ориентации (КГО) в направлении $\langle 001 \rangle$ (рис. 4,а), а не с конвективными и адвективными течениями расплава, формирующими тепловые поля ванны расплава.

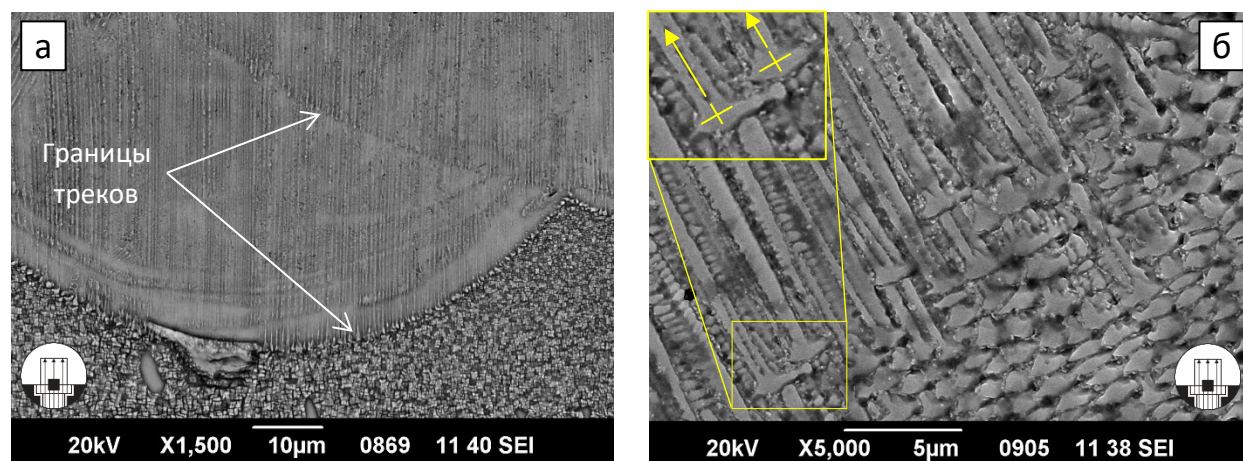


Рисунок 4 – Микроструктура синтезированного материала ЖС32, полученного на подложке литого сплава ЖС32 с заданной КГО $\langle 001 \rangle$:

(а) границы треков; (б) передача КГО осями 2-го порядка

Исследование зон отклонения от направления $\langle 001 \rangle$ на последующих слоях показывает важный аспект, определяющий разоритенацию кристаллитов: передачу КГО осями второго

порядка (рис. 4,б). Подобные структуры часто встречаются и в зарубежных работах, но передача КГО осями второго порядка не рассматривалась ранее как системная.

Исследование периферийных зон треков (рис. 5) показывает, что передача КГО осями второго порядка реализуется практически также часто, как и осями первого порядка. При регулярных стратегиях экспонирования (рис. 5а) это приводит к преимущественно ортогональной передаче КГО кристаллитов как показано на схеме (рис. 5в,г). Для стохастических стратегий экспонирования (по алгоритму «полосы», рис. 5б), возможность передачи КГО осями первого и второго порядка создает условия для большей фрагментации трека при вскрытии локальных фрагментов кристаллитов из-за их частичного оплавления. Так, на схеме (рис. 5д,е) показано: при частичном переплаве предыдущего трека передача КГО для всех кристаллитов осуществляется осями второго порядка, что при близких линейных скоростях роста приводит к взаимному прорастанию кристаллитов. Дальнейшее оплавление такого участка может дать дополнительные направления разориентировки. Такой процесс можно охарактеризовать как процесс *стохастической бинаризации КГО* ориентированного нарастания ячеек.

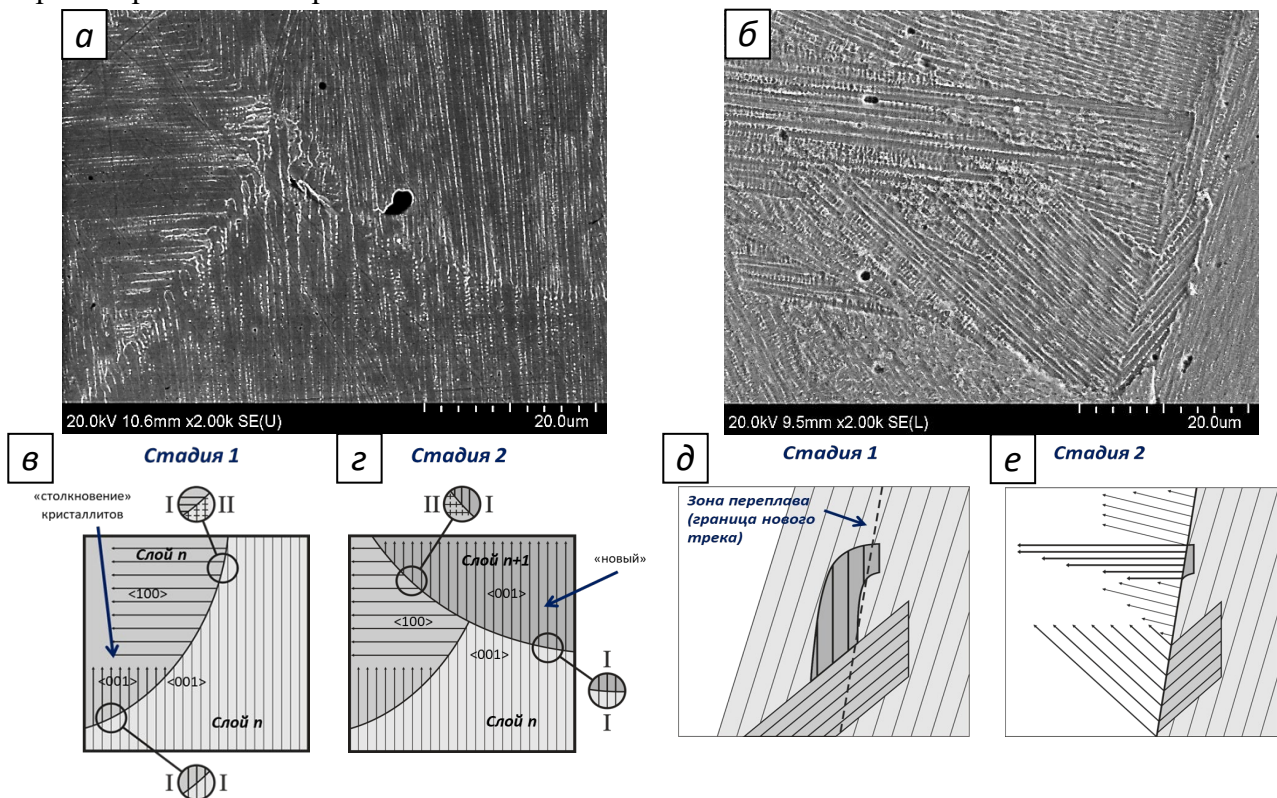


Рисунок 5 – Микроструктура периферии трека образца сплава ВЖ159 при регулярном (а) и стохастическом (б) алгоритме экспонирования и соответствующие схемы реализации конкурентного роста ячеек кристаллизации (в, г) и (д, е)

Анализ условий формирования ячеистой структуры показывает: в случае послойного синтеза на массивной подложке кристаллизация всегда происходит при направленном теплоотводе и высоком температурном градиенте. Образование зон с равноосными или вытянутыми ячейками должно сопровождаться образованием новой поверхности раздела в жидкости, что увеличивает свободную энергию системы. Присоединение же атомов в виде агрегатов или кластеров к имеющейся поверхности (подложка стальной плиты, предыдущий

сплавленный слой) – напротив, уменьшает ее. При частичном смачивании, как в случае сплавления жаропрочного материала на конструкционной стали, работа образования зародыша уменьшается. При абсолютной смачиваемости, как при сплавлении жаропрочного сплава поверх предыдущего одноименного слоя, она равна нулю. Соответственно, в условиях процесса СЛС появление протяженных, или столбчатых, ячеек, формирующихся по механизму ориентированного нарастания (эпитаксии) с использованием кристаллографических ориентировок наиболее благоприятных с точки зрения теплоотвода кристаллитов являются не только энергетически более выгодными, но и единственно возможными. Соответственно, можно с уверенностью утверждать, что все видимые в плоскости шлифа ячейки имеют эпитаксиальную природу, т.е. являются столбчатыми. Таким образом деление трека на зоны с «равноосными» и «столбчатыми» ячейками не имеет под собой оснований. Видимая морфология ячеек определяется только плоскостью среза (ориентацией кристаллитов относительно плоскости шлифа).

По результатам исследований сформулированы следующие положения физической модели кристаллизации трека.

1. Размер и морфология ячеек определяется скоростью охлаждения. Все ячейки и тонкие дендриты формируются по эпитаксиальному механизму.
2. Ячейки одной кристаллографической ориентировки (КГО) формируют кристаллиты, протяженность которых определяется максимальной линейной скоростью роста.
3. Ориентированное нарастание (эпитаксия) происходит по механизму стохастической бинаризации, который, в зависимости от межтрекового расстояния, применяемой стратегией экспонирования и локально достижимой линейной скорости роста, определяет текстурные особенности синтезированного материала, степень фрагментации и разориентации кристаллитов.
4. Бинаризация КГО заключается в передаче кристаллографической ориентировки только осями первого или второго порядка и реализуется в зависимости от совпадения КГО кристаллита и радиального вектора теплоотвода.
5. Стохастическая составляющая обусловлена вскрытием фрагмента кристаллита с предпочтительной относительно радиального направления теплоотвода кристаллографической ориентировкой при изменении межтрекового расстояния, наложении элементов штриховки, движении фронта кристаллизации.

Для подтверждения влияния выявленных особенностей ориентированного нарастания (эпитаксии) на формирование текстур в синтезированном металле проведены исследования влияния алгоритмов и скорости сканирования. Исследовано влияние алгоритмов «X-Y» - трек под треком, без смещения продольных осей, с поворотом на 90 ° на каждом последующем слое; «шахматная» и «полосы» на формирование текстур при постоянной плотности подводимой энергии на примере сплава ВЖ159. Также исследовано применение единой стратегии с кратным увеличением скоростей экспонирования в интервале 1,9-4,3 м/с. Анализ прямых полюсных фигур (ППФ, рис. 6) показывает, что наиболее острая двухкомпонентная текстура формируется при регулярной «X-Y» стратегии. При экспонировании полосами формируется слабовыраженная аксиальная текстура с кристаллографической ориентировкой $\langle 100 \rangle$, а самая размытая текстура соответствует шахматному алгоритму экспонирования.

При анализе остаточных напряжений по методу $\sin 2\psi$ глубина проникновения рентгеновского излучения в поверхность образца составила порядка 10 мкм. Соответственно, при рентгеновской тензометрии было определено плосконапряженное состояние, характеризующееся ортогональными векторами напряжений σ_1 и σ_2 . Результаты определения остаточных напряжений, в синтезированных по разным стратегиям образцах (таблица 1) хорошо коррелируют с данными рентгеноструктурного анализа этих же образцов: минимальные сжимающие напряжения соответствуют «шахматной» стратегии. Стратегии «полосы» и «X-Y» показывают соизмеримые растягивающие напряжения. Сравнение остаточных напряжений выявляет следующую зависимость: их увеличение отмечается до значений скоростей экспонирования 2,7 - 3,5 м/с, а далее, с увеличением скорости экспонирования, остаточные напряжения понижаются.

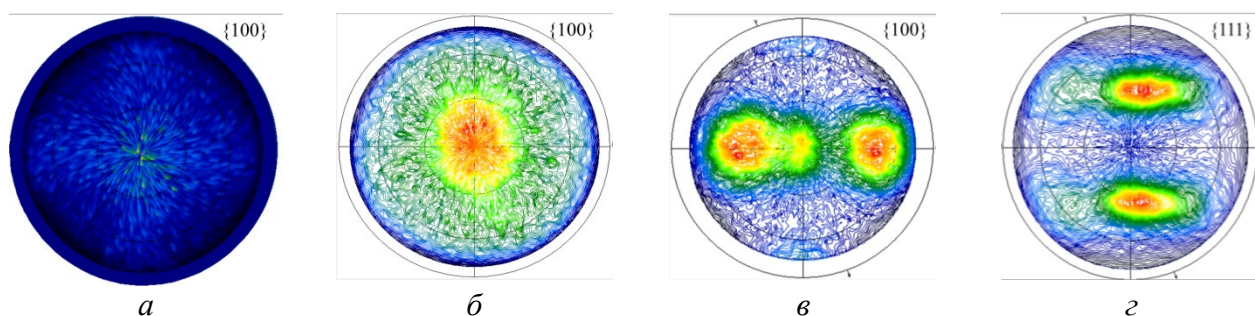


Рисунок 6 – Прямые полюсные фигуры поперечного сечения образцов сплава ВЖ159, экспонированных по алгоритмам «шахматная» (а), «полосы» (б) и «X-Y» (в, г) при одинаковой плотности энергии

Снижение напряжений можно объяснить уменьшением межтрекового расстояния и усилением фрагментации трека, что подтверждается определением размеров зерен (таблица 2). С ростом скорости и уменьшением межтрекового расстояния уменьшается вытянутость зерен в направлении построения вплоть до получения равноосного зерна.

Таблица 1 – Остаточные напряжения на поверхности образцов сплава ВЖ159, синтезированных по алгоритмам «X-Y», «шахматная» и «полосы» при скоростях экспонирования в интервале 1,9–4,3 м/с

Тип штриховки	Скорость экспонирования, м/с	Межтрековое расстояние, мм	σ_1 , МПа	σ_2 , МПа
X-Y	800	0,1	$+286 \pm 28$	$+92 \pm 62$
Шахматная	800	0,1	-79 ± 40	$-2,4 \pm 31$
«Полосы-1,9»	1900	0,09	$+327 \pm 51$	$+94 \pm 18$
«Полосы-2,7»	2700	0,06	423 ± 44	136 ± 54
«Полосы-3,5»	3500	0,04	423 ± 39	110 ± 33
«Полосы-4,3»	4300	0,03	344 ± 29	50 ± 62
-/+ – сжимающие/растягивающие напряжения				

Безусловно, присутствует связь параметров зеренной структуры и алгоритма экспонирования. Однако параметр межтрекового расстояния можно выделить как основной в части фрагментации трека и последующего формирования зерен.

По результатам исследований получено подтверждение действия предложенного механизма стохастической бинаризации КГО в части усиления фрагментации тонкой структуры трека. При уменьшении межтрекового расстояния отмечено линейное уменьшение размера зерна, а при межтрековом расстоянии до 0,03 мм – и снижение уровня внутренних напряжений.

Таблица 2 – Средние размеры зерна в сплаве ВЖ159 после одинаковой термической обработки при различных стратегиях и режимах экспонирования

Стратегия сканирования	«Полосы»					«Шахматная»	«X-Y»
Скорость сканирования, м/с	0,8	1,9	2,7	3,5	4,3	0,8	0,8
Межтрековое расстояние, мм	0,10	0,09	0,06	0,04	0,03	0,10	0,10
Средний размер зерна d в направлении xz, мкм	63,6	65,6	54,9	50,3	40,9	73,0	73,8
Средний размер зерна d в направлении xy, мкм	55,3	58,4	51,3	49,4	39,8	55,8	67,6
dxz /dxy	1,15	1,12	1,07	1,02	1,03	1,3	1,09

С учетом установленных закономерностей проведен анализ условий кристаллизации и формирования металла с минимальным количеством пор для деформируемых и литейных сплавов, исследованных в данной работе и по литературным данным. Установлено, что для литейных сплавов требуемая плотность энергии для получения меньшей пористости, как правило, выше, чем для деформируемых, не смотря на подчас более высокое содержание тугоплавких элементов в последних. Увеличение плотности энергии и перегрева ванны расплава приводит к увеличению времени ее охлаждения, и, как видно по литературным данным, увеличению дендритного параметра и обострению аксиальной текстуры. Соответственно, предложено для процесса СЛС рассматривать материалы не с точки зрения их функционального легирования, а в соответствии с температурами плавления их металлопорошковых композиций. С этой целью проведена отработка режимов синтеза образцов из порошковых композиций 15 жаропрочных литейных и деформируемых сплавов на основе никеля (ВЖ159, ЭП648, ЖС6К, ВИН5, ВИН6, ВЖЛ12У, ЭК61, ВЖ171, ЖС32, ВКЛС20, Сплав24, In939, Hastelloy X) и кобальта (ВЛК1, ХК62М6) с обеспечением остаточной пористости в материале СЛС-образцов менее 0,1% при отсутствии трещин. Для указанных МПК сплавов методом ДТА определены характеристические температуры плавления (табл. 3) и необходимые плотности энергии (рис. 7).

Результатом математической обработки полученных экспериментальных данных является линейное регрессионное уравнение, описывающее корреляционную связь необходимой плотности энергии и температур солидус/ликвидус МПК:

$$E = 0,0675T_S + 0,0998T_L - 159,19 \text{ Дж/см}^3, R^2=0,52 \quad (1)$$

где E – необходимая плотность энергии (Дж/см³) при СЛС; T_S – и T_L – соответственно температуры солидус и ликвидус (°C) порошковых композиций жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта; R^2 – коэффициент детерминации.

Таблица 3 – Температуры солидус и ликвидус порошковых композиций жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта

Сплав	ВЖ159	ЭП648	ЖС6К	ВИН5	ВКНА25Р	IN-939	ВЖЛ12У	Сплав 24
$T_s, ^\circ\text{C}$	1226	1285	1257	1296	1292	1362	1274	1353
$T_L, ^\circ\text{C}$	1348	1365	1364	1362	1374	1398	1345	1425
Продолжение таблицы 3								
Сплав	ЭК61	НХ	ВЖ171	ЖС32	ХК62М6	ВКЛС20	ЛК20	
$T_s, ^\circ\text{C}$	1300	1260	1295	1316	1379	1348	1330	
$T_L, ^\circ\text{C}$	1350	1355	1389	1414	1439	1376	1398	

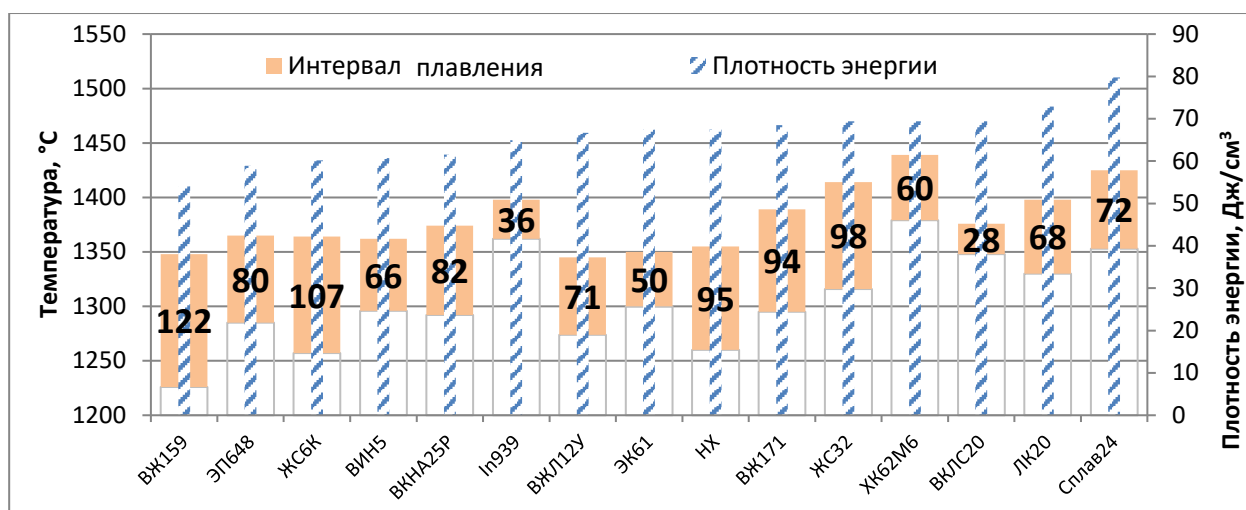


Рисунок 7 – Интервалы плавления порошковых композиций и необходимая плотность энергии для СЛС жаропрочных сплавов на никелевой и кобальтовой основе

Обратный расчет необходимой плотности энергии по уравнению (1) показывает максимальное отклонение в пределах 10 % от фактически полученных, что соответствует прецизионной доводке режима экспонирования. Верификация модели на МПК слабостареющего сплава ЭИ437Б ($T_s=1381\text{ }^\circ\text{C}$, $T_L=1420\text{ }^\circ\text{C}$) показывает отклонение менее 1% при обеспечении пористости на уровне до 0,08%. Таким образом, полученное уравнение позволяет рассчитать необходимую плотность энергии для режима СЛС МПК жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта, минуя трудоемкую стадию предварительного поиска «технологического окна».

Третья глава посвящена разработке жаропрочных синтезированных материалов и комплексных технологических процессов селективного лазерного сплавления ресурсных деталей ГТД и ГТУ из них. Исследования проведены для трех групп материалов: свариваемых жаростойких (ВЖ159, ЭП648 и ВЖ171), классических литейных никелевых (ВЖЛ12У, ЖС6К, IN939) и интерметаллидных (ВКНА1ВР, ВИН5, ВКНА25 и ВКНА25Р) сплавов.

Исследованы процессы формирования ячеистой структуры в процессе СЛС в свариваемых жаростойких материалах с высоким содержанием хрома и малым количеством упрочняющей γ' -фазы (не более 15%). Показано, что в процессе синтеза не происходит распада γ -твердого раствора, а формирующиеся ячейки имеют преимущественно равноосную форму. В структуре методом ПЭМ (рис. 8) выявляются частицы боридов или карбоборидов.

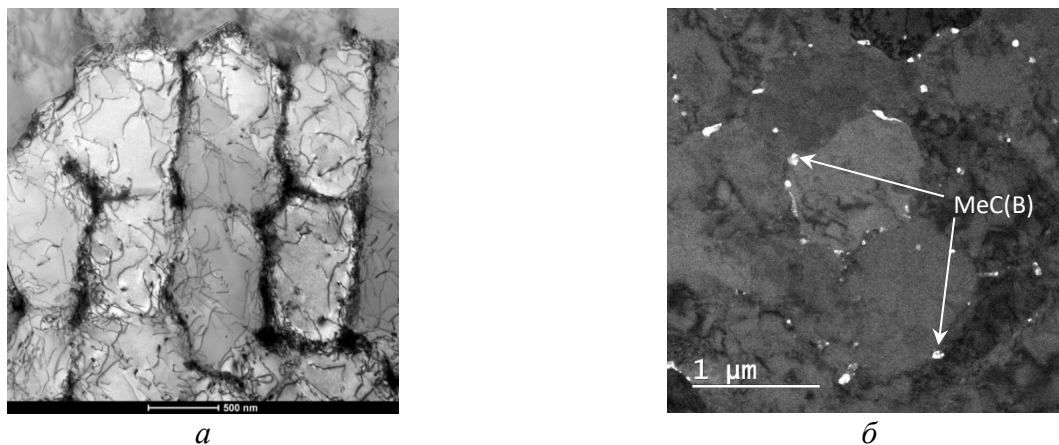
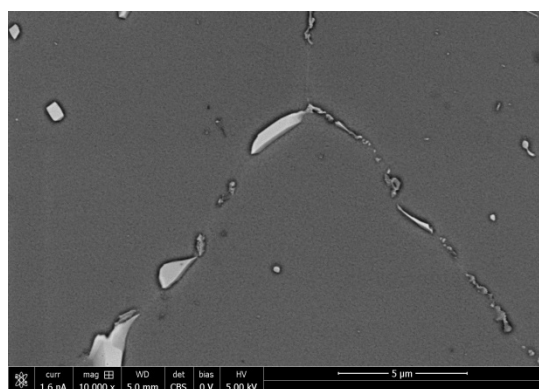
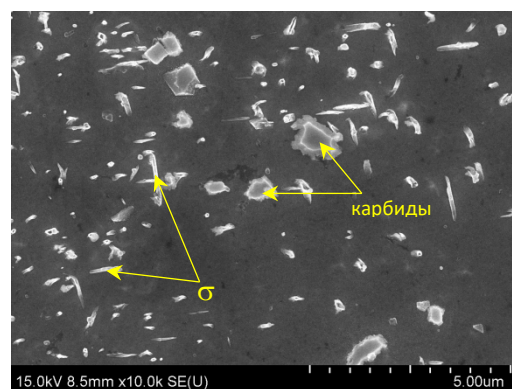


Рисунок 8 – Электронномикроскопические изображения ячеистой структуры сплава ВЖ159 после синтеза: а) в режиме светлого поля; б) в режиме темного поля в рефлексе карбидов;

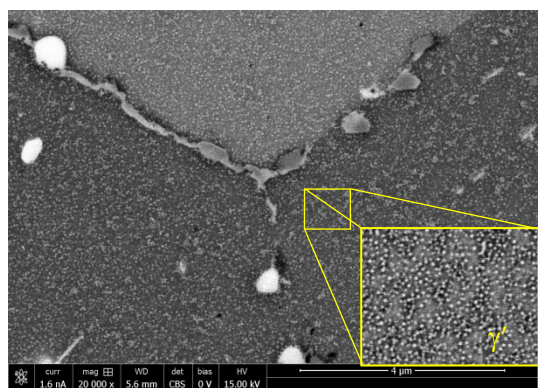
На примере высокохромистых никелевых материалов ЭП648 и ВЖ159 исследована кинетика формирования гетеротипных соединений на основе хрома (рис. 9) и их влияние на механические характеристики (рис. 10). Установлено, что для сплава ВЖ159 имитационный отжиг продолжительностью 500ч вызывает повышение пределов текучести и прочности при снижении относительного удлинения до 15%. Для сплава ЭП648, напротив, отмечается некоторый рост пластичности при снижении предела текучести до значений, близких к состоянию после ГИП. Исследованы причины уменьшения объемной доли частиц ТПУ-фаз в сплаве ЭП648, имеющего выраженный отрицательный дисбаланс легирования ($\Delta E = -0,22$), и, наоборот, причины дополнительного выделения хромистых фаз в сплаве ВЖ159. Установлено, что разупрочнение сплава ЭП648 вызвано последовательным образованием гетеротипных соединений с увеличивающимся в них содержанием хрома: сначала частиц сигма-фазы, потом α -Cr при общем уменьшении их объемной доли. Последнее сопровождается увеличением доли «выведенного» из твердого раствора хрома, что приводит к повышению пластичности и снижению прочностных характеристик материала при высокотемпературном воздействии. Для сплава ВЖ159 при синтезе в среде азота установлено, что с увеличением содержания хрома в сплаве отмечается и рост содержания азота, усваиваемого расплавом при частичном объемном азотировании в процессе СЛС. Причиной дестабилизации системы легирования, вероятно, является снижение растворимости хрома при высоких температурах, вызванное высоким содержанием в сплаве азота. Для решения проблемы появления частиц σ -фазы неблагоприятной морфологии введено компенсационное смещение предела легирования на 1%, т.е. с 26-28 до 25-27 % масс, что позволило исключить снижение пластичности для синтезированного материала ВЖ159-ПС.



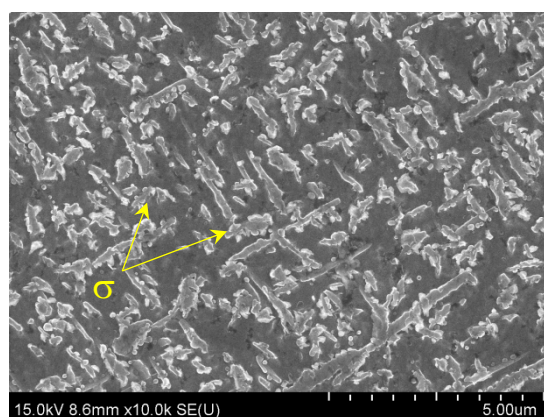
а



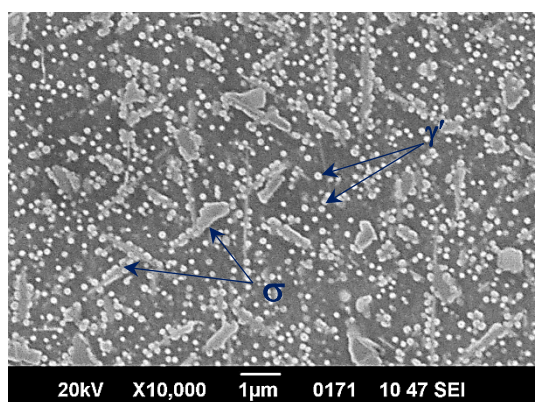
б



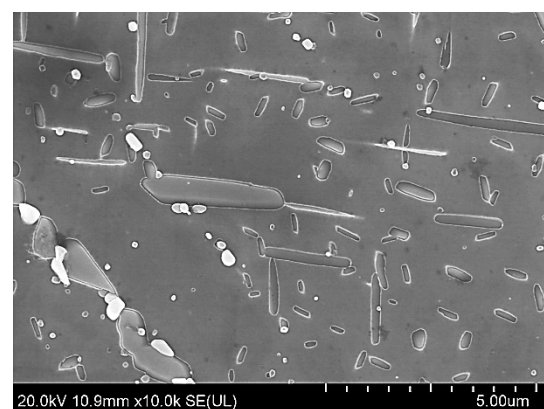
в



г



д



е

Рисунок 9 – Микроструктура сплавов ВЖ159 (а,в,д) и ЭП648 (б,г,е) после ГИП (а,б), ГИП+старение (в,г) и имитационного отжига (д,е)

Проведена общая квалификация материалов ВЖ159-ПС и ЭП648-ПС, полученных методом селективного лазерного сплавления, для авиационного применения при рабочих температурах до 1000 °С.

Сравнение указанных материалов (таблица 4) с зарубежными аналогами по применению показывает, что оба сплава, несколько уступая материалу Inconel 718 по кратковременной прочности, значительно превосходят зарубежные аналоги по рабочим температурам и длительной прочности.

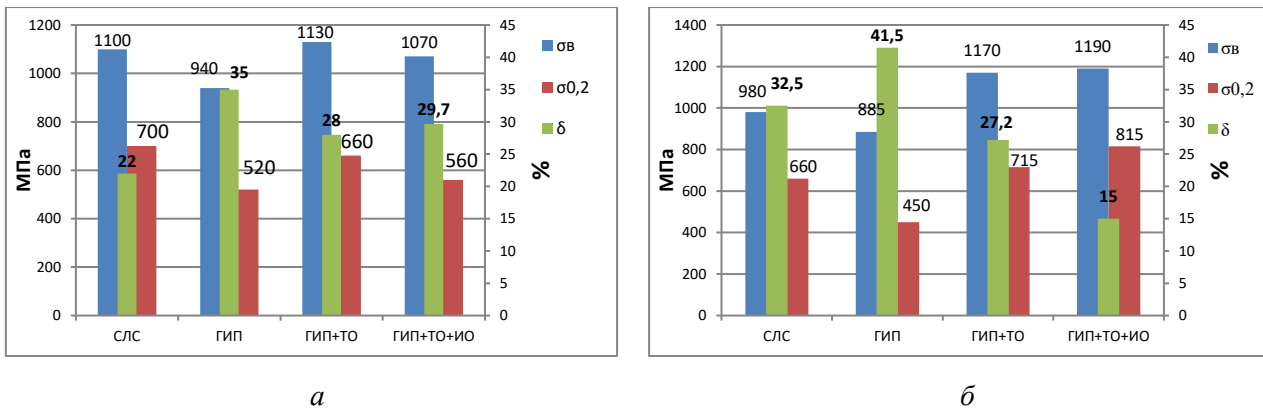


Рисунок 10 – Кратковременная прочность при температуре 20 °С сплавов ЭП648(а) и ВЖ159(б) после СЛС, ГИП, ГИП и старения и после 500-часового имитационного отжига (ИО) при температуре 800°С

Таблица 4 – Механические характеристики жаростойких и жаропрочных материалов ВЖ159-ПС и ЭП648-ПС и зарубежных сплавов-аналогов по применению

Характеристика	Уровень свойств (средние значения)*			
	ВЖ159-ПС	ЭП648-ПС	EOS In 625	EOS In 718
σ_B^{20} , МПа	1180/1160	1130	1000/890	1505/1375
$\sigma_{0,2}$, МПа	735/725	660	680/640	1240/1145
δ , %	26,0/24,0	28	34/49	12/17
$\sigma_B^{650}/\sigma_{0,2}^{650}$ (Z), МПа	1030/625	980/520 **	н/д	1210/1010
$\sigma_B^{800}/\sigma_{0,2}^{800}$ (Z), МПа	595/505	530	н/д	н/д
σ_{100}^{650} , МПа	605/590	770/795**	н/д	~550-570
σ_{100}^{800} , МПа	170/185	130/145	н/р	н/р
* В числителе указаны свойства в направлении XY, в знаменателе - XZ				
** При 600 °С				

Для более высоких рабочих температур разработан синтезированный материал на основе жаропрочного листового никелевого сплава ВЖ171. Особенностью сплава является применение последующей химико-термической обработки (ХТО) для тонколистового проката, что обеспечивает дополнительное упрочнение при высоких температурах. Для синтезированного материала исследовано формирование азотсодержащих частиц непосредственно после СЛС, кинетика формирования нитридов титана при ХТО, наследственные эффекты в части размеров и формы, а также расположения частиц нитридов в теле и по границам зерен. Установлено, что кинетика азотирования при ХТО СЛС-металла схожа с листовым прокатом, при этом размер частиц нитридов кратно меньше: 0,1-1 мкм против 2-6 мкм соответственно. Как и в листовом материале, упрочняющие частицы представляют собой термостабильный нитрид титана, частично замещенного хромом. Сквозное азотирование достигается в сечениях до 1,5 мм. Синтезированный материал прошел общую квалификацию для авиационного применения и предназначен для изготовления

тонкостенных изделий, работающих длительно при температурах до 1200°C (жаровых труб и теплозащитных панелей) и является единственным свариваемым СЛС-материалом с такими показателями (таблица 5). Длительный ресурс материала, ввиду интенсивного окисления хрома при температурах выше 1100°C, обеспечивается применением стеклокерамических эмалей или комплексного теплозащитного покрытия.

Таблица 5 – Механические свойства синтезированного сплава ВЖ171-ПС и сплавов-аналогов

Мех. св-ва, МПа	Уровень свойств (средние значения)					Квоты превосходства ВЖ171-ПС по сравнению с аналогами, %			
	Марка сплава								
	ВЖ171-ПС	ЭП648-ПС	ВЖ171 (лист)	ЭП648 (лист)	Hastelloy X (лист)	ЭП648-ПС	ВЖ171	ЭП648	Hastelloy X
σ_B^{20}	1210	1130	870	970	755	7	40	24	160
σ_B^{1000}	200	106	205	145	177	180	-	38	13
σ_B^{1200}	110	-	80	-	-	-	37	-	-
σ_{100}^{900}	115	-	105	-	73	-	-	-	57
σ_{100}^{1000}	65	24	60	29	26	170	-	120	150
σ_{100}^{1000}	45	-	45	-	-	-	-	-	-
σ_{100}^{1200}	15	-	23	-	-	-	-	-	-

Сплав ЭП648-ПС применен для изготовления по технологии СЛС первой в РФ серийной детали – завихрителя СЛ100-03-293 фронтального устройства камеры сгорания двигателя ПД-14; а также сопловых аппаратов, корпуса подшипников и др. для вертолетного двигателя ВК-650В, деталей и узлов испытательных стендов для термометрии ГТД в эксплуатационных условиях.

Сплав ВЖ159-ПС применен для изготовления деталей «Корпус форсунки», «Завихритель тангенциальный» перспективного ГТД большой тяги ПД-35; деталей «Стабилизатор» малоэмиссионной камеры сгорания (МЭКС) двигателя ПС-90ГП-2М.

Сплав ВЖ171-ПС применен для деталей «Панель теплозащитная» 15-ти типоразмеров для двигателя ПД-35, жаровой трубы перспективной гибридной силовой установки (ГСУ).

Задачи обеспечения высоких рабочих температур в массивных сечениях деталей решались при работе с более жаропрочным никелевым материалами – классическими литейными жаропрочными сплавами. Литейные сплавы отличаются довольно высоким содержанием углерода и, следовательно, большим количеством карбидов, эффективно тормозящих рекристаллизацию. При исследовании синтезированных образцов из литейных жаропрочных никелевых сплавов ВЖЛ12У, ЖС6К, Inconel 939 установлено, что размер зерна в СЛС-металле, подвергнутом ГИП и ТО, на порядок меньше размера зерна после литья. Из-за сдерживания рекристаллизации даже выдержки в течение сотен часов при температурах

термической обработки не приводят к его заметному росту. Выраженная морфологическая текстура приводит к значительной анизотропии по кратковременной и, особенно, длительной прочности (таблица 6), что связано с уменьшением эквивалентного размера зерна вдоль направления приложения нагрузки.

Таблица 6 – Время до разрушения τ при испытании на длительную прочность синтезированных образцов сплавов ВЖЛ12У, ЖС6К и In939 после ГИП и термической обработки в зависимости от ориентации образцов

Сплав	Ориентация	Температура, °C/ Напряжение, МПа	τ , ч	Норма по НД для литого сплава
ВЖЛ12У	Z	975/196	10-15	40
	XY		1,5-2	
ЖС6К	Z	975/196	8-9	40
	XY		1-4,3	
In939	Z	870 / 280	58-64	50
	XY		5,5-6,0	

Исследованы способы получения синтезированного материала с наведенной острой кристаллографической текстурой. В результате разработана принципиально новая система, предполагающая применение массивного литого закладного элемента с заданной кристаллографической ориентацией, сообщаемого требуемую КГО синтезированному образцу осями дендритов второго порядка (рис. 11а). Такой подход обеспечивает высокую тепловую инерцию, а применение термопроводящих составов при монтаже обеспечивают близкую к монолитной плите теплопередачу. Формирование заданной текстуры подтверждается рентгеноструктурными исследованиями и построением прямых полюсных фигур (ППФ). На полюсной фигуре от поперечной плоскости сечения цилиндрического СЛС-образца (рис. 11б) преобладает структурная составляющая с острой текстурой $\{001\}$, положение рефлексов которой на полюсной фигуре является зеркальным отражением расположения рефлексов $\{022\}$ γ/γ' на полюсной фигуре монокристаллической подложки из сплава ЖС32 (см. рис. 11в).

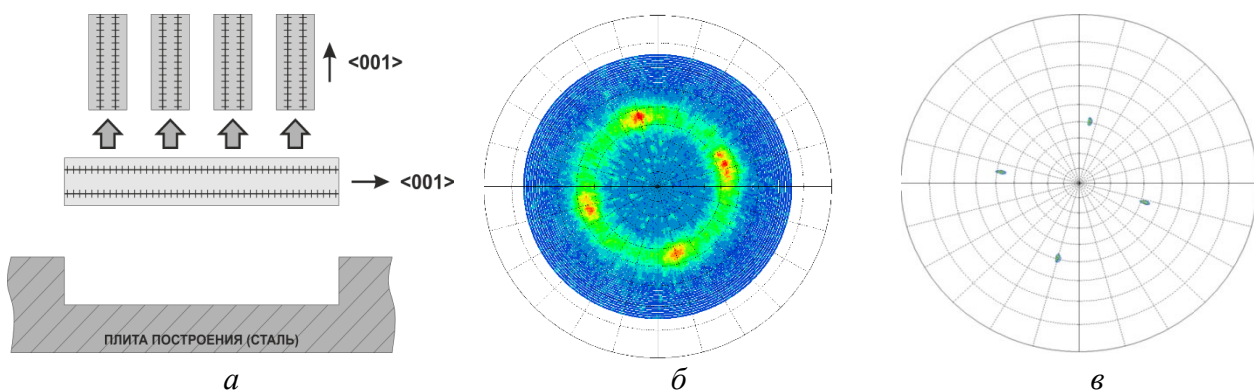


Рисунок 11 - Схема синтеза материала с острой текстурой на массивной литой закладной монокристаллической подложке с заданной КГО (а) и прямые полюсные фигуры $\{022\}$ от СЛС-образца сплава ЖС32 (б) и его монокристаллической подложки с аксиальной ориентировкой $\langle 001 \rangle$ (в)

Это свидетельствует о полном совпадении кристаллографической ориентировки образца синтезированного сплава ЖС32 с кристаллографической ориентировкой γ/γ' -матрицы сплава ЖС32 монокристаллической подложки.

Разработанные технологические приемы и конструкции использованы для синтеза рабочих лопаток из перспективного НЖС, а также в качестве технологических подложек для упрощения высокотемпературной термической обработки – при синтезе сопловых лопаток из интерметаллидного сплава.

Проведен большой объем исследований в части СЛС интерметаллидных материалов. Исследовано формирование ячеистой структуры сплавов ВКНА1ВР, ВИН5, ВКНА25 и ВКНА25Р. Установлено, что для сплавов без рения матрицей является γ -фаза, в которой, как и в литейных сплавах, не смотря на высокие скорости охлаждения, протекает распад твердого раствора с образованием субмикронных частиц γ' -фазы. В центре ячеек присутствуют дискретные частицы, а по границам – ламеллярные (рис. 12а,б). Для ренийсодержащего сплава ВКНА25Р по расшифровке электронограммы установлено, что матрицей является γ' -фаза (рис. 12в-д).

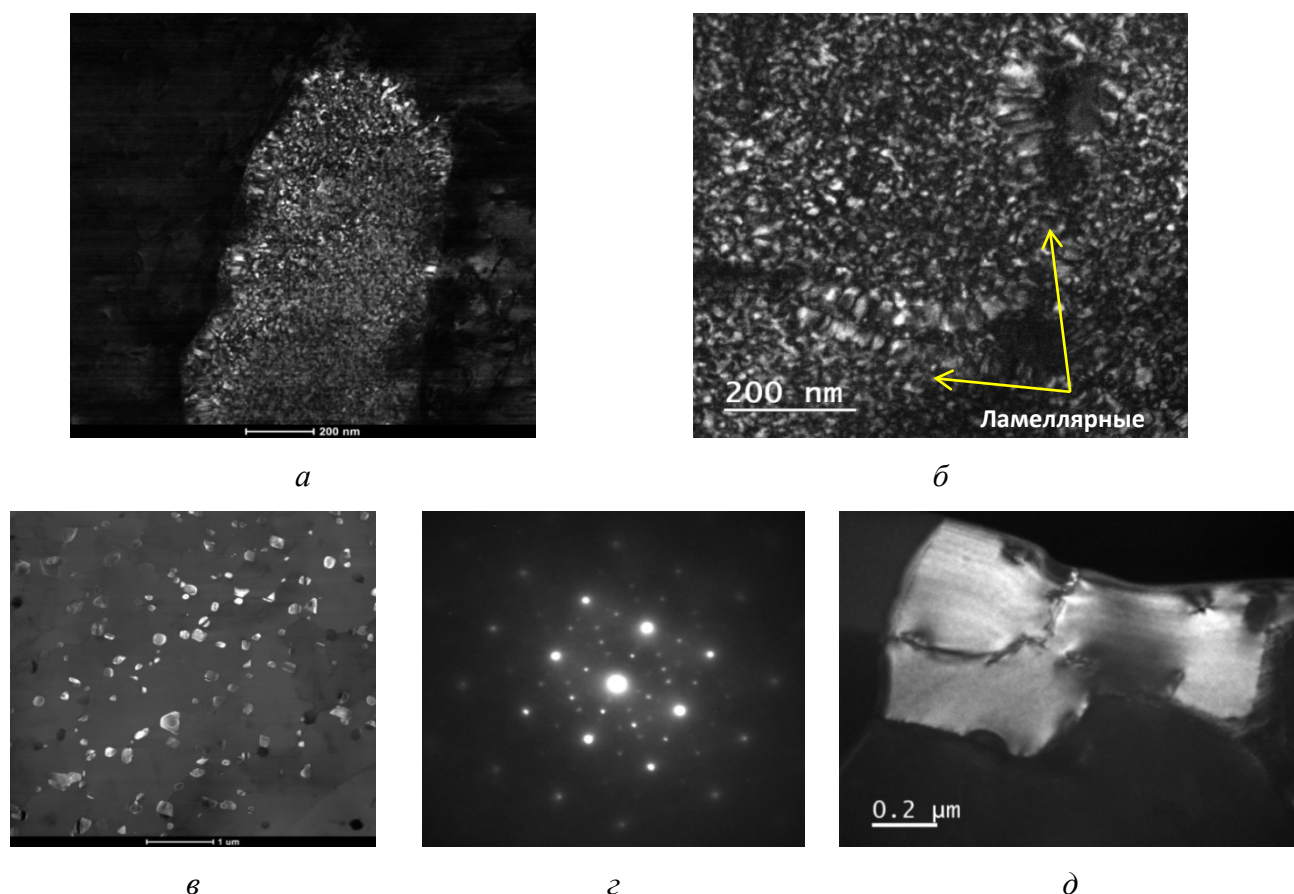


Рисунок 12 – Структура синтезированных сплавов ВКНА-1ВР (а,б) и ВКНА25Р (в-д): темнопольное изображение в рефлексе γ' -фазы (а,б,д), темнопольное изображение в рефлексе карбидной фазы $2/3(220)_\gamma$ (в) и картина дифракции $\langle 001 \rangle$ (г)

Исследование влияния термической обработки для синтезированных углеродистых сплавов ВИН5 и ВКНА25Р и монокристаллической модификации сплава ВКНА25 (не

содержащего углерод) показали бесперспективность применения безуглеродистых монокристаллических сплавов для технологии СЛС.

Для безуглеродистого материала показано интенсивное протекание рекристаллизации (рис. 13), повышение кратковременной прочности при комнатной температуре (рис. 14) и интенсивное снижение длительной прочности.

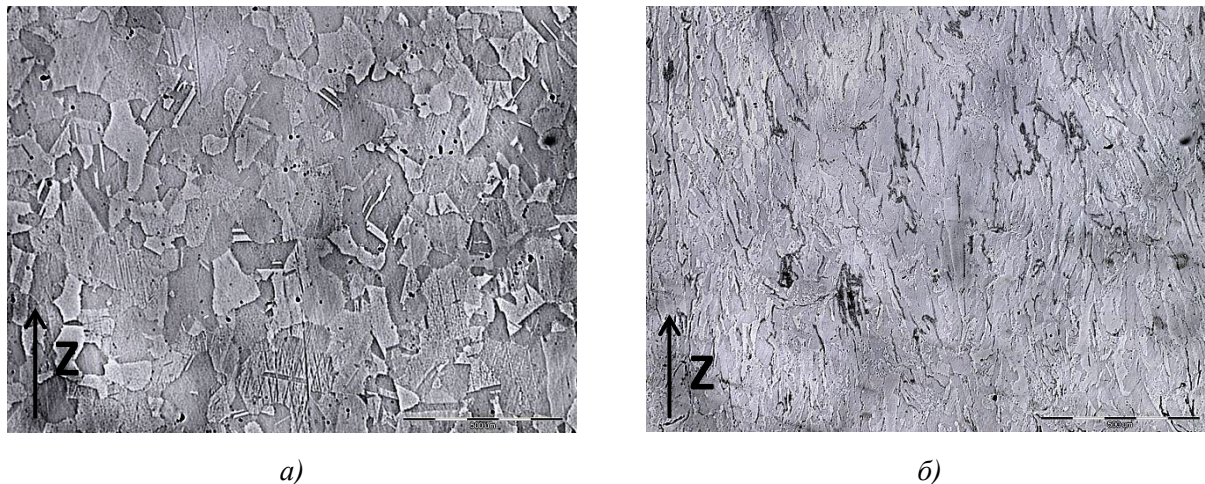


Рисунок 13 – Микроструктура сплавов ВКНА25 (а) и ВКНА25Р (б) после ГИП

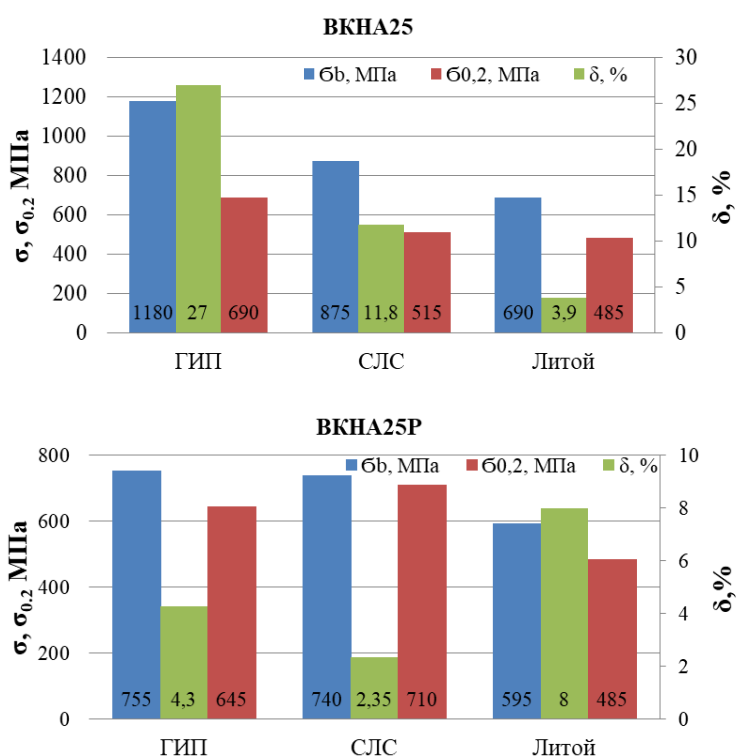


Рисунок 14 – Сравнение механических характеристик жаропрочных интерметаллидных сплавов ВКНА-25, ВКНА-25(Р) в различных состояниях

Наилучший комплекс свойств обеспечен на вновь разработанном интерметаллидном материале ВКНА25Р. По кратковременной прочности при растяжении (таблица 7) СЛС-материал ВКНА25Р не уступает литому поликристаллическому аналогу по применению сплаву ВКНА4УР вплоть до 1000 °С.

Таблица 7 – Характеристики кратковременной прочности синтезированных образцов сплава ВКНА25Р и литых образцов сплав ВКНА-4УР в интервале температур 20-1100 °С

Материал, состояние	Пределы прочности и текучести (0,2%), МПа, при температурах испытания, °С				
	20	800	900	1000	1100
ВКНА25Р(ХЗ) СЛС+ТО	670/570	710/700	620/610	465/430	245/215
ВКНА25Р(ХУ) СЛС+ТО	970/890	970/820	660/570	430/335	230/155
ВКНА4УР (литое)	620/555	-	600/580	485/470	315/300
Примечание: в числителе указаны средние значения предела прочности σ_b , в знаменателе – предела текучести $\sigma_{0,2}$.					

По циклической долговечности СЛС-материал ВКНА25Р превосходит литой сплав ВКНА1ВР по размаху общей деформации на 15 % в интервале температур 850-950 °С, а при 1050 °С – уже на 30% (рис. 15).

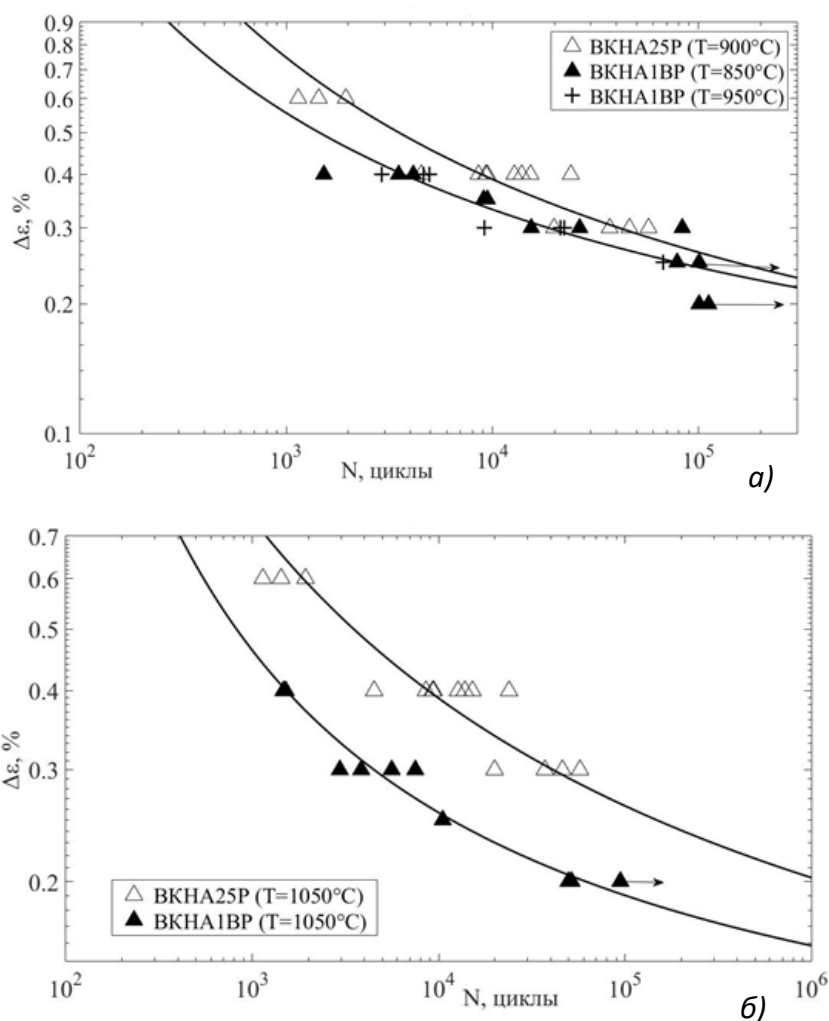


Рисунок 15 – Кривые МЦУ СЛС-сплава ВКНА25Р и литого поликристаллического сплава ВКНА1ВР с равноосной структурой при температурах 850–950 °С (а) и 1050 °С (б)

Средние значения пределов длительной прочности ВКНА25Р (рис. 16) сопоставимы с минимальными значениями для поликристаллического литого ВКНА4УР. Достигнуто это благодаря большой объемной доли γ' -фазы, увеличению доли твердорастворного упрочнения за счет присутствия рения, а также высокой термической стабильности карбидов.

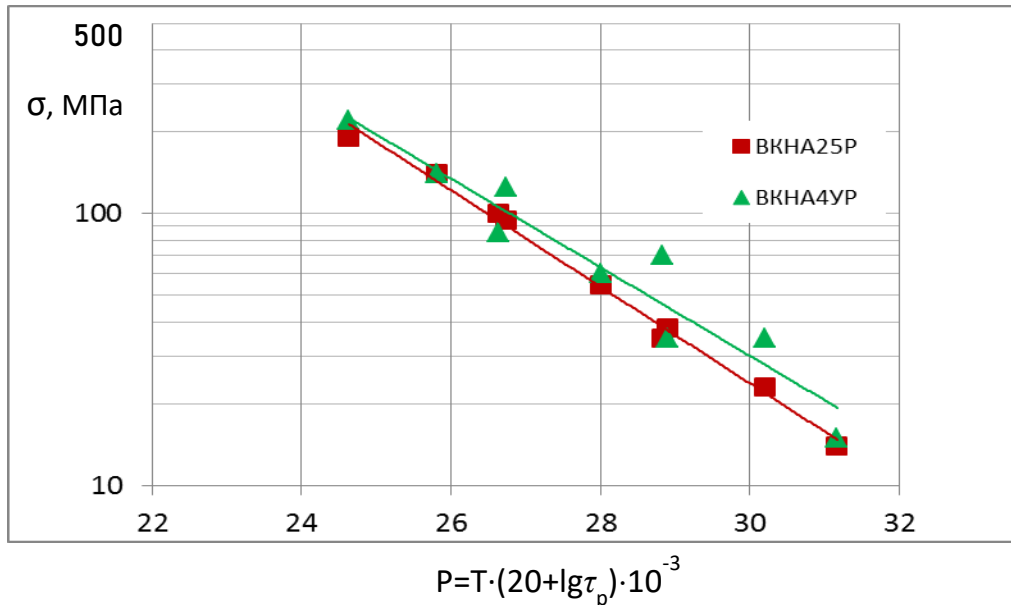


Рисунок 16 – Параметрические зависимости Ларсона-Миллера для длительной прочности СЛС-сплава ВКНА25Р (средние значения) и литейного сплава ВКНА4УР (минимальные значения) в интервале температур 900–1100 °С на базах до 500 ч

Сплав ВКНА25Р прошел общую квалификацию для авиационного применения и использован для изготовления сопловых лопаток 1 ст., препарированных термодарными каналами, для проведения термометрии двигателя ПД-35 в реальных условиях.

По результатам исследований разработаны комплексные технологические процессы селективного лазерного сплавления адаптированных и новых жаропрочных сплавов на никелевой (ВЖ159-ПС, ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС, ЖС6К, ВЖЛ12У) и интерметаллидной (ВКНА1ВР, ВИН5, ВИН6) основах, включая термическую (газостатическую) обработку и постобработку изделий. По результатам работ разработаны и выпущены: ГОСТ Р «Аддитивные технологии. Изделия из жаростойких сплавов на основе никеля, изготовленные методом селективного лазерного сплавления. Общие технические условия», 12 технологических рекомендаций и 5 технологических инструкций. По результатам поставок экспериментальных и опытных партий деталей, опыту серийного производства совместно с АО «ОДК-Авиадвигатель» разработаны единые технические условия ТУ08.289 «Заготовки фасонные, полученные методом селективного лазерного сплавления. Технические условия».

По результатам разработки технологических процессов СЛС, термической и газостатической обработки, постобработки и комплексных исследований синтезированных материалов впервые в отечественной практике разработан, утвержден и применяется в серийном производстве в условиях АО «ОДК-Авиадвигатель» и АО «ОДК-ПМ» Руководящий технический материал (РТМ08.184) «Классификатор дефектов заготовок деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления». Классификатор устанавливает

единую систему классификации и кодирования дефектов для различных методов разрушающего и неразрушающего контроля по их характерным признакам и причинам их появления для деталей, изготовленных методом СЛС.

Глава четвертая посвящена исследованиям в части применения оборотных порошков – одного из главных аспектов, определяющих экономическую эффективность процесса СЛС.

Комплексный режим экспонирования изделия представляет собой совокупность подрежимов основного металла, верхней/нижней поверхностей и трех контуров: вертикальной и верхней/нижней поверхностей. Проведены исследования влияния плотности энергии экспонирования для каждого подрежима на интенсивность кипения ванны расплава и интенсивность выброса продуктов кипения в зону экспонирования. Установлено, что основным источником загрязнения являются скрапины (фрагменты расплава), окисляющиеся в защитной среде и соответствующие по размеру рабочему диапазону применяемой МПК: менее 63 мкм.

Для точной оценки вклада в загрязнение каждой из составляющих комплексного режима сплавления применено разделение на составляющие (подрежимы) с различной плотностью энергии. Разработаны подходы к вычислению коэффициентов загрязнения, позволяющие определить изменение абсолютного содержания кислорода в целевой фракции оборотного порошка. Конвертация указанных значений в расчетную характеристику достигается введением эмпирического фактора контаминации, физический смысл которого – это скорость изменения содержания кислорода в процессе экспонирования по искомому подрежиму:

$$F_i^c = \frac{\Delta m_i}{\tau_i} \text{ [г/с]} \quad (2)$$

где: Δm_i - изменение абсолютного содержания кислорода в оборотной целевой фракции в сравнении с исходной МПК, а τ_i – это время экспонирования лазером по i-му подрежиму в рамках одного процесса синтеза.

Воздействие всех применяемых подрежимов при синтезе реальной детали может быть описано суммой траекторий движений лазера по каждому из подрежимов на всех ее слоях. Для применения данного коэффициента контаминации разработаны способы вычисления протяженности указанных траекторий лазера, которые, при известных энергоскоростных параметрах, могут быть преобразованы в суммарное время воздействия лазера по искомому подрежиму. Для вычисления коэффициентов контаминации подрежимов, применяемых только в совокупности с другими подрежимами, (например, подрежим контура применяется в совокупности с подрежимом основного металла или поверхности), необходимо применение метода сравнения абсолютного изменения содержания кислорода Δm двух комплексных режимов: включающего все параметры и не включающего конкретный контур.

В результате выведено уравнение, описывающее изменение абсолютного содержания кислорода при экспонировании всех сечений всех деталей в зоне построения по комплексному режиму и по режиму поддержек:

$$\Delta m_{\text{процесса}}^{[O]} = F_i^c \cdot \tau_i + \dots + F_j^c \cdot \tau_j \quad (3)$$

где: $\Delta m_{\text{процесса}}^{[O]}$ - абсолютное изменение содержания кислорода после завершения процесса;

F_i^c [г/с] - фактор контаминации (коэффициент загрязнения), привес кислорода при экспонировании лазером порошкового слоя по i -му подрежиму за единицу времени;
 τ_i [с] - время экспонирования одной детали по i -му подрежиму;

Расчетное содержание кислорода в оборотном порошке, таким образом, составит:

$$C_{\text{прогноз}}^{[O]} = \frac{\Delta m_{\text{процесса}}^{[O]}}{m_{\text{ИП процесса}}^{-63}} + C_{\text{исх.}}^{[O]} [\%] \quad (4)$$

где: $C_{\text{прогноз}}^{[O]}$ – расчетное содержание кислорода в оборотном просеянном порошке после процесса синтеза; $C_{\text{исх.}}$ - концентрация кислорода в исходном порошке; $m_{\text{ИП процесса}}^{-63}$ – масса просеянного через сито 63 мкм (-63) оборотного порошка (использованного, просеянного) рабочей фракции.

Для определения механизмов деградации синтезированных материалов проведено комплексное исследование на примере сплава ВЖ159, образцы которого изготовлены при разреженной (12 и 24 образца на плите построения) схеме расстановки и при расстановке «встык» (100 образцов на плите построения).

Оценка усредненных значений кратковременной прочности (табл. 8) показывает близкие значения для всех трех схем (приведены на вкладках рис. 7) расстановки образцов при комнатной температуре испытаний, что показывает малую информативность такого испытания для оценки деградации синтезированного материала. При максимальной рабочей температуре обнаруживается значимое снижение прочностных и особенно пластических характеристик материала, полученного при расстановке 100 образцов встык.

Таблица 8 – Характеристики кратковременной прочности синтезированных образцов сплава ВЖ159 при температурах 20 и 1000 °С, изготовленных при плотности заполнения платформы построения 12, 24 и 100 образцов на платформу

Температура, °С	20			1000		
Образцов на плите, шт	12	24	100	12	24	100
σ_b , МПа	1120	1155	1155	150	170	115
$\sigma_{0,2}$, МПа	755	730	720	140	140	110
δ , %	30,5	24,0	26,4	30,0	16,1	8,2

Длительная прочность и усталостная долговечность также являются показательными видами испытаний, обнаруживая значительное снижение свойств материала при расстановке образцов встык. Однако испытания на кратковременную прочность при максимальной рабочей температуре являются не только показательными, но и могут быть реализованы в любом производстве.

Исследование структуры синтезированного материала методом ПЭМ показывает, что для разреженных схем (рис. 17а) расстановки в структуре присутствуют только единичные глобулярные частицы Al_2O_3 , размером около 20нм, в то время как при расстановке образцов встык (рис. 17б) границы зерен декорированы частицами оксида Cr_2O_3 , в т.ч. неблагоприятной

пластинчатой морфологии. Именно с деградацией границ можно связать снижение длительной прочности, кратковременной прочности при 1000 °С и усталостных характеристик такого материала.

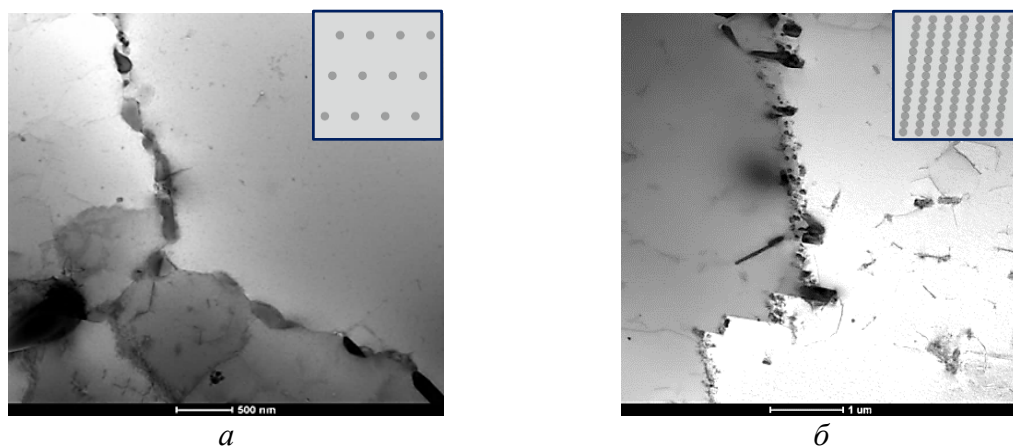


Рисунок 17 – Микроструктура (на вкладках - схемы расстановки образцов) образцов сплава ВЖ159, синтезированных при плотности загрузки 12 (а) и 100 (б) образцов на плите построения (на вкладках – схемы расположения образцов)

Разработана методика оценки зональности загрязнения в процессе СЛС, включающая разработку специального конструктива «контейнерных» образцов-ускорителей загрязнения, реализующих все необходимые подрежимы экспонирования при постоянстве площадей и периметров сечений на всей протяженности процесса синтеза. Применение «контейнерных» образцов вместе с заготовками простой формы (рис. 18а-в) постоянного сечения обеспечивают возможность точного соотнесения характеристик проб оборотного порошка и синтезированного металла. Для оценки влияния накопительного загрязнения исходная масса порошка рассчитывается на требуемое количество стартов с учетом потерь на массу синтезированных образцов и отсеvy после каждого старта. «Бесконечная» высота образцов позволяет провести каждый последующий старт до полного исчерпания загруженного порошка, без необходимости восполнения потерь свежим порошковым материалом. Расстановка образцов в зоне построения по окончании процесса синтеза приведена на рис. 8г. Методика позволяет оценить вклад в деградацию синтезированного материала и оборотных порошков двух основных факторов: перекрестного (взаимного загрязнения соседних экспонируемых сечений в пределах одного слоя – для первого старта) и накопительного (для всех последующих стартов) загрязнения.

Методика верифицирована на примере жаростойкого никелевого сплава ВЖ159-ПС. Проведены всесторонние исследования синтезированного материала и МПК, включая содержания газовых примесей, пористость, кратковременную (при 20 и 1000 °) и длительную прочность, жаростойкость после выполненных трех последовательных стартов.

По результатам испытаний при температуре 1000 °С установлено снижение прочностных характеристик на 15-20 % и почти двукратное снижение пластичности в сравнении с разреженными схемами расстановки образцов.

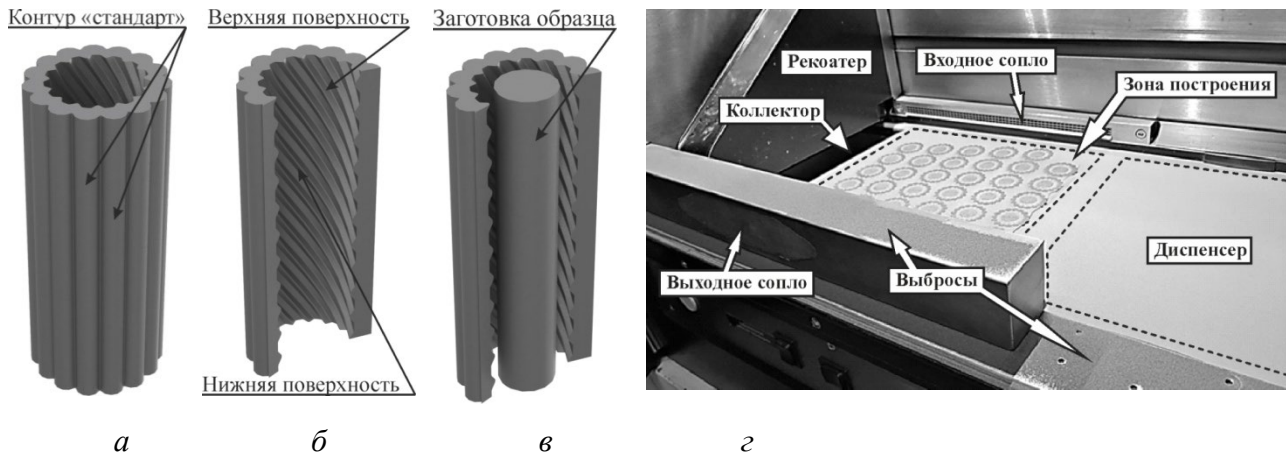


Рисунок 18 – 3D-модель разработанных контейнерных образцов-«ускорителей» загрязнения (а-в) и внешний вид рабочей камеры по окончании процесса (г)

По длительной прочности, напротив, отмечена тенденция к некоторому увеличению времени до разрушения для образцов 2-го и 3-го стартов. При исследовании методом ПЭМ выявлено большое количество выделений σ -фазы игольчатой формы протяженностью до 1 мкм (рис. 19а,б). В основании большинства частиц видны субмикронные глобулы, которые, по данным МРСА, представляют собой частицы Al_2O_3 . Для синтезированного по разреженной схеме материала (рис. 19в) характерно наличие только глобулярных частиц σ -фазы, расположенных преимущественно по границам зерен. Вероятно, частицы оксидов служат подложкой для выделения ТПУ-фаз, а интенсификация их выделения при синтезе на оборотном порошке связана с увеличением количества газовых примесей в синтезированном металле. Последнее, вероятно, приводит к снижению растворимости хрома в никелевой матрице при высоких температурах.

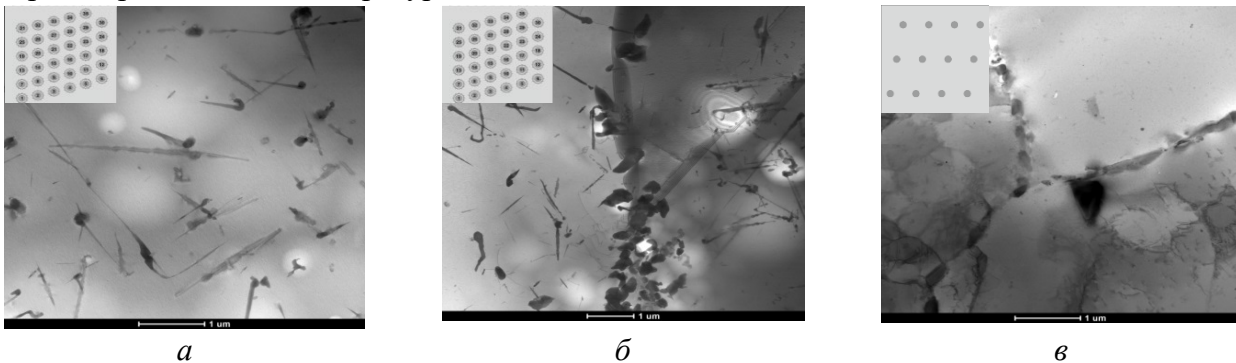


Рисунок 19 – Электронномикроскопические изображения структур образцов ВЖ159, синтезированных с «ускорителями загрязнения» в первом (а), третьем (б) стартах и при «разреженной» схеме расстановки (в), ПЭМ (на вкладках – схемы расположения образцов)

Увеличение при этом длительной прочности можно связать с дополнительным оксидным упрочнением матрицы, поскольку других механизмов торможения дислокаций при температуре 1000 °С (превышает температуру полного растворения γ' -фазы) для сплава ВЖ159 нет.

В результате исследований установлены два основных механизма деградации синтезированного металла. Первый механизм - загрязнение дисперсными оксидами алюминия

глобулярной формы. Его реализация связана с разрушением и переплавом оксидных плен первичных (исходной МПК) и вторичных (продуктов кипения ванны расплава) частиц порошка. Проявления такого механизма возможны для всей площади платформы построения ввиду стохастического характера разлета частиц выбросов в зависимости от смены направления штриховки. Наличие частиц оксида алюминия (их скоплений) может вызывать снижение пластических характеристик и выносливости материала. Второй механизм – загрязнение агломератами окисленного металлического конденсата, локализация которого ограничена зоной, непосредственно прилегающей к сплавляемому сечению по направлению потока обдува.

Загрязнение дискретными частицами оксидов Al_2O_3 неоднозначно влияет на механические характеристики, что связано с особенностями легирования, размером окислов и пр. Так, для сплава ВЖ159-ПС при снижении кратковременной прочности и усталостной долговечности отмечается тенденция к повышению длительной прочности при максимальных рабочих температурах. Загрязнение металлическим конденсатом отрицательно сказывается на всех исследованных характеристиках синтезированного материала, поскольку вызывает деградацию и ослабление границ зерен.

По результатам исследований впервые разработан, выпущен в формате Технологической инструкции (ТИ 1.595-16-1541-2021) и верифицирован в производственных условиях АО «ОДК-Авиадвигатель» Метод оценки изменения механических свойств и пористости синтезированного материала в зависимости от цикличности использования металлопорошковых композиций.

Основные выводы

1. Впервые разработана физическая модель формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления. Предложен механизм стохастической бинаризации кристаллографической ориентации ячеек при кристаллизации трека, объясняющий формирование специфических текстур, увеличение фрагментированности составляющих трек кристаллитов при изменении стратегии штриховки и межтрекового расстояния, увеличении или снижении плотности подводимой энергии

2. Для жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта установлена корреляционная связь необходимой плотности энергии экспонирования с температурами солидус и ликвидус порошковой композиции. Полученное линейное регрессионное уравнение позволяет рассчитать необходимую плотность энергии экспонирования основного металла для никелевых и кобальтовых сплавов с погрешностью не более 10 %, минуя трудоемкую стадию определения «технологического окна процесса».

3. Благодаря установленным физическим закономерностям структурообразования в процессе СЛС на базе деформируемых и литейных сплавов разработана гамма отечественных синтезированных жаропрочных материалов на никелевой (ВЖ159-ПС, ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС, ВЖЛ12У, ЖС6К) и интерметаллидной (ВКНА25Р, ВИН5) основах для изготовления деталей горячего тракта ГТД и ГТУ;

4. Разработаны комплексные технологические процессы селективного лазерного сплавления адаптированных и новых жаропрочных сплавов на никелевой (ВЖ159-ПС, ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС, ЖС6К, ВЖЛ12У) и интерметаллидной (ВКНА1ВР, ВИН5, ВИН6) основах, включая термическую (газостатическую) обработку и постобработку изделий. По результатам работ разработано и выпущено 12 технологических рекомендаций, 5 технологических

инструкций на процессы СЛС, ГИП и термической обработки; 1 паспорт и 3 дополнения к паспортам на синтезированные материалы; 2 технических условий (ТУ)

5. Синтезированные материалы ВЖ159-ПС, ЭП648-ПС, ВЖ171-ПС и ВИН6 прошли общую квалификацию (в том числе, сплав ЭП648-ПС – стал первым паспортизованным отечественным материалом, полученным по технологии СЛС). Сплав ЭП648-ПС применен для изготовления первой серийной детали в РФ по технологии СЛС – завихрителя СЛ100-03-293 фронтального устройства камеры сгорания двигателя ПД-14; сопловых аппаратов, корпуса подшипников и др. для вертолетного двигателя ВК-650В, деталей и узлов испытательных стендов для термометрии ГТД в эксплуатационных условиях; ВЖ159-ПС – для изготовления деталей «Корпус форсунки», «Завихритель тангенциальный» перспективного ГТД большой тяги ПД-35; деталей «Стабилизатор» малоэмиссионной камеры сгорания (МЭКС) двигателя ПС-90ГП-2М; ВЖ171-ПС для деталей «Панель теплозащитная» 15-ти типоразмеров для двигателя ПД-35, жаровой трубы перспективной универсальной вспомогательной силовой установки (ВСУ); ВИН6-ПС – для сопловых лопаток 1 ст., препарированных термопарными каналами для проведения термометрии двигателя ПД-35. По результатам проведенных исследований, поставок экспериментальных и опытных партий деталей, опыту серийного производства совместно с АО «ОДК-Авиадвигатель» разработаны единые технические условия ТУ08.289 «Заготовки фасонные, полученные методом селективного лазерного сплавления. Технические условия».

6. Синтезированные материалы ВЖ159-ПС и ЭП648-ПС превосходят зарубежные аналоги по применению (In718 и In625) по рабочей температуре на 300-350 °С (1000 °С длительно против 650 °С). Синтезированный материал ВЖ171-ПС после ГИП и ХТО является единственным в мире свариваемым материалом, полученным по технологии СЛС с рабочей температурой 1200 °С. По результатам проведения общей квалификации указанных материалов разработан и выпущен ГОСТ Р «Аддитивные технологии. Изделия из жаростойких сплавов на основе никеля, изготовленные методом селективного лазерного сплавления. Общие технические условия»

7. По результатам разработки технологических процессов СЛС, термической и газостатической обработки, постобработки и комплексных исследований синтезированных материалов впервые в отечественной практике разработан, утвержден и применяется в серийном производстве в условиях АО «ОДК-Авиадвигатель» и АО «ОДК-ПМ» Руководящий технический материал (РТМ08.184) «Классификатор дефектов заготовок деталей, изготовленных методом селективного лазерного сплавления», устанавливающий единую систему классификации и кодирования дефектов по их характерным признакам и причинам их появления для деталей, изготовленных методом СЛС.

8. Впервые установлена взаимосвязь плотности энергии экспонирования отдельных составляющих комплексного режима синтеза с уровнем загрязнения газовыми примесями оборотных порошков. Показано, что источником загрязнения оборотных порошков являются продукты кипения ванны расплава: металлический конденсат и окисляющиеся в защитной среде частицы выбросов (брызги расплава). Установлены два основных механизма перекрестного загрязнения синтезированного металла: загрязнение экспонируемых сечений металлическим конденсатом, приводящее к интенсивной деградации границ зерен, и загрязнение микронными и субмикронными частицами оксидов глобулярной и неправильной

формы, вызывающих снижение циклической прочности и мало влияющих на длительную прочность. Обоснованы критерии оценки деградации синтезированного металла при перекрестном загрязнении и использовании оборотных порошков.

9. Сформулирована универсальная концепция прогнозирования загрязнения оборотных металлических порошков газовыми примесями, позволяющая рассчитать увеличение содержания газовых примесей в оборотном порошке по окончании процесса синтеза в зависимости от сложности геометрии изделий и их количества на платформе построения. Методика основана на послойном автоматическом анализе протяженности (суммы протяженностей) всех составляющих комплексного режима экспонирования и влияния плотности энергии каждой из них в отдельности на загрязнение оборотного порошка образующимися в процессе кипения ванны расплава окисленными выбросами.

10. Разработан, выпущен в формате Технологической инструкции (ТИ 1.595-16-1541-2021) и верифицирован в производственных условиях Метод оценки изменения механических свойств и пористости синтезированного материала в зависимости от цикличности использования металлопорошковых композиций, включая методику и специальные конструкции образцов для имитации реального загрязнения в процессе СЛС для эмпирического определения коэффициентов загрязнения оборотных порошков при разложении комплексного режима экспонирования на отдельные составляющие, имеющие различия по плотности подводимой энергии, при синтезе набора идентичных образцов по соответствующим режимам.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ ОПУБЛИКОВАНО В РАБОТАХ:

1. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Галушка И.А. Универсальная концепция прогнозирования загрязнения оборотных порошков в процессе селективного лазерного сплавления // Заготовительные производства в машиностроении. 2024. Т. 22. № 5. С. 229-238.

2. Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Шуртаков С.В., Рыжков П.В. Структура, фазовый состав и прочность интерметаллидного сплава на основе соединения Ni_3Al , полученного методом СЛС. Ч. I // Заготовительные производства в машиностроении. 2023. Т. 21. № 10. С. 472-478.

3. Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Шуртаков С.В., Рыжков П.В. Структура, фазовый состав и прочность интерметаллидного сплава на основе соединения Ni_3Al , полученного методом СЛС. Ч. II // Заготовительные производства в машиностроении. 2023. Т. 21. № 11. С. 521-528

4. Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Медведев П.Н., Галушка И.А., Шуртаков С.В. Влияние характеристических температур порошковой композиции и плотности подводимой энергии на структуру и внутренние напряжения жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта, полученных методом селективного лазерного сплавления. Часть 1 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 11 (821). С. 41-59.

5. Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Медведев П.Н., Галушка И.А., Шуртаков С.В. Влияние характеристических температур порошковой композиции и плотности подводимой энергии на структуру и внутренние напряжения жаропрочных сплавов на основе никеля и кобальта, полученных методом селективного лазерного сплавления. Часть 2 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 11 (821). С. 50-57.

6. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Сборщиков А.А. Дegradaция синтезированного материала при циклическом использовании оборотных порошков в процессе СЛС. Часть 1: Пористость и кратковременная прочность при нормальной температуре // Материаловедение. 2023. № 5. С. 35-47.

7. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Сборщиков А.А. Дegradaция синтезированного материала при циклическом использовании оборотных порошков в процессе СЛС. Часть 2: Кратковременная прочность и длительная прочность при рабочих температурах, жаростойкость // Материаловедение. 2023. № 6. С. 33-46.

8. Евгенов А.Г., Рыжков П.В., Шуртаков С.В., Малинин Р.Ю. Влияние алгоритма экспонирования поверхностных элементов при селективном лазерном сплавлении на механические свойства синтезируемого материала. Часть 1. Кратковременная и длительная прочность // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 10. С. 10-18.

9. Евгенов А.Г., Рыжков П.В., Шуртаков С.В., Малинин Р.Ю. Влияние алгоритма экспонирования поверхностных элементов при селективном лазерном сплавлении на механические свойства синтезируемого материала. Часть 2. Усталость // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 11. С. 02-12.

10. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В. К вопросу о механизме формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 2 (812). С. 44-55.

11. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП "ВИАМ". Часть 1. Материалы и технологии синтеза // Электromеталлургия. 2022. № 1. С. 2-12.

12. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП "ВИАМ". Часть 2. Компенсация и контроль отклонений, ГИП и термическая обработка // Электromеталлургия. 2022. № 2. С. 2-12.

13. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП "ВИАМ". Часть 3. Адаптация и создание материалов // Электromеталлургия. 2022. № 4. С. 15-25.

14. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП "ВИАМ". Часть 4. Разработка жаропрочных материалов // Электromеталлургия. 2022. № 5. С. 8-19.

15. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Рыжков П.В., Зайцев Д.В. Определение критерия оценки дegradaции структуры синтезированного материала в процессе селективного лазерного сплавления жаропрочных сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Т. 19. № 3. С. 134-144.

16. Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Исследование интерметаллидного никелевого сплава для изготовления деталей методами равноосного литья и аддитивных технологий // Вопросы материаловедения. 2021. № 2 (106). С. 38-46.

17. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Структура и свойства синтезированных методом селективного лазерного сплавления сплавов ЭП648 И ВЖ159 после имитационных отжигов // Материаловедение. 2020. № 6. С. 3-10.
18. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Малинин Р.Ю. К вопросу о разработке универсальной расчетной методики оценки деградации оборотных металлических порошковых материалов в зависимости от цикличности использования в процессе селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 3-11.
19. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. I // Материаловедение. 2019. № 3. С. 9-17.
20. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. II // Материаловедение. 2019. № 4. С. 9-15.
21. Базылева О.А., Унчикова М.В., Головлев Н.А., Евгенов А.Г. Исследование влияния технологических параметров селективного лазерного сплавления на дефекты строения никелевого сплава типа ВКНА-4УР // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение. 2018. № 6 (123). С. 90-102.
22. Тренингов И.А., Петрушин Н.В., Евгенов А.Г. Кристаллографическая структура сплава ЖС32-ВИ, полученного селективным лазерным сплавлением порошковой композиции на монокристаллической подложке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 12 (762). С. 35-40.
23. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Малинин Р.Ю. Особенности загрязнения оборотного порошкового материала в процессе селективного лазерного синтеза // Технология металлов. 2018. № 11. С. 21-29.
24. Евгенов А.Г., Базылева О.А., Головлев Н.А., Зайцев Д.В. Особенности структуры и свойства сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al , полученных методом СЛС // Труды ВИАМ. 2018. № 12 (72). С. 25-36.
25. Петрушин Н.В., Евгенов А.Г., Заводов А.В., Тренингов И.А. Структура и прочность жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, полученного методом селективного лазерного сплавления на монокристаллической подложке // Материаловедение. 2017. № 11. С. 19-26.
26. Алёшин Н.П., Мурашов В.В., Григорьев М.В., Евгенов А.Г., Карачевцев Ф.Н., Василенко С.А. Дефекты жаропрочных сплавов, синтезированных методом селективного лазерного сплавления // Материаловедение. 2016. №4. С.34-38.
27. Алёшин Н.П., Мурашов В.В., Евгенов А.Г., Григорьев М.В., Щипаков Н.А., Василенко С.А., Краснов И.С. Классификация дефектов металлических материалов, синтезированных методом селективного лазерного сплавления, и возможности методов неразрушающего контроля для их обнаружения // Дефектоскопия. 2016. № 1. С. 48-55.

28. Евгений А.Г., Сухов Д.И., Неруш С.В., Рогалев А.М. Механические свойства и структура сплава системы Ni-Cr-W-Mo-Al-Ti-Nb, получаемого методом селективного лазерного сплавления // Технология машиностроения. 2016. № 3. С. 5-9.

ПАТЕНТЫ:

29. Интерметаллидный сплав на основе никеля и изделие, выполненное из него: патент 2685926 С1 РФ / Каблов Е.Н., Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Шестаков А.В., Евгений А.Г., Прагер С.М. Заявл. 14.11.2018. Оpubл. 23.04.2018.

30. Способ повышения плотности сложнопрофильных изделий из интерметаллидных сплавов на основе никеля, полученных аддитивными технологиями: патент 2640117 С1 РФ / Е.Н. Каблов, А.Г. Евгений, А.М. Рогалев, Н.В. Петрушин, О.А. Базылева, С.А. Суркова, В.А. Игнатов. Заявл. 26.12.2016. Оpubл. 26.12.2017.

31. Способ изготовления деталей послойным лазерным сплавлением металлических порошков жаропрочных сплавов на основе никеля: патент 2623537 / Е.Н. Каблов, А.Г. Евгений, А.М. Рогалев, С.А. Василенко, Н.А. Ходырев, Д.И. Сухов, С.В. Неруш. Заявл. 27.04.2022. Оpubл. 21.02.2023.