

На правах рукописи

НЕРУШ СВЯТОСЛАВ ВАСИЛЬЕВИЧ

**ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ:
особенности химического состава, структуры, механических и
прочностных характеристик**

Научная специальность
2.6.17. Материаловедение

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 2026

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

Научный руководитель: **Каблов Евгений Николаевич,**
доктор технических наук,
профессор, академик РАН, помощник президента
НИЦ «Курчатовский институт»

Официальные оппоненты: **Логачева Алла Игоревна,**
доктор технических наук,
начальник отделения металлических материалов и
металлургических технологий акционерного
общества «Композит»
Магеррамова Любовь Александровна,
доктор технических наук,
главный научный сотрудник федерального
автономного учреждения «Центральный институт
авиационного моторостроения им. П.И. Баранова»,
ГНЦ РФ

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

Защита диссертации состоится «15» октября 2026 года в 14:00 часов на заседании диссертационного совета 31.1.002.01 при НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ по адресу: 105005, Россия, г. Москва, ул. Радио, д. 17. Тел.: +7 (499) 261-86-77. Факс: +7 (499) 267-86-09. E-mail: admin@viam.ru.

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

Отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенных печатью, просим направлять по адресу: 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, ученому секретарю диссертационного совета.

Автореферат разослан « » 2026 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
кандидат технических наук

М.А. Горбовец

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Повышение эффективности газотурбинных двигателей (ГТД) нового поколения является стратегической задачей отечественной авиационной промышленности, определяющей конкурентоспособность российского авиадвигателестроения на мировом рынке. В контексте создания перспективного двухконтурного турбореактивного двигателя ПД-26, разрабатываемого АО «ОДК-Авиадвигатель», возникла принципиально новая научно-техническая задача - обеспечение работоспособности рабочих лопаток и сопловых аппаратов турбины низкого давления (ТНД) при рабочих температурах 800–1000°C, изготовленных с применением аддитивных технологий, выбор которых обусловлен комплексом преимуществ, недоступных при литье по выплавляемым моделям.

Технология селективного лазерного сплавления (СЛС) позволяет кардинально сокращать технологический цикл изготовления деталей, исключая, в том числе, сварные соединения - источники потенциальных дефектов, снижать расход материала (*buy-to-fly ratio* <1,5 для СЛС против 5–10 для литья с механической обработкой), а также сокращать время от проектирования до готового изделия с месяцев до дней. Для программы ПД-26 это означает возможность итеративной оптимизации конструкции лопаток на этапе стендовых испытаний без изготовления дорогостоящей литейной оснастки.

По результатам анализа мирового и отечественного опыта по опробованию применения литейных сплавов (с объемной долей γ' -фазы до 70 %) применительно к аддитивной технологии СЛС был выявлен основной недостаток – образование в структуре синтезированного материала недопустимых дефектов в виде трещин, что приводит к низким значениям механических свойств, в частности по показателю длительной прочности, что свидетельствует о том, что жаропрочные литейные сплавы принципиально не совместимы с условиями быстрой кристаллизации при СЛС (10^5 – 10^6 K/c).

Описанное выше определяет необходимость создания нового класса жаропрочных никелевых сплавов, спроектированных с учетом особенностей формирования структуры в процессе синтеза. В отечественной практике такая задача является новаторской, важность которой подчеркивается Дорожной картой по разработке и внедрению новых жаропрочных никелевых сплавов применительно к изготовлению заготовок рабочих лопаток и сопловых аппаратов ТНД двигателя ПД-35(26) методом СЛС, утвержденной академиком РАН Иноземцевым А.А.

Таким образом, крайне актуальной задачей является определение направлений создания таких новых никелевых сплавов для аддитивных технологий с целью обеспечения высокого комплекса физико-механических свойств при повышенных температурах.

Актуальность диссертационной работы подтверждается ее выполнением в рамках следующих проектов:

1. Дорожная карта «По разработке и внедрению нового жаропрочного никелевого сплава применительно к изготовлению заготовок рабочих лопаток и сопловых аппаратов ТНД двигателя ПД-35(26) методом селективного лазерного сплавления» с АО «ОДК-Авиадвигатель».

2. НИР «Исследование и разработка экспериментальных составов новых жаропрочных никелевых сплавов применительно к изготовлению рабочих лопаток и сопловых аппаратов ТНД методом селективного лазерного сплавления», шифр ССВ-253 в рамках Программы деятельности предприятия на 2024 – 2025 гг.

Целью диссертационной работы является установление критерия трещиностойкости, особенностей химического состава, структуры, механических характеристик и разработка новых жаропрочных никелевых сплавов с объемной долей γ' -фазы 35–40 % (ВЖС1) и 63–67 % (ВЖС3) для применения в аддитивной технологии селективного лазерного сплавления.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Установление критерия трещиностойкости жаропрочных никелевых сплавов с высокой объемной долей γ' -фазы от 35 до 67 % применительно к технологии селективного лазерного сплавления, позволяющего нивелировать склонность сплава к образованию трещин путем оптимизации химического состава с учетом достижения высокой длительной прочности синтезированного материала после газостатической и термической обработок на уровне близком к литому сплаву-аналогу.

2. Исследование особенностей химического состава и разработка новых жаропрочных никелевых сплавов с рабочей температурой до 900 °С и 1000 °С с помощью установленного критерия трещиностойкости для изготовления статорных и роторных деталей турбин методом селективного лазерного сплавления.

3. Исследование влияния селективного лазерного сплавления, газостатической и термической обработки на структуры и прочностные характеристики в интервале температур от 20 до 1000 °С для новых синтезированных жаропрочных никелевых сплавов марок ВЖС1 и ВЖС3.

4. Исследование деформационного поведения новых синтезированных жаропрочных никелевых сплавов марок ВЖС1 и ВЖС3 в интервале температур от 800 до 1000 °С при испытаниях на высокотемпературную ползучесть с оценкой действующих механизмов упрочнения.

5. Установление зависимостей параметра Ларсона–Миллера для новых синтезированных жаропрочных никелевых сплавов марок ВЖС1 и ВЖС3 в интервале температур от 800 °С до 1000 °С в сравнении с промышленными марками никелевых сплавов, применяемых в технологиях аддитивного производства.

Научная новизна

1. Предложен обобщённый критерий трещиностойкости $\mathcal{E}$ для жаропрочных никелевых сплавов, получаемых методом селективного лазерного сплавления, объединяющий в едином безразмерном функционале три механизма растрескивания с учётом химического состава и кинетики выделения γ' -фазы: кристаллизационные (горячие), холодные и ликвационные трещины. Подтверждена применимость предложенного критерия $\mathcal{E}$ для оптимизации химического состава и создания новых жаропрочных никелевых сплавов с объемной долей γ' -фазы 35–40 % (ВЖС1) и 63–67 % (ВЖС3), не склонных к образованию трещин при селективном лазерном сплавлении.

2. Установлен эффект подавления зародышеобразования избыточной γ' -фазы в пересыщенной метастабильной субструктуре сплава ВЖС1, сформированной в процессе селективного лазерного сплавления, обусловленный влиянием высоких

скоростей кристаллизации микрообъемов ванны расплава и широкой однофазной областью существования γ -твёрдого раствора, способствующий предотвращению образования трещин.

3. Установлено формирование двойников отжига в структуре рекристаллизованных зерен синтезированного сплава ВЖС1 после полной термической обработки, способствующих повышению уровня сопротивления ползучести, при этом в сплаве доминирует дислокационный механизм ползучести с выраженным вкладом γ' -фазы и карбидов в упрочнение, что определяют полученные значения степенного показателя напряжения $n = 6,24$ и эффективной энергии активации ползучести $Q_c \approx 613$ кДж/моль.

4. Установлено бимодальное распределение γ' -фазы в синтезированных сплавах ВЖС1 и ВЖС3 после полной термической обработки, что определяет высокий уровень механических свойств во всем интервале рабочих температур. При этом для сплава ВЖС1 первичные и вторичные частицы γ' -фазы имеют исключительно округлую форму, тогда как для сплава ВЖС3 – первичная γ' -фазы имеет кубоидную морфологию, что обусловлено различным содержанием объемной доли γ' -фазы и различными значениями мисфита.

Практическая значимость работы:

1. Создан новый жаропрочный никелевый сплав марки ВЖС1 с рабочей температурой до 900 °С (механические свойства при 20 °С $\sigma_b = 1446$ МПа, $\sigma_{0,2} = 959$ МПа, $\delta = 19,3$ %, при 900 °С $\sigma_b = 504$ МПа, $\sigma_{0,2} = 469$ МПа, $\delta = 9,7$ %, $\sigma_{100}^{800} = 420$ МПа), превосходящий по уровню свойств все отечественные жаропрочные сплавы, применяемые в технологии селективного лазерного сплавления, заявка на изобретение № 2026105665 от 03.03.2026 г.

2. Создан высоколегированный жаропрочный никелевый сплав марки ВЖС3 с объемной долей γ' -фазы 63-67 % и рабочей температурой до 1000 °С (механические свойства при 20 °С: $\sigma_b = 1354$ МПа, $\sigma_{0,2} = 876$ МПа, $\delta = 24,5$ %, при 1000 °С: $\sigma_b = 436$ МПа, $\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $\delta = 6,2$ %, $\sigma_{100}^{1000} = 130$ МПа), не имеющий прямых аналогов для технологии селективного лазерного сплавления, получен патент на изобретение RU 2865727 от 08.07.2026 г.

3. Разработаны технологические параметры селективного лазерного сплавления металлопорошковой композиции жаропрочного никелевого сплава марки ВЖС1, выпущена ТР 1.2.3195-2025. Разработаны режимы газостатической и термической обработки сплава ВЖС1, выпущена ТР 1.2.3196-2025.

4. Разработаны технологические параметры селективного лазерного сплавления металлопорошковой композиции жаропрочного никелевого сплава марки ВЖС3, выпущена ТР 1.2.3236-2026. Разработаны режимы газостатической и термической обработки сплава ВЖС3, выпущена ТР 1.2.3239-2026.

5. Проведены огневые стендовые испытания крыльчатки турбины из жаропрочного никелевого сплава ВЖС1 в составе малоразмерного газотурбинного двигателя тягой 80 кгс разработки ОАО "ЛИИП им. Гризодубовой В.С." По результатам испытаний составлен Акт об опробовании и внедрении, принято решение о применении разработанного сплава в серийном изготовлении турбин.

6. В АО «ОДК-Авиадвигатель» проведен комплекс механических испытаний на растяжение, длительную прочность и многоцикловую усталость синтезированного жаропрочного никелевого сплава ВЖС1 с расчетом ресурса работы рабочих лопаток

и сопловых аппаратов турбины низкого давления двигателя ПД-26. По результатам испытаний составлен Акт о внедрении с заключением главного конструктора о возможности применения разработанного сплава для изготовления рабочих лопаток и сопловых аппаратов турбины низкого давления двигателя ПД-26 по технологии селективного лазерного сплавления.

Теоретическую значимость имеет предложенный обобщенный критерий трещиностойкости $\mathcal{E}$ жаропрочных никелевых сплавов при селективном лазерном сплавлении, позволяющий выполнить корректировку химического состава для повышения технологичности и снижения склонности сплава к образованию трещин в неравновесных высокоскоростных условиях кристаллизации микрообъемов ванны расплава.

Положения, выносимые на защиту:

1. Обобщенный критерий трещиностойкости $\mathcal{E}$ и подходы к оптимизации химического состава жаропрочных никелевых сплавов с объемной долей γ' -фазы от 35 до 67 % для селективного лазерного сплавления.
2. Закономерности влияния газостатической и термической обработки синтезированных жаропрочных никелевых сплавов марок ВЖС1 и ВЖС3 на эволюцию структуры и механических свойства при испытаниях на растяжение и длительную прочность в интервале температур до 1000 °С.
3. Взаимосвязь микроструктуры, длительной прочности и действующих механизмов ползучести жаропрочного никелевого сплава ВЖС1.

Личный вклад автора состоит в выполнении всех этапов диссертационного исследования, включающих анализ научно-технической литературы, участие в оптимизации химического состава, комплексному исследованию синтезированного материала жаропрочных никелевых сплавов ВЖС1 и ВЖС3, обработку и анализ полученных экспериментальных данных, в том числе разработку необходимой научно-технической документации, написание научных публикаций и выступление с докладами на научных конференциях.

Достоверность полученных результатов и выводов в диссертационной работе подтверждается использованием аттестованного оборудования, применением установленных методов исследований и испытаний в соответствии с требованиями ГОСТ и международных стандартов, апробацией результатов работы с проведение испытаний в отраслевых институтах и предприятиях разработчиков изделий авиационной техники.

Апробация результатов работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на следующих научно-технических конференциях: III Международный форум новых материалов, химии и технологий, круглый стол в рамках выставки «Металлообработка-2026» и XVIII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «Тестмат».

Публикации. По теме диссертации опубликовано 9 научных работ, из них 8 – в изданиях, входящих в перечень ВАК при Минобрнауки России, получено 2 патента и подана 1 заявка на получение патента Российской Федерации.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы, приложения. Содержит 249 страниц машинописного текста, в том числе 69 рисунков и 14 таблиц. Список литературы включает 157 источников.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении представлено обоснование актуальности выбранной темы диссертации, сделан акцент на важности применения аддитивных технологий в авиационной промышленности, сформулированы цель работы и задачи исследования.

В первой главе представлен аналитический обзор литературных данных в области никелевых сплавов и аддитивных технологий. Отдельный акцент в обзоре сделан на явление ползучести, сопротивление которой является ключевой характеристикой жаропрочных никелевых сплавов. Рассмотрены основные особенности применения никелевых сплавов в технологиях аддитивного производства – от получения металлопорошковых композиций до разработки режимов синтеза и термической обработки. Приведены основные работы по адаптации литейных сплавов для метода селективного лазерного сплавления. На основании приведенных данных сделан вывод о целесообразности разработки новых никелевых сплавов для селективного лазерного сплавления, учитывающих особенности этого метода и обладающих комплексом свойств, превосходящим адаптированные деформированные и литейные сплавы.

Во второй главе описаны материалы и методы исследования, использованные для решения поставленных задач. Объектами исследования являлись экспериментальные жаропрочные никелевые сплавы ВЖС1 и ВЖС3, специально разработанные для изготовления методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Состав сплавов определен на основании модели обобщенного критерия трещиностойкости E (раздел 3.1) методом CALPHAD-оптимизации.

Металлопорошковые композиции для СЛС получены методом газовой атомизации расплава. Синтез образцов из порошковых композиций сплавов ВЖС1 и ВЖС3 проводился на промышленной установке селективного лазерного сплавления в защитной атмосфере аргона. Образцы синтезировались в двух ориентациях: параллельно направлению построения (XZ) и перпендикулярно направлению построения (XY).

Расчёт фазовых равновесий, температур фазовых превращений, равновесных объёмных долей фаз и коэффициентов распределения легирующих элементов выполнен методом CALPHAD с использованием специализированного программного комплекса. Расчёт неравновесной кристаллизации проводился по модели Шайля (Scheil–Gulliver). Кинетические параметры выделения γ' -фазы (характерное время зарождения τ_n , энергия активации Q_n) оценивались на основании диффузионных данных с последующим расчётом по модели JMAK.

Режим ТО1 (полная термическая обработка) для сплава ВЖС1 включал следующие стадии:

(i) состояние после синтеза, (ii) горячее изостатическое прессование (ГИП) при температуре выше температуры сольвуса γ' -фазы, (ii) рекристаллизационный отжиг при температуре выше температуры сольвуса γ' -фазы; (iii) первая ступень

старения при температуре ниже температуры сольвуса γ' -фазы; (iv) вторая и третья ступени старения при более низкой температуре.

Режим ТО2 (сокращённая термическая обработка) для сплава ВЖС1 отличался от ТО1 отсутствием рекристаллизационного отжига выше температуры сольвуса γ' -фазы.

Термическая обработка сплава ВЖС3 включала горячее изостатическое прессование и трёхступенчатое старение.

Исследование микроструктуры на мезомасштабном уровне проводилось методом сканирующей электронной микроскопии в режимах вторичных электронов (SE) и обратно рассеянных электронов (BSE). Количественная обработка СЭМ-изображений проводилась с использованием программного обеспечения для определения стереологических параметров γ' -фазы: среднего эквивалентного диаметра выделений $\bar{d}_{eq}$, медианного размера d_{50} , объёмной доли f_v , численной плотности N_A и среднего межчастичного расстояния λ . Статистическая обработка проводилась по выборкам частиц, объём которых для каждого состояния приведён в таблице 1.

Исследования тонкой структуры сплавов проводились методами светлопольной и тёмнопольной просвечивающей электронной микроскопии, электронной дифракции на выделенной области (SAED), просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (HRTEM), а также сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (STEM) в сочетании с энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией (EDS) при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Испытания на одноосное растяжение проводились в температурном интервале 20–1000 °С в соответствии с ГОСТ 1497 (при комнатной температуре) и ГОСТ 9651 (при повышенных температурах) на цилиндрических образцах с рабочим диаметром 5 мм и расчётной длиной 25 мм (тип III по ГОСТ 1497). Для каждой комбинации Т–ТО–ориентация испытывалось не менее двух образцов.

Испытания на изотермическую ползучесть проводились в режиме постоянного приложенного напряжения на рычажных установках при температурах 850, 900 и 950 °С и уровнях напряжения в диапазоне 209–497 МПа. Испытания проводились в режиме прерванной ползучести (стадии I–II, без доведения до разрушения) для определения кинетических параметров стационарной ползучести: показателя степени по напряжению n и кажущейся энергии активации Q .

Испытания на длительную прочность проводились при постоянном приложенном напряжении до разрушения образцов в соответствии с ГОСТ 10145: для сплава ВЖС1 — при температурах 800 и 900 °С, для сплава ВЖС3 — при температурах 800, 900 и 1000 °С. Для систематизации данных использовался параметр Ларсона–Миллера $P = T \cdot (C + \lg \tau)$ с константой $C = 20$.

Испытания для сплава ВЖС1 проводились для базового состояния ХЗ/ТО1, а также для ХЗ/ТО2 и ХУ/ТО1 с целью оценки влияния режима термической обработки и ориентационной анизотропии на ресурс. Испытания для сплава ВЖС3 проводились в состоянии ХЗ/ТО.

Статистическая обработка экспериментальных данных проводилась с использованием стандартных методов.

В третьей главе представлен комплекс работ по оптимизации химического состава и исследованию структуры и свойств с целью разработки нового никелевого сплава с рабочей температурой 900°C для метода селективного лазерного сплавления.

Оптимизация химического состава жаропрочного никелевого сплава с целью предотвращения образования трещин в процессе синтеза проводилась с использованием разработанного в работе обобщенного критерия трещиностойкости Ξ . В обобщенном виде формула критерия выглядит следующим образом:

$$\Xi = \frac{\Phi_{rel}}{\Phi_{dam}}$$

где Φ_{rel} — функционал пластической релаксации,
 Φ_{dam} — функционал накопления дефектов.

Коэффициент представляет собой отношение интегральной способности материала к пластической релаксации напряжений к кумулятивному накоплению дефектов за полный термический цикл синтеза одного слоя. Функционал пластической релаксации основан на функции пластической восприимчивости Ψ , отражающей способность материала к необратимому течению без образования микротрещин. Функционал накопления дефектов учитывает три различных механизма растрескивания: растрескивание в процессе кристаллизации, растрескивание от деформационного старения и зернограницное охрупчивание карбидными и боридными выделениями по границам зёрен. Критерий Ξ апробирован на выборке из 15 сплавов, применяемых в аддитивных технологиях. При апробации условие бездефектного (без трещин) синтеза сформулировано следующим образом:

$$\Xi > \Xi_{кр}$$

где $\Xi_{кр}$ — критическое значение критерия, разделяющее области бездефектного и дефектного синтеза, по результатам калибровки $K_I < K_{Ic}$ на наиболее опасном дефекте.

Корреляция критерия с объемной плотностью трещин для основных никелевых сплавов, применяемых в методе СЛС, представлена на рисунке 1. Коэффициент детерминации R^2 для предложенного критерия составил 0,94, что, учитывая бинарный характер условия бездефектного синтеза, является нормальным результатом.

С помощью анализа коэффициентов веса параметров, входящих в критерий трещиностойкости, определены основные векторы оптимизации химического состава сплава Inconel 939 (IN939) для создания нового никелевого сплава с рабочей температурой 900°C. Обоснование выбора сплава IN939 в качестве отправной точки оптимизации обусловлено рядом факторов, таких как низкое содержание трещин в синтезированном материале, отсутствие дорогостоящих элементов Re и Ru, небольшой интервал кристаллизации, содержание γ' -фазы на уровне 35 %.

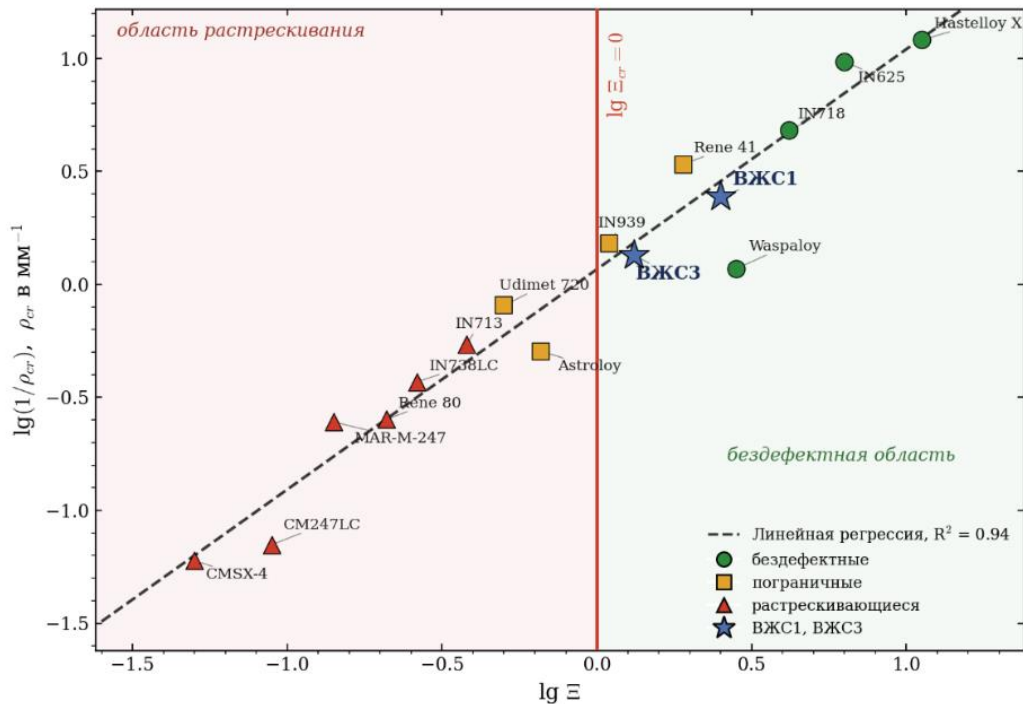


Рисунок 1 — Корреляция обобщённого критерия трещиностойкости Ξ с экспериментальной плотностью трещин: зависимость $lg \Xi$ от $lg(1/\rho_{кр})$ для 15 никелевых жаропрочных сплавов, синтезированных методом СЛС

Основные направления оптимизации состава сплава IN939:

1. Снижение температуры сольвуса. Целевое значение $T_{\text{солв}}^{\gamma'} \leq 1100$ °С (1135 °С для IN939), что увеличивает интервал $T_{\text{сол}} - T_{\text{солв}}^{\gamma'}$ с 130 до ≥ 175 °С. Достигается за счёт частичной замены Ti на Nb, а также оптимизацией содержания Co и Al.

2. Замедление кинетики роста γ' -фазы. Целевое значение: времени зарождения γ' -фазы при температуре повторного нагрева τ_n (900 °С) $\geq 0,8$ с (0,3–0,5 с для IN939). Достигается повышением отношения Nb/Ti (ат. %) и увеличением содержания тугоплавких элементов (W, Mo), замедляющих объёмную диффузию в γ -матрице.

3. Уменьшение интервала кристаллизации. Целевое значение: $\Delta T_{\text{крист}} \leq 80$ °С. Контролируется через оптимизацию содержания C и перераспределение карбидообразующих элементов для подавления ликвации.

4. Подавление ТПУ-фаз. Целевое значение: среднее число вакансий $\bar{N}_v < 2,40$ (2,42 для IN939). Достигается уменьшением Cr при компенсации через повышение W и частичную замену Mo на W.

5. Минимизация мисфита. Целевое значение: $|\delta| < 0,15$ % при $T = 850$ °С. Регулируется балансом элементов между γ - и γ' -подрешётками по данным CALPHAD.

На основании проведенной оптимизации создан химический состав нового жаропрочного никелевого сплава с рабочей температурой 900 °С, сплаву присвоена марка ВЖС1, подана заявка на изобретение № 2026105665. Для данного сплава $\Xi_{\text{ВЖС1}} > \Xi_{\text{кр}}$, проведенные исследования структуры подтверждают отсутствие трещин в синтезированном материале.

Для установления закономерностей эволюции структуры на различных этапах термической обработки проводили исследование синтезированного материала сплава ВЖС1 на каждом ее этапе (ТО по схеме 1). Изображения структуры в мезомасштабе, полученные методом СЭМ, приведены на рисунке 2. Из рисунка видно, как трансформируется зеренная структура от характерной для метода СЛС (Рисунок 2, а) через сохраняющую ориентацию после частичной рекристаллизации при ГИП (Рисунок 2, б) к близкой к равноосной после полной рекристаллизации и укрупнению размера зерен (Рисунок 2, г, д).

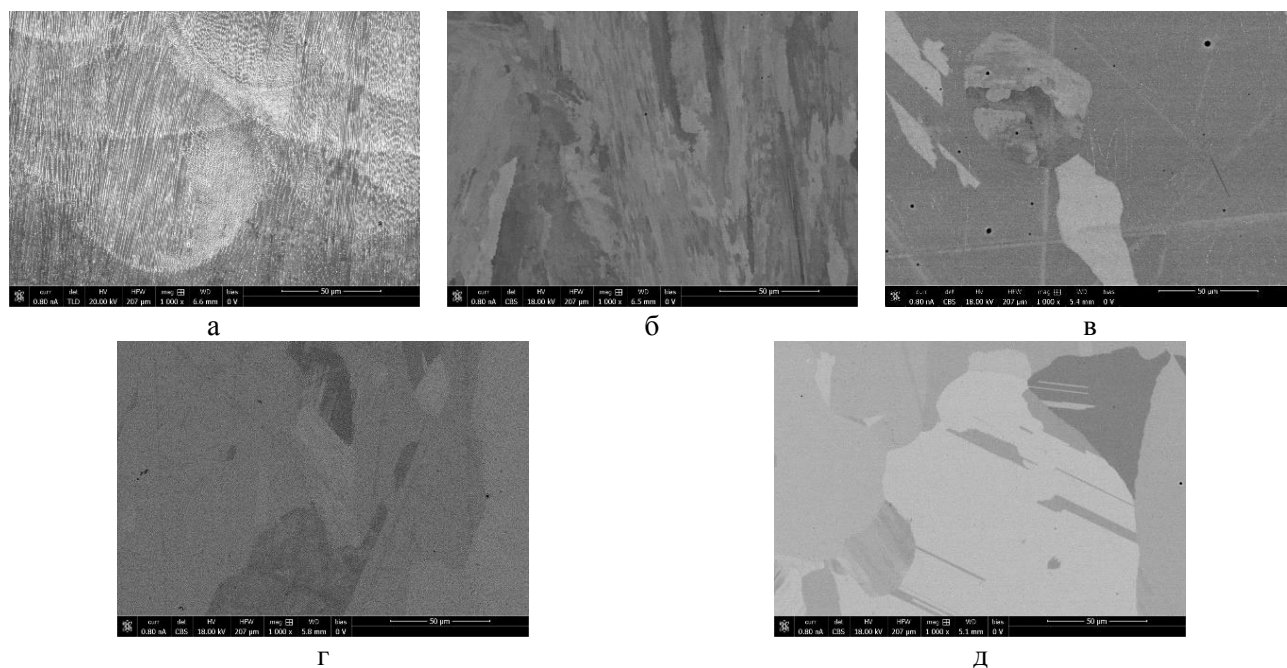


Рисунок 2 – СЭМ мезоструктура сплава ВЖС1 на различных стадиях проведения полной ТО в соответствии с нумерацией режима (i-а), (ii-б), (iii-в), (iv-г) и (v-д), ориентация XZ

На рисунке 3 представлена микроструктура сплава ВЖС1 на каждом этапе ТО. По ней можно отследить эволюцию упрочняющих частиц. В состоянии после СЛС (Рисунок 3, а) не наблюдается типичной для сформировавшейся γ' -фазы картины когерентных выделений в матрице, это позволяет предположить подавление γ' -фазы в состоянии после синтеза. Высокодискретные включения и области сегрегации, по-видимому, представляют собой карбиды и интерметаллидные включения.

После проведения ГИП наблюдается бимодальная структура выделений γ' -фазы – наряду с основной γ' -фазой присутствуют отдельные более мелкие частицы γ' -фазы, а также локальные области, где частицы располагаются более плотно либо, напротив, образуют зоны относительного разрежения, заметны округлённые границы частиц, местами наблюдается тенденция к огранке (Рисунок 3, б).

Бимодальная структура полностью пропадает после рекристаллизационного отжига. На рисунке 3, в, отчётливо наблюдается высокая плотность равномерно распределённых дисперсных выделений γ' -фазы на фоне γ -матрицы. Такие выделения формируются закономерно, поскольку при отжиге выше температуры сольвуса γ' -фаза растворяется, а при последующем охлаждении происходит повторное выделение мелкодисперсной γ' -фазы по всему объёму матрицы.

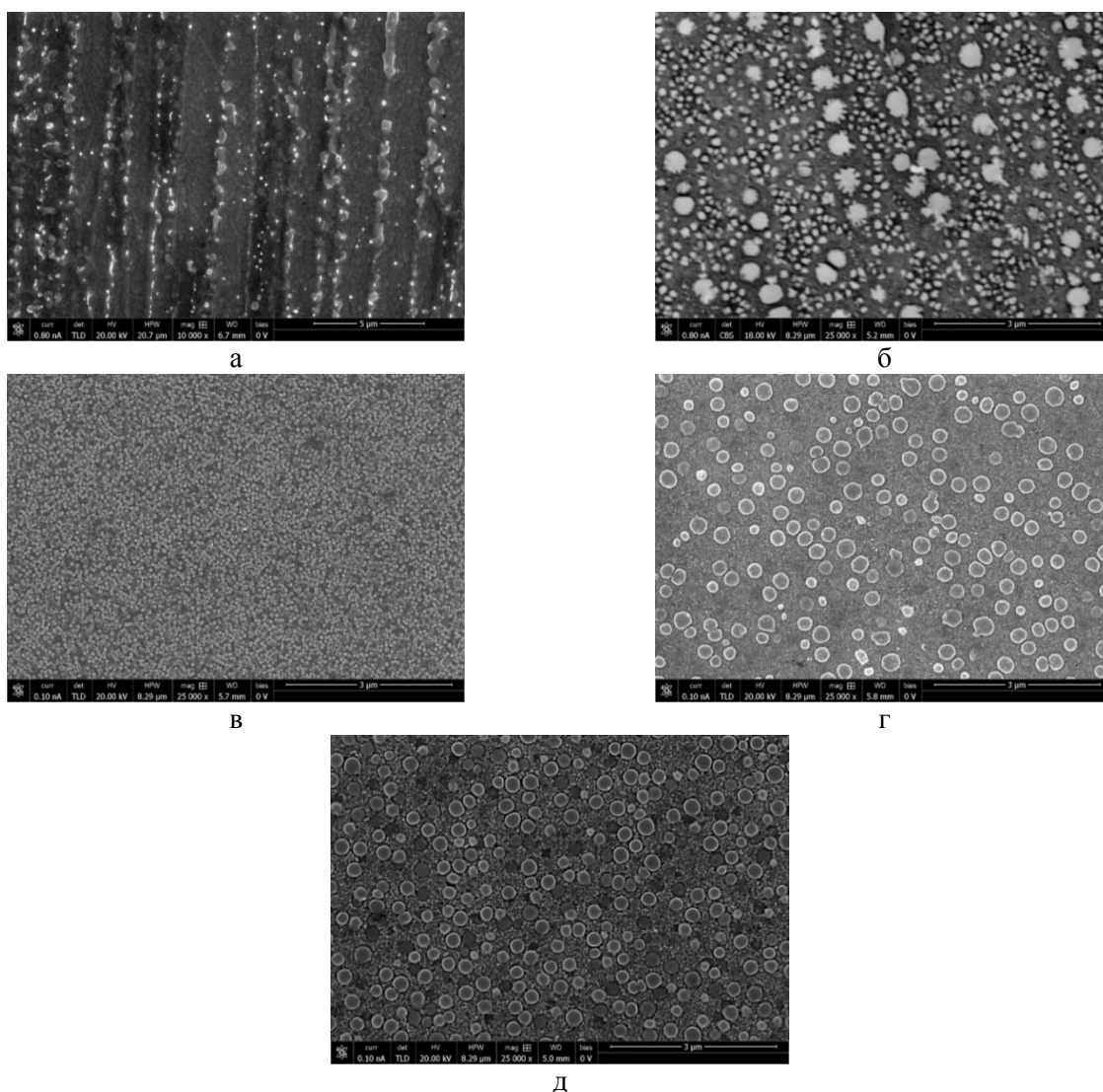


Рисунок 3 – СЭМ микроструктура сплава ВЖС1 на различных стадиях проведения полной ТО в соответствии с нумерацией режима (i-a), (ii-б), (iii-в), (iv-г) и (v-д), ориентация шлифов XZ

На рисунке 3, г, показана микроструктура сплава ВЖС1 после проведения первой ступени старения. Снова наблюдается бимодальная структура, форма частиц γ' -фазы – равноосная, характерная для никелевых сплавов с объемной долей γ' -фазы 35-40 %. В структуре наблюдаются участки, где γ' -фазы несколько крупнее и расположена реже, а также зоны с более мелким и плотным дисперсным распределением. Это указывает на то, что первая ступень старения не просто запускает рост γ' , но и задаёт само распределение размеров и расстояний между частицами. А оно зависит от того, насколько однородна γ -матрица по составу и как именно распадается пересыщенный твёрдый раствор.

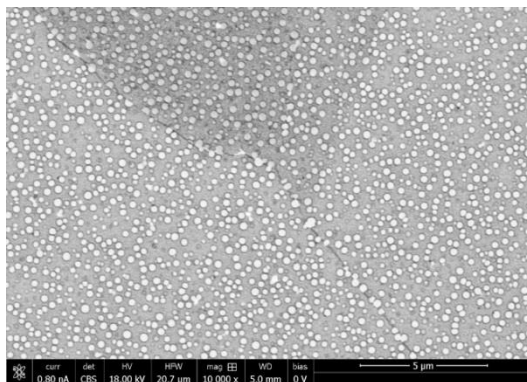


Рисунок 4 – Упрочнённые границы в структуре сплава ВЖС1 после проведения полной ТО, ориентация шлифов XZ

После проведения второй и третьей ступени старения (Рисунки 3, д, рисунок 4) в структуре происходит укрупнения частиц как первичной, так и вторичной γ' -фазы. Отдельно необходимо отметить, что после проведения полной термической обработки по границам зёрен выделяются более крупные частицы и агломерированные участки (локальная укрупнённая фракция), что указывает на то, что остаточная микросегрегация (в частности, В) в синтезированном материале создаёт условия для ускоренной коагуляции и укрупнения γ' -фазы и сопутствующих фаз на границах зёрен (Рисунок 4).

Количественные параметры частиц γ' -фазы после первой ступени старения и после всех трех ступеней приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Количественные параметры γ' -фазы по данным обработки СЭМ-изображений (плоскость XZ)

Состояние	Количество частиц, N, шт.	Средний размер, $\bar{d}_{eq}$, мкм	Медианный размер, d_{50} , мкм	Среднеквадр. отклонение, $s(d)$, мкм	Численная плотность, N_A , 1/мкм ²	Межчастичное расстояние, λ , мкм
(iv) отжиг + 1-я ступень старения	92	0,061	0,047	0,040	2,33	0,655
(v) отжиг + Полное старение	86	0,102	0,093	0,051	2,18	0,677

По результатам количественной обработки (таблица 1) установлено, что при переходе от состояния (iv) к состоянию (v) происходит укрупнение выделений γ' -фазы: средний эквивалентный диаметр возрастает с 0,061 до 0,102 мкм, численная плотность умеренно снижается с 2,33 до 2,18 1/мкм², а среднее межчастичное расстояние λ , оцениваемое по N_A , увеличивается с 0,655 до 0,677 мкм. Это подтверждает тот факт, что после проведения всех ступеней старения завершается формирование стабильной γ/γ' -структуры за счёт диффузионной перестройки и частичного коагулирования, обеспечивая термодинамически более равновесное состояние упрочняющей фазы при рабочих температурах.

Исследования синтезированного материала сплава ВЖС1 методом ПЭМ показали, что его структура представляет собой метастабильный высокодефектный γ -твёрдый раствор без выделений частиц γ' -фазы (Рисунок 5). Субзерна (ячейки) имеют размер порядка 0,3–1,5 мкм, плотность дислокаций в структуре высокая ($\rho \sim 10^{14}$ – 10^{15} м⁻²), она характеризуется дислокационными стенками, низкоугловыми границами и элементами полигонизации. Электронограммы (SAED), полученные из характерных областей микроструктуры после синтеза (рисунок 5, а), демонстрируют

исключительно фундаментальные отражения ГЦК γ -матрицы без сверхструктурных рефлексов, характерных для упорядоченной фазы $L1_2$ типа $Ni_3(Al,Ti)$. Отсутствие отражений типа $\{100\}$ и $\{110\}$ в соответствующих осях зон является прямым кристаллографическим доказательством того, что в состоянии после синтеза регулярная дисперсная γ' -фаза не сформирована. На фоне сравнительно однородной γ -матрицы по основным компонентам (Ni, Co, Cr) фиксируются отдельные точечные объекты, обогащённые Ti–Nb–C и Ti–C, с сопутствующим снижением содержания Ni (рисунок 5, б). Химический профиль таких объектов позволяет определить их как карбидные или карбонитридные частицы типа MC, наиболее вероятно $(Ti,Nb)C$ или $Ti(C,N)$, которые локализованы на междоузельной сегрегационной сетке. Общая картина структуры является прямым структурным следствием экстремально высоких скоростей охлаждения (10^5 – 10^6 К/с) и циклических термических напряжений, характерных для процесса СЛС, и подтверждает, что в состоянии после синтеза доминирующим механизмом упрочнения является дислокационное и субструктурное упрочнение, а не дисперсионное упрочнение γ' -фазой.

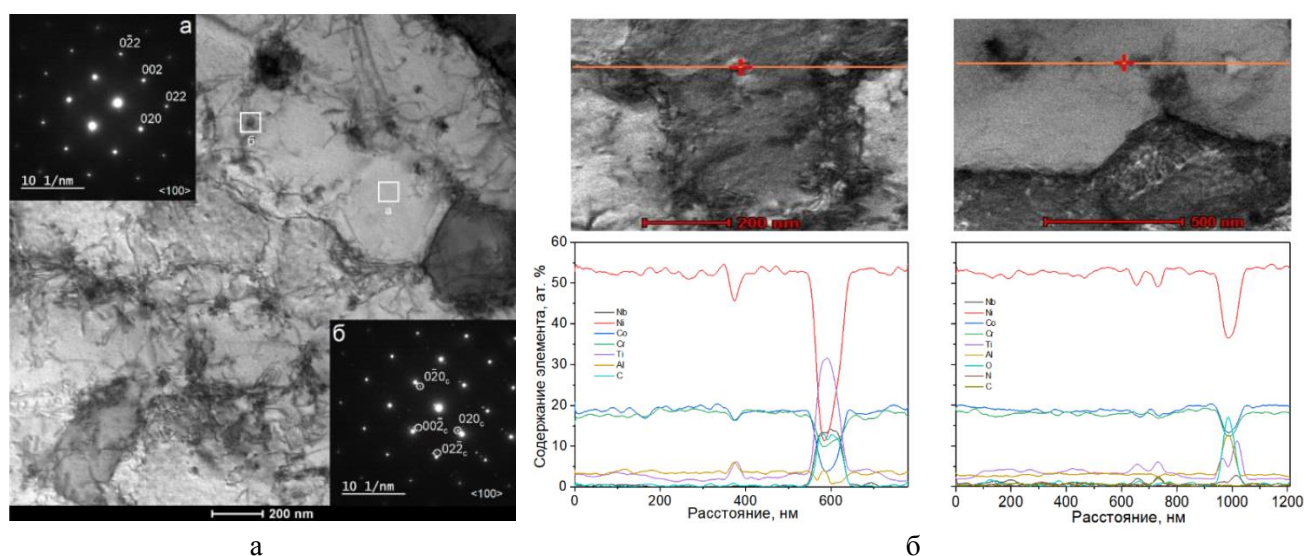


Рисунок 5 – ПЭМ микроструктура сплава ВЖС1 после синтеза:
общий вид и дифракционные картины γ -матрицы (ГЦК) (а),
профили при пересечении локально обогащённых областей и частиц (б)

Светлопольные ПЭМ-изображения сплава ВЖС1 после полной термической обработки (рисунок 6) фиксируют принципиально иное структурное состояние: в γ -матрице сформирована высокодисперсная система округлых выделений γ' -фазы с бимодальным распределением по размерам и высокой объёмной долей (35–40 %). Крупная фракция γ' ($d \approx 80$ – 150 nm) обеспечивает основной вклад в дисперсионное упрочнение, тогда как мелкая фракция ($d \approx 15$ – 40 nm) заполняет каналы γ -матрицы между крупными частицами, дополнительно уменьшая эффективное междоузлие и повышая сопротивление дислокационному скольжению. Одновременно в структуре сохраняются локальные наследуемые неоднородности и отдельные крупные частицы вторичных фаз карбидного типа, что создаёт потенциальные центры локального накопления повреждений при длительном высокотемпературном нагружении.

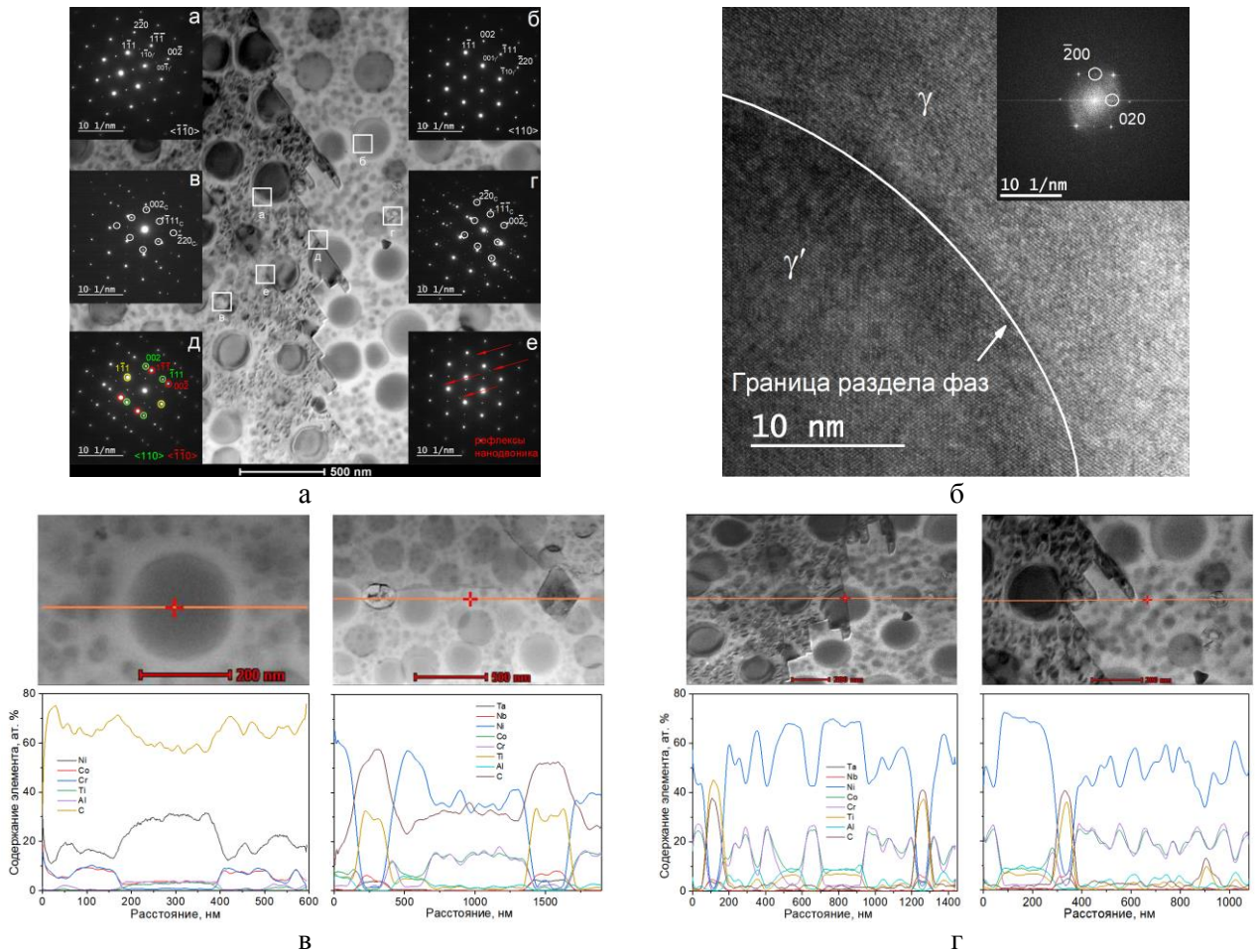


Рисунок 6 – ПЭМ-микроструктура сплава ВЖС1 после проведения полной ТО:
 общий вид и электронограммы (SAED) (а),
 межфазная граница γ/γ' с соответствующими электронограммами (б),
 STEM/EDS-линейный анализ состава по двум траекториям: распределение основных легирующих элементов при пересечении областей γ -матрицы и γ' -выделений (в),
 STEM/EDS-линейный анализ состава при пересечении локально обогащённых областей и частиц: распределение элементов вблизи вторичных фаз и локальных химических неоднородностей (г)

ПЭМ-изображения в высоком разрешении (HRTEM) межфазной границы γ/γ' (рисунок 6, б) показывают, что атомный и решёточный контраст идёт по обе стороны границы непрерывно - ни разупорядоченной прослойки, ни аморфизации, ни цепочки краевых дислокаций несоответствия. Граница плавная, без резких изломов. На анализируемых участках межфазная граница может быть охарактеризована как когерентная или близкая к когерентной, что соответствует минимизированному параметру несоответствия решёток $|\delta|$, достигнутому при проектировании состава ВЖС1.

STEM/EDS-анализ (рисунок 6, в, г) показывает, что после полной ТО в структуре сосуществуют два класса объектов, разных по химии и по форме. Первый - выделения γ' , округлые, обогащённые Ni–Al–Ti, на них держится основное дисперсионное упрочнение. Второй - вторичные карбиды типа MC состава (Ta,Nb,Ti)C: угловатые, с чёткими гранями, богатые тугоплавкими карбидообразующими элементами и углеродом при обеднении Ni. Оба класса для никелевых жаропрочных сплавов закономерны и дают комбинированное упрочнение:

γ' ставит основной барьер дислокациям в объёме зёрен, а МС-карбиды на границах сдерживают зернограницное скольжение при ползучести.

Таким образом, комплексное исследование структуры демонстрирует переход от неравновесной высокодефектной γ -матрицы после синтеза к упорядоченной двухфазной γ/γ' -структуре с когерентной межфазной границей, бимодальным распределением выделений и характерным фазовым разделением элементов после полной термической обработки. Именно это состояние и есть физическая основа жаропрочности ВЖС1 при эксплуатации до 900 °С.

Исследование влияния термической обработки на кратковременные механические свойства синтезированного материала никелевого сплава ВЖС1 позволили определить оптимальную термическую обработку для последующих исследований ползучести и длительной прочности.

На рисунке 7 представлены температурные зависимости предела прочности, условного предела текучести, относительных удлинения и сужения от температуры для сплава ВЖС1 в разных ориентациях и при двух разных видах ТО.

Температурные зависимости прочностных характеристик (рисунок 7, а, б) показывают, что состояние после ТО1 в ориентации ХZ обеспечивает устойчивый уровень прочности во всём диапазоне 20–950 °С и не уступает состоянию после ТО2, а в ряде температурных точек превосходит его.

Температурные зависимости пластичности характеристик пластичности (рисунок 7, в, г) выявляют, что именно состояние после ТО1 в ориентации ХZ обеспечивает наиболее сбалансированное сочетание прочности и пластичности, особенно в области рабочих температур 800–900 °С.

Ориентация построения оказывает определяющее влияние на высокотемпературную пластичность, направление ХУ при 800–900 °С характеризуется крайне низкими относительным удлинением и сужением при сравнительно высоких прочностных характеристиках, что указывает на риск ранней локализации деформации и снижение эксплуатационных свойств при термомеханических нагрузках.

На основании проведенного исследования оптимальной была признана ТО1, обеспечивающая наилучший комплекс механических характеристик во всём исследованном интервале температур 20–950 °С.

Исследования кинетики ползучести, длительной прочности и комплекса свойств жаропрочного никелевого сплава ВЖС1 позволили определить ряд характерных его особенностей.

Результаты проведённых испытаний на ползучесть и длительную прочность экспериментального никелевого жаропрочного сплава показали, что материал обладает устойчивыми высокотемпературными характеристиками в интервале температур 850–950 °С и диапазоне напряжений, соответствующем реальным условиям работы газотурбинных деталей.

Анализ изотермических зависимостей $\ln \dot{\epsilon}_{\min} = f(\ln \sigma)$ позволил установить, что при рабочих температурах 850–950 °С поведение сплава ВЖС1 подчиняется степенному закону Нортона. Полученные значение показателя степени по напряжению составляет 6,24, т.е. находится в диапазоне $n \approx 6-8$, что соответствует дислокационному механизму ползучести с выраженным вкладом упрочняющих фаз и карбидов.

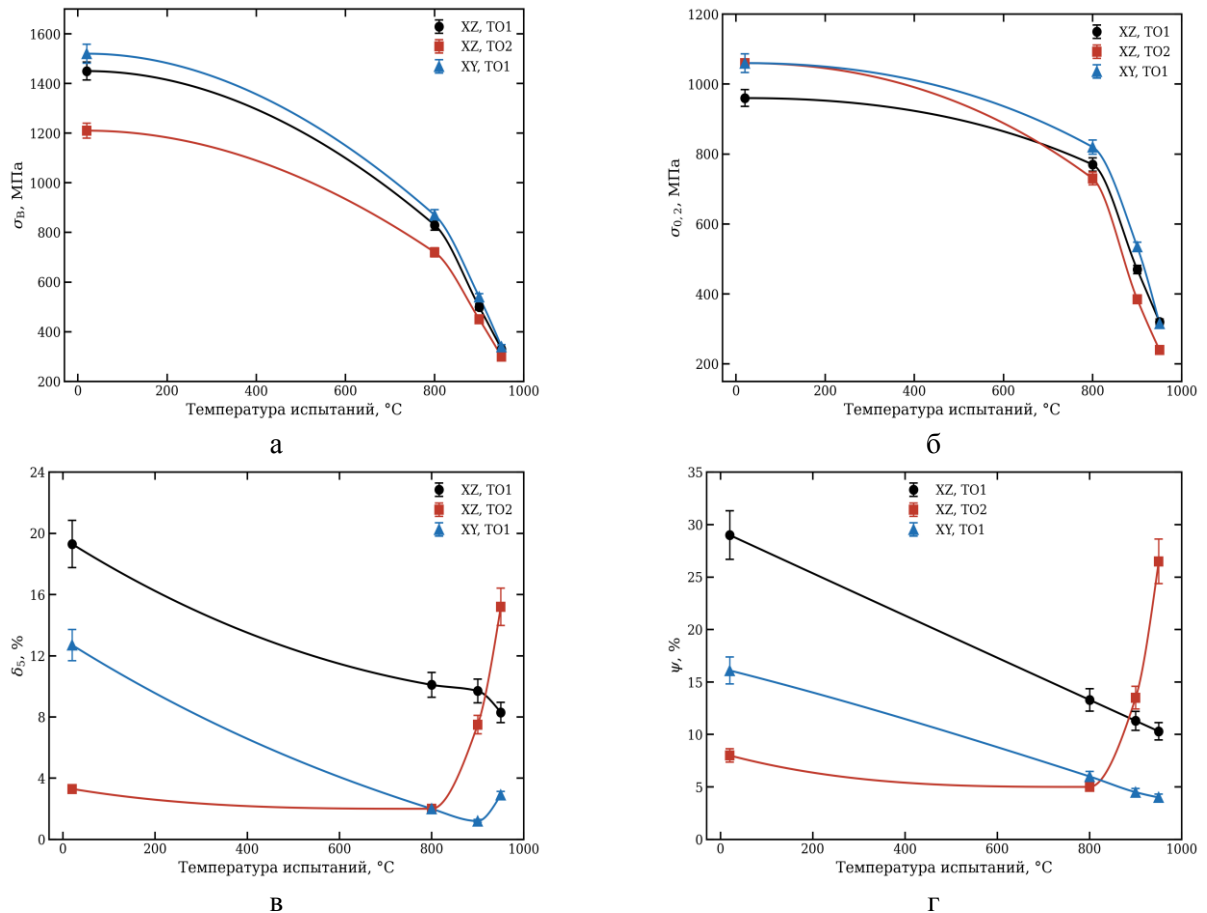


Рисунок 7 – Температурные зависимости для сплава ВЖС1 при различных режимах термической обработки и ориентаций построения: предел прочности (а), предел текучести (б), относительное удлинение (в) и относительное сужение (г)

Для сплава ВЖС1 рассчитана энергия активации ползучести, составляющая порядка $Q \approx 613$ кДж/моль. Такая высокая энергия активации Q указывает на доминирование термоуправляемых барьерных механизмов, контролирующих ползучесть, а не на простую объемную диффузию. Практически это означает, что скорость ползучести сплава демонстрирует резкое экспоненциальное снижение при уменьшении температуры, что критически важно для ресурса и надёжности изделий, эксплуатируемых в условиях термических нагрузок.

Для оценки конкурентоспособности сплава ВЖС1 в контексте существующих промышленных никелевых жаропрочных сплавов экспериментальные данные длительной прочности для направления XZ после TO1 нанесены на обобщённую диаграмму Ларсона–Миллера совместно с литературными данными для других никелевых сплавов (рисунок 8). Такое сопоставление показывает, что сплав ВЖС1, изготовленный методом СЛС и прошедший полную термическую обработку по режиму TO1 в направлении построения XZ, обладает длительной прочностью на уровне литых промышленных сплавов IN939 и IN713LC и превосходит синтезированные материалы ЭП648-ПС и ВЖ159-ПС, что обосновывает его перспективность для применения в горячих элементах газотурбинных двигателей.

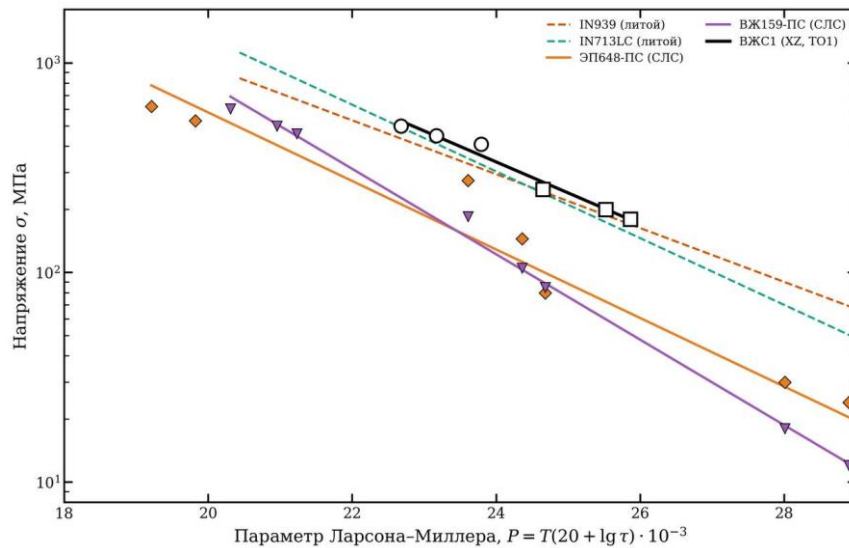


Рисунок 8 – Кривые Ларсена-Миллера для сплава ВЖС1, полученного методом СЛС, в сравнении с другими никелевыми сплавами

В таблице 2 приведен комплекс свойств сплава ВЖС1 (ТО1) в сравнении с применяемыми в аддитивных технологиях жаропрочными никелевыми сплавами.

Таблица 2 – Сравнение уровня свойств сплава ВЖС1 с уровнем свойств аддитивных отечественных и зарубежных никелевых сплавов

Сплав	Испытание на растяжение, 20°C			Испытание на растяжение, 800°C			Испытание на растяжение, 900°C			Испытание на растяжение, 950°C			σ_{100}^{800} , МПа	σ_{100}^{900} , МПа	σ_{100}^{950} , МПа
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %			
ВЖС1	1446	959	19,3	835	771	10,1	504	469	9,7	330	320	8,3	420	180	90
ЭП648-ПС	1080	680	27,0	540	480	16,5	-	-	-	-	-	-	140	-	-
ВЖ159-ПС	1160	720	26,0	590	500	24,0	235	230	37,0	-	-	-	185	-	-
IN713LC	895	750	8,0	860	770	8,0	-	-	-	520	420	12,0	350	156	105
IN939	1000	825	5,0	850	650	8,0	-	-	-	500	360	10,0	390	200	155

Из таблицы видно, что разработанный сплав превосходит все подобные сплавы по комплексу свойств, при этом, например, по значению предела длительной прочности на базе 100 ч при температуре 800°C сплав ВЖС1 имеет преимущество перед всеми указанными в таблице сплавами.

В четвертой главе представлен комплекс работ по разработке химического состава и исследованию структуры и свойств с целью разработки нового никелевого сплава с рабочей температурой 1000°C для метода селективного лазерного сплавления.

Разработка химического состава жаропрочного никелевого сплава с целью предотвращения образования трещин в процессе синтеза проводилась с использованием описанного в предыдущей главе обобщенного критерия трещиностойкости Σ .

Принципиальное отличие данной задачи от разработки ВЖС1 состояло в том, что она является обратной задачей проектирования в полном смысле. При разработке

ВЖС1 существовал базовый сплав IN939 и задача сводилась к направленной модификации состава. При проектировании сплава с рабочей температурой 1000°C базового сплава не существует: все промышленные составы с содержанием γ' -фазы более 50 % расположены на полтора–два порядка ниже $\Xi_{кр}$, и никакая модификация не способна компенсировать такой дефицит. Следовательно, состав должен быть сконструирован исходя из заданных целевых свойств через критерий Ξ , к системе легирования, не имеющей прямого прототипа среди существующих промышленных сплавов.

Стратегия легирования сплава с рабочей температурой 1000°C включает три принципиально новых направления, не использованных при разработке ВЖС1:

Направление I — применение тантала и рения для кинетического контроля выделения и растворения γ' -фазы. Совместное действие Ta и Re позволяет увеличить τ_n на порядок по сравнению с ВЖС1.

Направление II — увеличение соотношения Al/Ti. При разработке ВЖС1 стратегия максимизации Al/Ti использовалась в умеренной степени; при проектировании нового сплава она доведена до предельных значений, что создаёт дополнительный кинетический ресурс для расширения окна бездефектного синтеза и одновременно способствует снижению температуры сольвуса за счёт уменьшения содержания Ti.

Направление III — целенаправленное проектирование карбидной подсистемы. При содержании γ' -фазы около 60 % роль карбидов в закреплении границ зёрен приобретает критическое значение, поскольку высокая доля γ' подавляет зернограницное скольжение в объёме зерна, но не на границах. Стратегия упрочнения нового сплава предусматривает формирование карбидов типа (Ta,Nb)C с контролируемой стехиометрией и морфологией за счёт перераспределения карбидообразующих элементов при минимизации содержания углерода, что одновременно сужает интервал кристаллизации.

В результате решения задачи обратного проектирования разработан состав нового никелевого сплава с рабочей температурой 1000°C, сплаву присвоена марка ВЖС3, получен патент на изобретение RU 2865727 от 08.07.2026 г. Он отличается от всех известных составов по совокупности следующих признаков: аномально высокое отношение Al/Ti (>3,5 ат.), повышенное содержание Ta при минимизированном Ti, присутствие Re при сохранении поликристаллической структуры, сниженное содержание Cr и целенаправленно спроектированный баланс Co и W для подавления ТПУ-фаз при максимизации твердорастворного упрочнения.

Проведение *исследования структуры синтезированного материала сплава ВЖС3* (Рисунок 9) позволило выявить основные ее отличия от структуры сплава ВЖС1.

В структуре сплава ВЖС3 наблюдается равномерное распределение частиц γ' -фазы (рисунок 9, а), характер распределения по размерам – бимодальный. Различима регулярная сетка дисперсной γ' -фазы кубоидной морфологии с характерным размером $d \approx 0,4\text{--}0,8$ мкм, расположенной в γ -матрице. Кубоидная морфология первичных выделений характерна для никелевых сплавов с высоким содержанием γ' -фазы (около 60 %) и обусловлена бóльшим по абсолютной величине мисфитом по сравнению со сплавом ВЖС1.

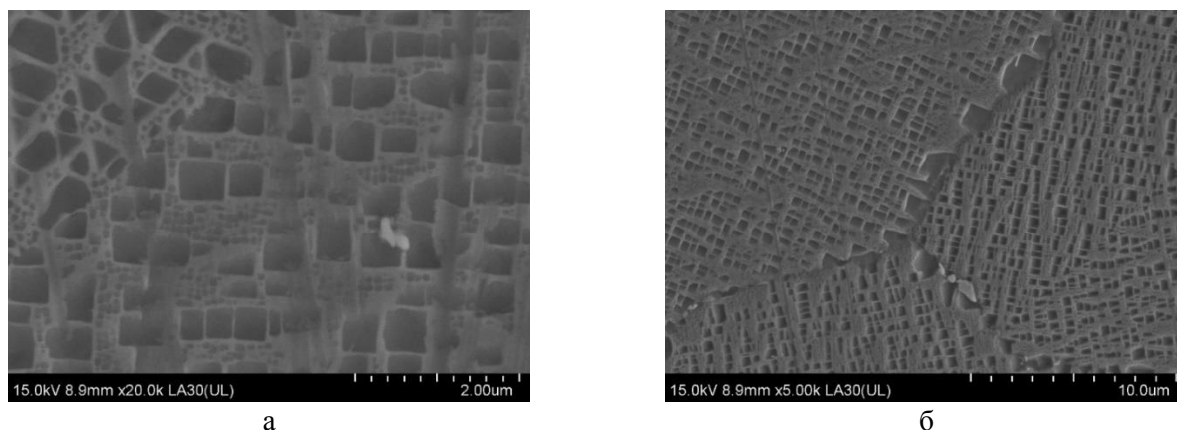


Рисунок 9 – СЭМ микроструктура синтезированного материала ВЖСЗ после ГИП и двуступенчатого старения, плоскость шлифа перпендикулярна оси построения Z

Основа механизма сопротивления ползучести при высоких температурах для сплава ВЖСЗ – комплексное зернограничное упрочнение (рисунок 9, б). Локализация карбидов типа МС и крупных выделений γ' -фазы по границам способствует торможению дислокаций при диффузионной ползучести, обеспечивая высокие показатели длительной прочности при температуре 1000°C.

Результаты определения уровня свойств никелевого сплава ВЖСЗ представлены на рисунке 10 в виде кривых Ларсона–Миллера и в таблице 3. Свойства приведены в сравнении с литыми сплавами CM247LC, IN738LC и ВЖЛ12У, а также с синтезированными сплавами ЭП648-ПС и ВЖ159-ПС. Зависимость напряжения от параметра Ларсона–Миллера для сплава ВЖСЗ расположена выше уровня литого IN738LC во всём диапазоне исследованных параметров и приближается к уровню CM247LC при $P \leq 26$, при $P \approx 28$, соответствующем испытаниям при 1000 °C, кривая ВЖСЗ вплотную подходит к кривой CM247LC, оставаясь выше уровня литого IN738LC.

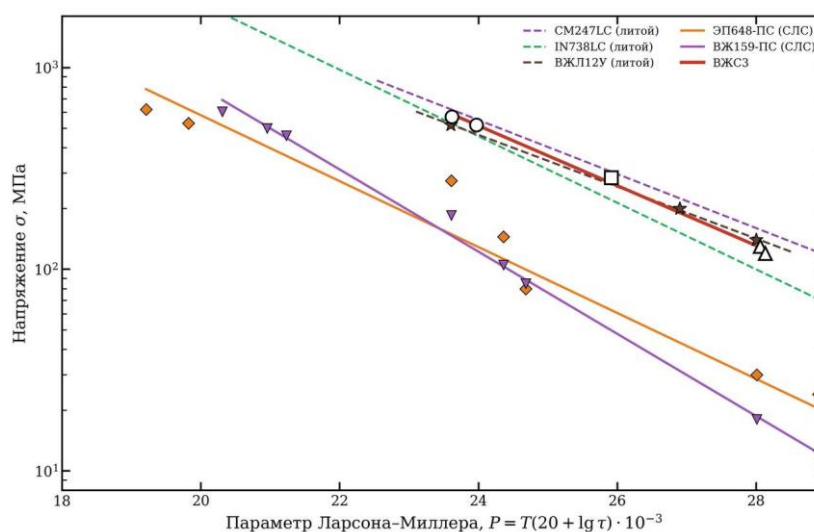


Рисунок 10 – Кривые Ларсена-Миллера для сплава ВЖСЗ, полученного методом СЛС, в сравнении с другими никелевыми сплавами

Таблица 3 – Сравнение уровня свойств сплава ВЖС3 со с уровнем свойств сплавов ВЖС1(СЛС), IN738LC, CM247LC и ВЖЛ12У (литые)

Сплав	Испытание на растяжение, 20°C			Испытание на растяжение, 800°C			Испытание на растяжение, 1000°C			σ_{100}^{800} , МПа	σ_{100}^{1000} , МПа
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %		
ВЖС3	1354	876	24,5	962	830	25,0	436	340	6,2	570	130
ВЖС1	1446	959	19,3	835	771	10,1	-	-	-	420	-
IN738LC	1095	950	6,0	1000	870	7,0	550	430	11,0	530	100
CM247LC	1240	1010	8,0	1080	950	5,0	700	540	8,0	620	160
ВЖЛ12У	1000	850	10,0	980	805	7,0	530	400	9,0	520	140

В пятой главе приведены результаты апробации технологии изготовления сложнопрофильной детали из синтезированного материала жаропрочного никелевого сплава ВЖС1 и внедрения результатов работы.

В рамках программы инициативных работ специалистами ОАО «ЛИИП им. Гризодубовой В.С.» проведены натурные испытания заготовки детали «Крыльчатка турбины» из синтезированного материала марки ВЖС1 в составе малоразмерного газотурбинного двигателя (МГТД). Внешний вид заготовки детали на платформе построения показан на рисунке 11, а, в сборке МГТД – на рисунке 11, б. В ходе натурных (стендовых) испытаний в составе МГТД крыльчатка подвергалась комбинированному воздействию центробежных, газодинамических и термических нагрузок, соответствующих эксплуатационным условиям роторных деталей горячего тракта. После испытаний заготовка была исследована на технологической базе НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ с положительным заключением о структурной цельности и стабильности материала. По результатам испытаний и исследований технология изготовления заготовки детали «Крыльчатка турбины» методом СЛС из сплава ВЖС1 будет применяться в серийном изготовлении МГТД, о чем свидетельствует Акт опробования и внедрения.

Комплексный контроль заготовки после натурных испытаний — люминесцентная дефектоскопия ЛЮМ7-ОВ, цифровая радиография и бесконтактное лазерное 3D-сканирование — показал отсутствие внутренних дефектов (трещин, пор, расслоений) размером более 130 мкм по всему объёму детали, включая диск и лопатки, а также отсутствие деформаций, вызванных эксплуатационным нагружением. Тем самым прогноз модели трещиностойкости о бездефектном синтезе сплава ВЖС1 подтверждён на уровне реальной детали, а не только образца-свидетеля.



а



б

Рисунок 11 – Заготовки детали «Крыльчатка турбины» - с образцами-свидетелями на платформе построения (а) и в сборке МГТД (б)

По результатам совместных испытаний АО «ОДК-Авиадвигатель» и НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ образцов из сплава ВЖС1 определен расширенный комплекс свойств сплава с упором на сопротивление усталости. Анализ полученных результатов позволил АО «ОДК-Авиадвигатель» дать положительное заключение о применении данного сплава для изготовления сопловых аппаратов и рабочих лопаток нескольких ступеней ТНД двигателя ПД-35 (ПД-26). Об этом получен Акт о внедрении, утвержденный генеральным конструктором, академиком РАН А.А. Иноземцевым.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Разработан обобщённый критерий трещиностойкости $\bar{\varepsilon}$ для никелевых жаропрочных сплавов, получаемых методом селективного лазерного сплавления, объединяющий три механизма растрескивания – в процессе кристаллизации, холодные и ликвационные трещины – с учётом кинетики выделения γ' -фазы; граничное условие критерия является $\bar{\varepsilon} > \bar{\varepsilon}_{кр}$, где $\bar{\varepsilon}_{кр}$ равняется 1.

2. Проведена оптимизация химического состава в соответствии с обобщённым критерием трещиностойкости $\bar{\varepsilon}$ и разработаны:

- жаропрочный никелевый сплав марки ВЖС1 с рабочей температурой до 900 °С, превосходящий по уровню свойств все отечественные жаропрочные сплавы, применяемые в технологии селективного лазерного сплавления, обладающий следующими прочностными характеристиками (средние значения): при 20°С: $\sigma_b=1446$ МПа, $\sigma_{0,2}=959$ МПа, $\delta=19,3$ %; при 900°С: $\sigma_b=504$ МПа, $\sigma_{0,2}=469$ МПа, $\delta=9,7$ %, $\sigma_{100}^{800}=420$ МПа;

- высоколегированный жаропрочный никелевый сплав марки ВЖС3 с объемной долей γ' -фазы 63-67 % и рабочей температурой до 1000°С, не имеющий прямых аналогов для технологии селективного лазерного сплавления путем применения комплексного подхода, заключающегося в оптимизации соотношений титрированных, γ' - и карбидообразующих легирующих элементов, обладающий следующими прочностными характеристиками (средние значения): при 20°С: $\sigma_b=1354$ МПа, $\sigma_{0,2}=876$ МПа, $\delta=24,5$ %; при 1000°С: $\sigma_b=436$ МПа, $\sigma_{0,2}=340$ МПа, $\delta=6,2$ %, $\sigma_{100}^{1000}=130$ МПа.

3. Исследование влияния селективного лазерного сплавления, газостатической и термической обработки на эволюцию структуры разработанных сплавов с применением методов ПЭМ, дифракции электронов и РЭМ с дифракцией обратно рассеянных электронов позволили установить следующие особенности:

- бимодальное распределение γ' -фазы в синтезированных сплавах ВЖС1 и ВЖС3 после полной термической обработки, определяющее высокий уровень механических свойств во всем интервале рабочих температур по сравнению с литейными сплавами, при этом для сплава ВЖС1 частицы γ' -фазы имеют округлую формы, а для сплава ВЖС3 – кубическую, что обусловлено более высоким содержанием γ' - образующих элементов и, как следствие, различными значениями мисфита;

- эффект подавления зародышеобразования избыточной γ' -фазы в пересыщенной метастабильной субструктуре сплава ВЖС1, при селективном лазерном сплавлении, обусловленный влиянием высоких скоростей кристаллизации микрообъемов ванны расплава и широкой однофазной областью существования γ -твёрдого раствора,

который вносит вклад в снижение остаточных напряжений и предотвращение образования трещин в синтезированном материале;

- формирование двойников отжига в структуре рекристаллизованных зерен синтезированного сплава ВЖС1 после полной термической обработки, способствующих повышению уровня механических свойств.

4. По результатам испытаний на высокотемпературную ползучесть сплава ВЖС1 установлен доминирующий механизм ползучести – дислокационный (скольжение и переползание дислокаций) с выраженным вкладом γ' -фазы и карбидов в упрочнение, что определяют полученные значения степенного показателя напряжения $n = 6,24$ и эффективной энергии активации ползучести $Q_c \approx 613$ кДж/моль.

5. По результатам испытаний на длительную прочность в интервале температур от 800 °С до 1000 °С установлены зависимости параметра Ларсона–Миллера для разработанных жаропрочных никелевых сплавов марок ВЖС1 и ВЖС3, которые показали значительное преимущество новых сплавов в сравнении с применяемыми в технологиях аддитивного производства ЭП648, ВЖ159 и IN939. При этом новый сплав марки ВЖС3 с рабочей температурой до 1000 °С расположен выше уровня литого IN738LC во всём исследованном диапазоне параметра Ларсона–Миллера и приближается к уровню литого CM247LC, что ранее считалось недостижимым для синтезированных материалов ввиду структурных особенностей.

Полнота изложения материалов диссертации в работах, опубликованных соискателем:

1. Неруш С.В., Чубов Д.Г., Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю. Взаимосвязь микроструктуры, механизмов ползучести и длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов ВЖС1 и ВЖС3, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2026. № 7. Ст. 01. DOI 10.18577/2307-6064-2026-0-7-43-62.

2. Чубов Д.Г., Неруш С.В. Обобщённый критерий трещиностойкости жаропрочных никелевых сплавов для селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2026. № 7. Ст. 01. DOI 10.18577/2307-6064-2026-0-7-26-42.

3. Неруш С.В., Чубов Д.Г., Капланский Ю.Ю., Сухов Д.И. Исследование экспериментального жаропрочного сплава на основе никеля, полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2025. №7 (149). Ст. 01. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.

4. Каблов Е.Н., Неруш С.В., Чубов Д.Г., Сухов Д.И., Филонова Е.В., Пахомкин С.И. Структурная нестабильность жаропрочных сплавов на основе никеля с высоким содержанием гамма-штрих фазы, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2025. № 8 (150). Ст. 01. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13.

5. Сухов Д.И., Неруш С.В., Ефимочкин И.Ю., Карачевцев Ф.Н., Богачев И.А. Получение металломатричных композитов на основе сплава ВЖ159 методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 07. DOI 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.

6. Сухов Д.И., Неруш С.В., Беляков С.В., Мазалов П.Б. Исследование параметров шероховатости поверхностного слоя и точности изготовления изделий аддитивного производства // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2017. № 9 (690). С. 73–84. DOI 10.18698/0536-1044-2017-9-73-84.

7. Евгенов А.Г., Роголев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // Труды ВИАМ. 2015. № 2. Ст. 02. DOI 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.

8. Вершков А.В., Оспенникова О.Г., Неруш С.В. Разработка концепции интегрированной информационной системы по свойствам авиационных материалов с возможностью расчёта характеристик разрабатываемых новых материалов // Труды ВИАМ. 2015. № 5. Ст. 01. DOI 10.18577/2307-6046-2015-0-5-1-1.

Патенты Российской Федерации

1. Сухов Д.И., Неруш С.В., Капланский Ю.Ю., Чубов Д.Г. Карашаев М.М., Мазалов П.Б., Крылов С.А., Роголев А.М., Тихонов М.М., Богачев И.А., Егоров Е.В. Жаропрочный сплав на основе никеля для получения изделий методом аддитивных технологий. Патент на изобретение RU 2865727. Заявка № 2026105666 от 03.03.2026, опубл. 08.07.2026.

2. Каблов Е.Н., Неруш С.В., Евгенов А.Г., Роголев А.М., Василенко С.А., Ходырев Н.А., Сухов Д.И. Способ изготовления деталей послойным лазерным сплавлением металлических порошков жаропрочных сплавов на основе никеля. Патент на изобретение RU 2623537, 27.06.2017. Заявка № 2015148793 от 13.11.2015.

Заявки на патенты Российской Федерации:

1. Сухов Д.И., Неруш С.В., Капланский Ю.Ю., Чубов Д.Г., Мазалов П.Б., Крылов С.А., Роголев А.М., Тихонов М.М., Богачев И.А. Сплав на основе никеля для получения изделий методом аддитивных технологий. Заявка № 2026105665 от 03.03.2026 г.

Иные публикации:

1. Неруш С.В., Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю., Чубов Д.Г. «Закономерности кинетики ползучести и длительной прочности жаропрочного никелевого сплава ВЖС1» (Сборник докладов XVIII Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТЕСТМАТ» по тематике «Современные подходы и тенденции развития структурно-фазовых, химико-аналитических методов анализа», г. Москва, НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2026. С. 334–345.

Исп. С.В. Неруш
Печ. С.В. Неруш

Автореферат Неруша С.В.

**«ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ: особенности химического состава, структуры,
механических и прочностных характеристик»**

Подписано в печать

Формат бумаги 60х90/16. Печ. л. 1,00. Тираж 100 экз.

Отпечатано в типографии НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ
105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17