



БОРИСОВ Евгений Владиславович

**НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
СОЗДАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНО ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ
С ЗАДАНЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ И СТРУКТУРОЙ
МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

2.6.5. Порошковая металлургия и композиционные материалы

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Санкт-Петербург
2026

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Научный консультант:

доктор технических наук, профессор **Попович Анатолий Анатольевич**

Официальные оппоненты:

доктор технических наук, профессор, член-корреспондент Российской академии наук **Левашов Евгений Александрович**,
заведующий кафедрой порошковой металлургии и функциональных покрытий,
директор Научно-учебного центра СВС МИСиС-ИСМАН ФГАОУ ВО
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(г. Москва)

доктор технических наук, профессор **Хаймович Александр Исаакович**,
заведующий кафедрой технологий производства двигателей ФГАОУ ВО
«Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П.
Королева», (г. Самара)

доктор технических наук, профессор **Сычев Максим Максимович**,
заведующий кафедрой теоретических основ материаловедения ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)» (г. Санкт-Петербург)

Ведущая организация:

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет»», г. Пермь

Защита состоится «12» ноября 2026 года в 16-00 часов на заседании диссертационного совета У.2.6.1.21 при федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» по адресу: 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, главный корпус, ауд. 118.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГАОУ ВО «СПбПУ» и на сайте www.spbstu.ru.

Автореферат разослан «__»

2026 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета У.2.6.1.21
доктор технических наук

Горунов А.И.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Современное машиностроение, энергетическая, медицинская, авиационная и космическая промышленность предъявляют все более высокие требования к функциональным характеристикам конструкционных материалов. Традиционные однородные материалы часто не способны одновременно обеспечить весь комплекс необходимых свойств, таких как высокая прочность, термостойкость, биосовместимость и минимальная масса изделий. В этих условиях особую актуальность приобретает разработка функционально-градиентных материалов (ФГМ), характеризующихся контролируемым непрерывным или дискретным изменением состава, структуры и свойств. ФГМ представляют собой класс материалов, который позволяет реализовывать оптимальное неоднородное распределение функциональных свойств в объёме изделия в соответствии с условиями его эксплуатации. Градиентное изменение химического состава и микроструктуры обеспечивает плавный переход характеристик материала, например механических, теплофизических или других, что позволяет снижать вероятность формирования концентраторов напряжений на границах раздела, характерных для слоистых композитных материалов. Традиционные методы изготовления ФГМ (порошковая металлургия, методы поверхностной обработки, центробежное литье) ограничены по точности управления составом и структурой, особенно в изделиях сложной формы.

Селективное лазерное сплавление (СЛС) как одна из наиболее перспективных технологий аддитивного производства открывает принципиально новые возможности для создания ФГМ с заданными характеристиками. Этот метод обеспечивает возможность локального управления составом и структурой в каждой точке объёма изделия, возможность создания сложных пространственных градиентов состава и структуры без необходимости изготовления уникальной оснастки, а также интеграцию функциональных элементов в единую конструкцию.

В отличие от изделий с переменной плотностью, в частности сетчатых конструкций, в которых градиент задаётся самой геометрией детали, в изделиях с переменной структурой и химическим составом требуемые характеристики задаются как свойства материала, из которого это изделие изготавливается. Это расширяет возможности проектирования изделий с заданным комплексом свойств без каких-либо дополнительных технологических шагов.

На сегодняшний день аддитивное производство функционально-градиентных изделий из полимеров является наиболее технологически освоенным, по сравнению с металлическими материалами. Это объясняется большей доступностью оборудования, более мягкими режимами обработки, широким выбором сырья и более низкими затратами. Однако растущие потребности современной промышленности требуют создания материалов, сочетающих уникальные функциональные характеристики с высокими конструкционными свойствами, которые могут быть получены методами функционально-градиентного аддитивного производства металлических материалов. Таким образом, разработка научно-технологических основ создания функционально-градиентных материалов методом селективного лазерного сплавления с заданными химическим составом и структурой является актуальной задачей.

Актуальность выбранной темы исследования подтверждена её выполнением в рамках договоров с Российским научным фондом №19-79-30002 «Интеллектуальные цифровые технологии производства изделий с управляемой структурой и физико-механическими свойствами на основе аддитивного синтеза новых материалов и

конструкций» (2019-2022 гг.); 23-79-30004 «Разработка новых функциональных материалов, интеллектуальных конструкций и технологий их создания методами аддитивного производства на основе современных подходов моделирования и прогнозирования свойств» (2023-2026 гг.), государственных контрактов с ГК Росатом (№Н.4щ.241.09.20.1081 – 2020 г., №Н.4щ.241.09.21.1061 – 2021 г., №Н.4щ.241.09.22.1038 – 2022 г.), соглашения с Министерством науки и высшего образования от 25.04.2024 №075-15-2024-562 «Научные основы создания природоподобных материалов и конструкций с заданным комплексом свойств с использованием передовых технологий цифрового проектирования, моделирования и аддитивного производства».

Степень разработанности темы

К настоящему времени накоплен значительный объём экспериментальных и теоретических исследований в области аддитивных технологий и селективного лазерного сплавления конструкционных и функциональных материалов. Данные исследования представлены в работах отечественных и зарубежных учёных, среди которых А.Г. Григорьянц, А.В. Гусаров, А.Ф. Ильющенко, Е.Н. Каблов, Е.А. Колубаев, Е.А. Левашов, С.А. Оглезнева, О.Г. Оспенникова, В.Я. Панченко, А.В. Самохин, В.Г. Смелов, И.Ю. Смуров, М.М. Сычев, И.В. Шишковский, И.А. Ядройцев, G. Dongdong, M. Fockele, J-P Kruth, Yan Li, T. Niendorf, T. Peijs, G. Schlick, D. Schwartze и др.

Цель работы: разработка научно-технологических основ создания функционально-градиентных материалов методом селективного лазерного сплавления с заданными химическим составом и структурой, обеспечивающими требуемый комплекс физико-механических и функциональных свойств, на основе установления взаимосвязи между технологическими параметрами процесса СЛС и особенностями формирования структуры и свойств готовых изделий.

Для достижения цели поставлены следующие основные **задачи**:

1. Установить влияние трёхмерной пространственной организации переменной структуры в никелевых сплавах на механические свойства и трещиностойкость.
2. Установить закономерности формирования функциональных свойств сплава с эффектом памяти формы в технологии селективного лазерного сплавления при формировании заданной структуры и химического состава.
3. Выявить закономерности изменения механических и функциональных свойств при изменении химического состава сплавов в процессе селективного лазерного сплавления.
4. Разработать технологические принципы и оборудование для создания функционально-градиентных материалов с трёхмерным распределением химического состава методом селективного лазерного сплавления.
5. Исследовать особенности формирования материалов с управляемым изменением формы (4D-материалов) методом селективного лазерного сплавления.

Научная новизна работы

1. Предложена, научно обоснована и экспериментально подтверждена методология создания функционально-градиентных металлических материалов методом селективного лазерного сплавления, основанная на взаимосвязи заданных локальных параметров материала с управляемым формированием в объёме изделия требуемого химического состава, структуры, кристаллографической текстуры и комплекса механических и функциональных свойств.

2. Показано, что заданное распределение зон с направленной и равноосной структурой повышает трещиностойкость и сопротивление усталостному разрушению за счёт отклонения направления роста трещин и уменьшения локальной напряжённости. Установлено, что скорость роста трещин уменьшается, когда трещина проходит через переходную зону. Границы ванн расплава, переходная зона и ориентация зёрен, близкая к $\langle 001 \rangle$, оказывают влияние на скорость и направление роста трещины.

3. Установлено, что функционально-градиентный жаропрочный никелевый сплав с заданным распределением равноосной и направленной структур после термической обработки демонстрирует повышение долговечности при термомеханической усталости в 4 раза по сравнению с однородным материалом с равноосной структурой, что обусловлено формированием переходных структурных зон, обеспечивающих отклонение трещины в направления вдоль действия нагрузки, и, как следствие, снижение движущей силы её дальнейшего роста.

4. В сплавах NiTi после СЛС установлена обратная корреляция между объёмной плотностью энергии (56-99 Дж/мм³) и микротвёрдостью материала (снижение с 240 до 190 HV), а также положительная корреляция между объёмной плотностью энергии и температурой начала мартенситного превращения (повышение с 55 до 67 °C), обусловленная селективным испарением Ni. Увеличение расстояния между лазерными проходами приводит к росту размера аустенитного зерна и изменению морфологии от столбчатой к равноосной, что сопровождается повышением микротвёрдости и содержания Ni.

5. Установлено влияние кристаллографической текстуры и морфологии зёрен на высокотемпературную сверхупругость и стабильность эффекта памяти формы в сплавах NiTi, полученных методом СЛС. Показано, что формирование направленной структуры с текстурой $\langle 001 \rangle$ в обеднённом по никелю сплаве NiTi обеспечивает сверхупругое поведение до 453 К в широком температурном интервале около 110 К. Установлено, что повышение стабильности функционального отклика связано с увеличением сопротивления пластической деформации, улучшением совместимости фазового превращения между аустенитом и индуцированным напряжением мартенситом и ограничением движения дислокаций выделениями по границам зёрен.

6. Выявлены закономерности изменения фазового состава, структуры, механических и функциональных свойств металлических материалов при изменении химического состава в процессе СЛС на примере систем Inconel 718–Y, AlSi10Mg–Cu и NiTi с переменным содержанием Ni. Установлено, что введение Y в Inconel 718 приводит к упрочнению и повышению микротвёрдости при одновременном снижении пластичности при высоких концентрациях вследствие образования нерасплавленных частиц и дефектов. Показано, что легирование AlSi10Mg медью обеспечивает формирование упрочняющей фазы Al₂Cu после термической обработки и локальное повышение твёрдости, а изменение содержания Ni в сплаве NiTi позволяет управлять механическими свойствами и проявлением эффекта памяти формы.

7. Установлены закономерности формирования переходных зон и управления свойствами мультиматериальных структур, получаемых методом СЛС. Показано, что качество переходной зоны между материалами определяется теплофизическими свойствами контактирующих материалов, направлением смены химического состава, объёмной плотностью энергии и величиной взаимного перекрытия порошковых областей. Для системы ВЖ159/БрХЦрТ В определены асимметричные диапазоны плотности энергии, минимизирующие дефектообразование в переходной зоне. На основе установленных закономерностей изготовлены материалы с управляемым изменением

формы (4D-материалов) на основе многослойных структур с различными коэффициентами линейного термического расширения, а также с комбинацией сплавов с эффектом памяти формы и упругого материала для создания двустороннего эффекта памяти формы.

Методология и методы исследования

Методология: Разработка способов и устройств, изготовление образцов, исследование их состава, структуры и свойств, разработка технологии получения материалов и изготовления тестовых образцов, исследование их эксплуатационных и функциональных свойств, формулировка гипотез и теоретическое обоснование полученных результатов.

Методы исследования: Оптический, электронно-микроскопический, рентгенофазовый анализ, метод дифракции обратно рассеянных электронов, механические испытания, усталостные испытания, измерение твёрдости, дифференциальная сканирующая калориметрия, энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия.

Положения, выносимые на защиту

1. Закономерности формирования механических свойств и повышения трещиностойкости деталей за счёт пространственного распределения переменной структуры или химического состава в процессе селективного лазерного сплавления.
2. Результаты экспериментального исследования изменения химического состава сплавов в процессе селективного лазерного сплавления для локального изменения механических и функциональных свойств.
3. Технологические особенности формирования структуры сплавов с эффектом памяти формы методом селективного лазерного сплавления. Формирование переменной структуры в сплавах с эффектом памяти формы и её влияние на функциональные свойства.
4. Технология и результаты исследования формирования функционально-градиентных материалов с переменным химическим составом в сложнопрофильных деталях методом селективного лазерного сплавления.
5. Особенности формирования и результаты исследований 4D-материалов в процессе селективного лазерного сплавления.

Практическая значимость работы

1. Разработана технология изготовления изделий из никелевых сплавов с заданным комплексом механических свойств за счёт формирования управляемой переменной структуры (Технологическая инструкция № 01-296351028-2026, Патент на изобретение № 2810141, Патент на изобретение № 2821638).
2. Разработана технология заданного формирования функциональных свойств в сплаве с эффектом памяти формы (Технологическая инструкция № 02-296351028-2026, Патент на изобретение № 2808118). Показана возможность создания конструкций с программируемой реализацией данного эффекта (Патент на изобретение № 2794019).
3. Разработано оборудование, а также реализована мультиматериальная технология СЛС, обеспечивающие формирование изделий с пространственно-варьируемым химическим составом в трёх измерениях для направленного изменения механических и функциональных свойств. Результаты исследований по созданию конструкции и программного обеспечения для мультиматериальной печати внедрены в производство

оборудования (Акт внедрения результатов ЗАО «Биоград» №188 от 31.10.2025), разработки в области формирования мультиматериальных изделий с повышенными механическими и эксплуатационными характеристиками методом СЛС апробированы и используются для изготовления деталей аэрокосмической отрасли (Акт использования результатов АО «Композит»).

Апробация работы

Основные результаты исследований, обобщённые в диссертационной работе, доложены и обсуждены на следующих всероссийских и международных конференциях и симпозиумах: The Third SLM User Meeting (Luebeck, Germany, 2014); Международной научно-технической конференции Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ'2014, Санкт-Петербург, 2014); I Международной научной конференции молодых учёных «Электротехника. Энергетика. Машиностроение» (НГТУ, Новосибирск, 2014 г.); международном технологическом форуме «Инновации. Технологии. Производство» (Рыбинск, 2015 г.); 14th APRU Doctoral Students Conference (Hangzhou, China, 2015); 18th international ESAFORM conference on material forming, (Graz, Austria 2015 г.); научно-технической конференции «Климовские чтения – 2016. Перспективные направления развития авиадвигателестроения» (Санкт-Петербург, 2016); конференции Additive Manufacturing with Powder Metallurgy 2017 (Лас-Вегас, США, 2017); METAL International Conference on Metallurgy and Materials (Брно, Чехия, годы участия – 2016, 2018, 2019, 2020, 2021 гг.); International Conference "Advanced Mechanics: Structure, Materials, Tribology", (Самарканд, Узбекистан, 2024); III International Scientific and Practical Conference "Technologies, Materials Science and Engineering" (EEA-III 2024, Душанбе, Таджикистан, 2024); 3D LAM Dealer Meeting, (Санкт-Петербург, 2024); AddAdditive: Инновации в 3D-печати металлом, (Санкт-Петербург, 2024); VIII специализированный проект по аддитивным технологиям и 3D-сканированию в промышленности "Additive Minded 2025" (Москва, 2025); международная научно-техническая конференция «Современные материалы и передовые производственные технологии» (СМППТ, Санкт-Петербург, годы участия – 2019, 2021 гг.); International Scientific Conference on Materials Science: Composites, Alloys and Materials Chemistry (MS-CAMC 2019, Санкт-Петербург, 2019 г.); международная научно-техническая конференция «Инновационные идеи в машиностроении» (Санкт-Петербург, 2022 г.); Международная научная конференция "Современные материалы, передовые производственные технологии и оборудование для них" (СМППТО 2023, Санкт-Петербург, 2023); международная молодёжная научно-техническая конференция Нанотехнологии в современном производстве функциональных материалов и перспективы их развития (Санкт-Петербург, 2018); TMS 2020 149th Annual Meeting & Exhibition of The Minerals, Metals & Materials Society (San Diego, California, USA, 2020); TMS2022 151st Annual Meeting & Exhibition of The Minerals, Metals & Materials Society (Anaheim, California, USA, 2022); Международная научно-практическая конференция «Материаловедение и металлургические технологии» (RusMetalCon 2019, Челябинск, 2019); Международная научно-практическая конференция «Материаловедение и металлургические технологии» (RusMetalCon-2022, Сочи, 2022); Международном симпозиуме «Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка» (Минск, Беларусь, годы участия – 2017, 2019, 2021, 2023 гг.); международная конференция «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка» (Минск, Беларусь, годы участия – 2022, 2024 гг.).

Публикации

По результатам диссертационной работы опубликовано 35 статей в рецензируемых журналах, в т. ч. 25 научных публикаций, индексируемых базами данных Web of Science и Scopus. Получено 4 патента на изобретения и 6 программ для ЭВМ.

Соответствие паспорту научной специальности

Диссертация соответствует паспорту специальности 2.6.5. «Порошковая металлургия и композиционные материалы» в части пунктов:

п. 4. Получение новых материалов с высокими физико-механическими и физико-химическими характеристиками методами высокоэнергетической консолидации с помощью потоков заряженных и нейтральных частиц; Разработка технологии и оборудования.

п. 5. Изучение структуры и свойств порошковых, композиционных материалов, покрытий и модифицированных слоёв на полуфабрикатах и изделиях;

п. 6. Разработка и совершенствование технологических процессов производства, контроля и сертификации полуфабрикатов и изделий различного назначения из порошковых и композиционных материалов, а также материалов и изделий с покрытиями и модифицированными слоями.

Структура и объём работы

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы из 428 источников. Работа изложена на 289 страницах, включая 140 рисунков и 33 таблицы.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность темы диссертационной работы, определены цель и задачи исследования, изложены научная новизна и практическая значимость полученных результатов, обозначен личный вклад соискателя, приведены основные положения, выносимые на защиту, а также охарактеризованы достоверность и апробация результатов.

В первой главе представлен анализ современного состояния исследований в области функционально-градиентных материалов (ФГМ), получаемых методами аддитивного производства, с акцентом на технологию селективного лазерного сплавления (СЛС). Рассмотрены основные типы градиентов (химический состав, плотность, микроструктура), их классификация по пространственному распределению (1D-3D), традиционные и аддитивные методы получения ФГМ, технологические особенности формирования переменной структуры и химического состава в процессе СЛС, включая анализ влияния технологических параметров процесса на формирование микроструктуры и механические свойства, модификации оборудования СЛС для мультиматериальной печати, а также рассмотрен воксельный подход к проектированию ФГМ как перспективный инструмент управления свойствами на микро- и макроуровне. На основе проведённого анализа сформулированы цель и задачи диссертационного исследования, направленные на разработку научно-технологических основ синтеза ФГМ с переменным химическим составом и структурой методом СЛС.

Во второй главе приводится исследование влияния заданного распределения направленной и равноосной структур в никелевых сплавах на механические свойства и на трещиностойкость.

Одним из способов управления механическими свойствами металлических изделий является воздействие на такие параметры, как размер зёрен, их форма и ориентация. В частности, крупнозернистая направленная микроструктура предпочтительна для получения более высоких показателей длительной прочности и ползучести, в то время как мелкозернистая равноосная – для большей усталостной долговечности и предела текучести при растяжении. Благодаря возможности управления параметрами лазерного излучения, адаптации стратегии сканирования и условий затвердевания в процессе СЛС становится возможным локальное управление механическими и функциональными свойствами посредством формирования заданной кристаллографической текстуры, размера зерна и анизотропии в никелевых сплавах. Проведено исследование влияния заданных параметров структуры в образцах из никелевого сплава Inconel 718 (IN718) на усталостное поведение. Исследованы однородные и функционально-градиентные (ФГ) образцы из сплава IN718, изготовленные методом СЛС по двум режимам, формирующим равноосную структуру (РС) и направленную структуру (НС) в вертикальной (В) и горизонтальной (Г) ориентации. Сопоставлены по микроструктурным характеристикам, твёрдости и усталостному росту трещин при изгибе три состояния (категории) материала — без термической обработки (ТО), после ТО и после горячего изостатического прессования с последующей термической обработкой (ГИП+ТО).

Однородные образцы представляли собой заготовки с заданным типом микроструктуры, а именно, РС с малыми зёрнами и без выраженной текстуры и НС с длинными зёрнами, вытянутыми вдоль направления выращивания с преобладающей кристаллографической текстурой. В однородных образцах один технологический режим использовался в течение всего процесса изготовления. В градиентных образцах формировалась комбинация этих структур. Схематичное изображение структурных зон в образцах, их расположение на рабочей платформе установки СЛС, а также расположение надрезов в образцах для усталостных испытаний показаны на рисунке 1.

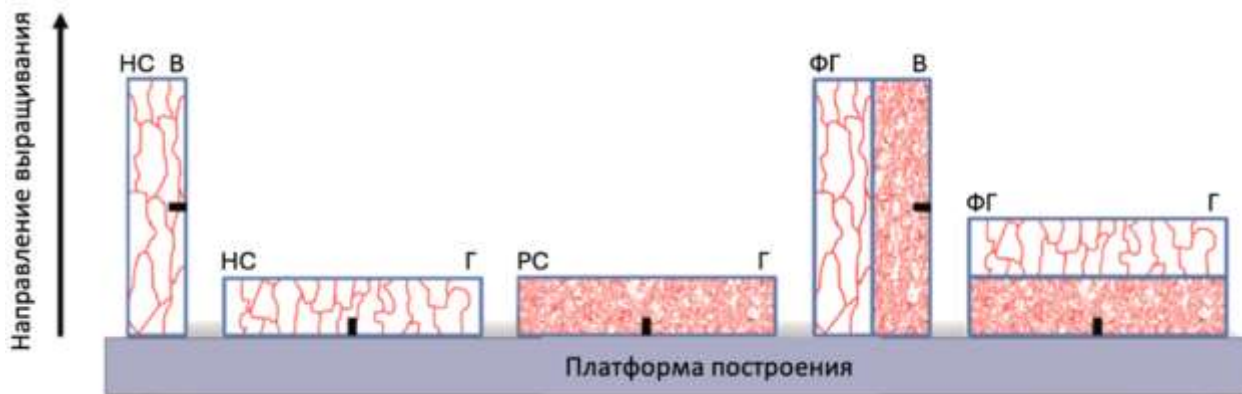
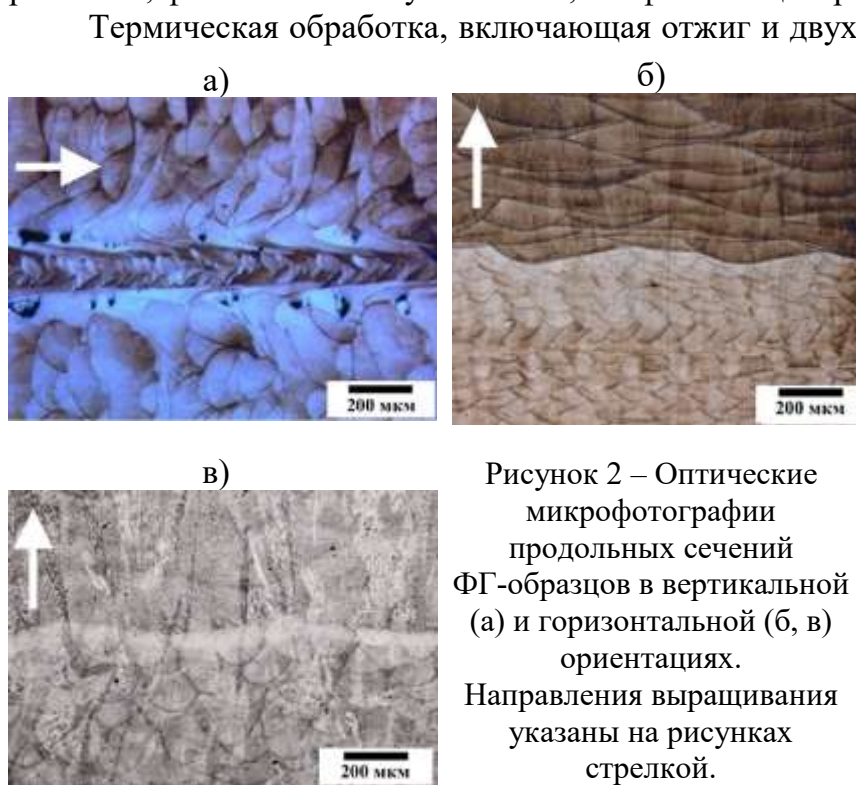


Рисунок 1 – Расположение структурных зон и надрезов в образцах

Исследование микроструктуры и механических свойств образцов сплава IN718, изготовленных методом СЛС с различными режимами, выявило существенные различия между материалами с равноосной и направленной структурами. Микроструктурный анализ показал, что во всех образцах после СЛС зёрна вытянуты вдоль направления выращивания, при этом длина зёрен превышает толщину слоя, что свидетельствует о плавлении ранее затвердевших слоёв и сильной тенденции эпитаксиального роста зёрен от одного слоя к другому. В микроструктуре присутствуют тонкие ячеистые дендриты, ориентированные вдоль направления выращивания, что обусловлено высокими скоростями охлаждения при затвердевании.

В функционально-градиентных образцах переходная зона характеризуется различной морфологией в зависимости от ориентации построения (рисунок 2). В переходной зоне градиентных образцов, изготовленных вертикально (ФГ-В), ориентированной параллельно направлению выращивания (рисунок 1), из-за наложения зон РС и НС и постоянной смены параметров изготовления возникали дефекты и формировалась более неоднородная структура с резким изменением формы ванн расплава. Переходная зона характеризуется более тонкими ваннами расплава в центре и более глубокими по краям. В ней присутствуют нерасплавленные частицы, а также «кейхол-поры», вызванные формированием испарительного канала. Горизонтальные градиентные образцы, в которых переходная зона располагается перпендикулярно направлению выращивания, имеют более плавный переход, поскольку каждый слой выращивался с использованием только одного режима. В междендритных промежутках формировались фазы Лавеса и карбиды. В ковном материале, который был взят для сравнения, фазы Лавеса отсутствовали, а δ -фаза концентрировалась у границ зёрен.



значительным изменениям микроструктуры. После ТО зёрна обеих ориентаций построения остались удлиненными в направлении выращивания, что указывает на недостаточную температуру гомогенизации для полной рекристаллизации (980°C). Чёткость границ слоёв и ванн расплава снизилась по сравнению с состоянием без ТО. В микрофотографиях материалов после ТО обнаружены стержнеподобные и глобулярные δ -выделения, отсутствовавшие в исходном материале.

Содержание МС-карбидов составило $2,5 \pm 0,5$ об. %.

Процедура ГИП+ТО привела к формированию совершенно иной микроструктуры без следов ванн расплава и дендритных ячеек, с уменьшенным количеством карбидов и δ -фазы и снижением направленности зёрен. Анализ макроструктуры выявил существенные различия между режимами обработки. В состоянии без ТО пористость материала с РС ниже, чем с НС, при этом средний размер пор во втором случае выше. После ГИП уровень пористости значительно снизился до $0,01 \pm 0,01$ % в образцах РС и $0,02 \pm 0,01$ % в образцах НС. Максимальный размер пор в образцах с НС после ГИП уменьшился с 101 мкм в состоянии без ТО до 18 мкм. Газовые поры лишь сокращались в размере, но не исчезали полностью вследствие нерастворимости аргона в сплаве.

Рентгенофазовый анализ (РФА) показал, что основной фазой во всех категориях являлась γ -фаза. В материалах без ТО с РС и НС-Г относительная интенсивность $\gamma(200)$ превышала $\gamma(311)$, что отражает предпочтительный рост в направлении $\langle 001 \rangle$ при

сильном тепловом градиенте. В состоянии после ГИП+ТО эта анизотропия ослабевает, что вызвано рекристаллизацией и укрупнением зёрен. Фазы Лавеса присутствуют в материалах в состоянии без ТО как с РС, так и с НС. В РФА спектрах материалов РС и НС-Г после ТО появляются пики δ -фазы. В категории ГИП+ТО пики фазы Лавеса не обнаружены, а пики МС-карбидов, присутствовавшие в образцах после ТО, были существенно ниже.

EBSD-анализ выявил существенные различия в зёрненной структуре и кристаллографической текстуре (рисунок 3). Образцы после СЛС демонстрировали столбчатые зёрна в направлении выращивания с различной степенью удлинения в зависимости от параметров изготовления. В группе до ТО размер и удлинение зерна материалов РС и НС-В были близкими с отношениями сторон 0,27 и 0,25 и длиной 135,6 мкм и 147,7 мкм соответственно. Образец НС-Г демонстрировал наибольшее удлинение зёрен с отношением сторон 0,18 и длиной 518,4 мкм.

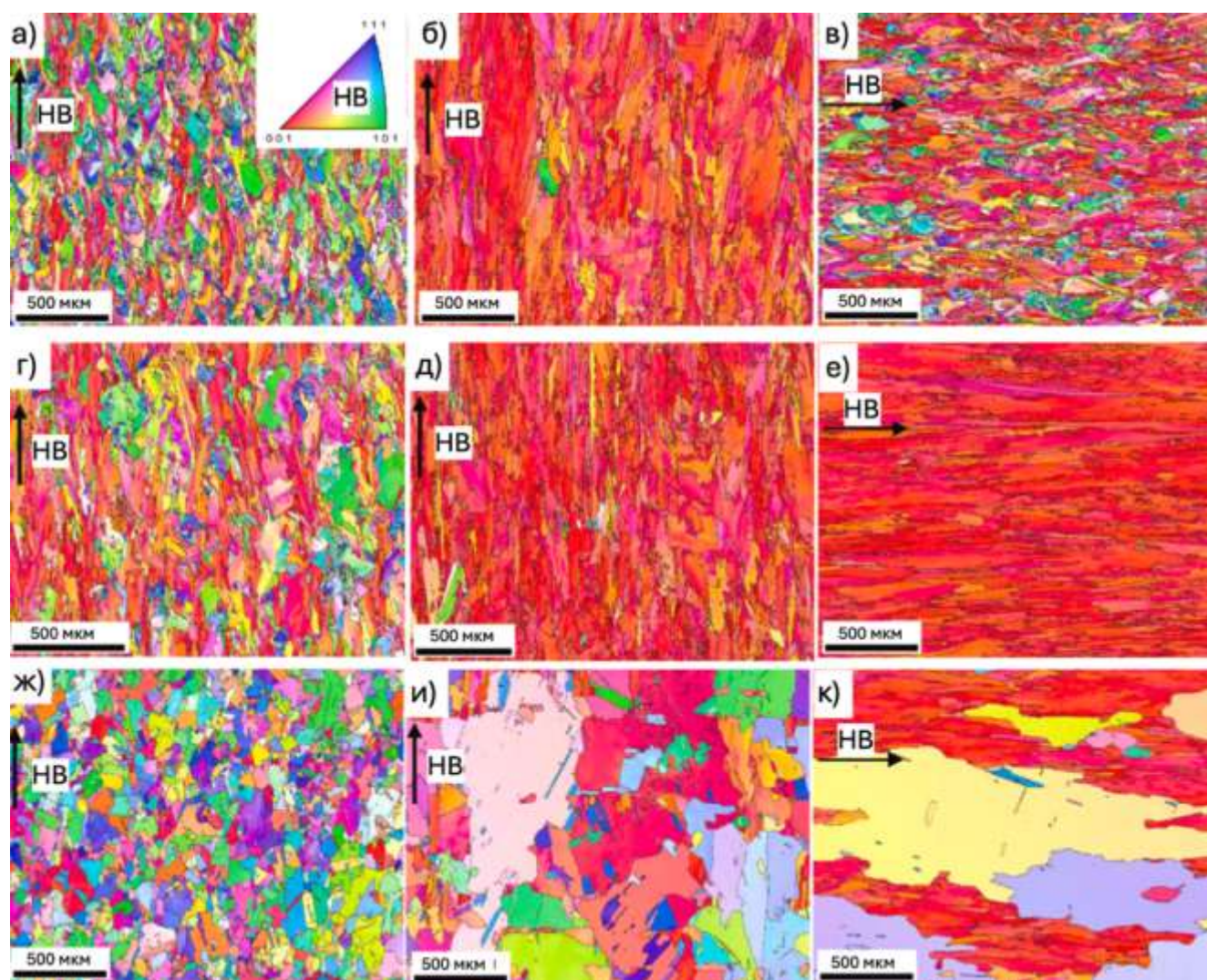


Рисунок 3 – Результаты EBSD-анализа образцов различных категорий, исследованных в работе до испытаний на усталость.

(а) РС–до ТО; (б) НС–Г–до ТО; (в) НС–В–до ТО; (г) РС–ТО; (д) НС–Г–ТО; (е) НС–В–ТО; (ж) РС–ГИП+ТО; (и) НС–Г–ГИП+ТО; (к) НС–В–ГИП+ТО.

После ТО в образцах с РС и НС-В происходит рост и удлинение зёрен. В образцах НС-Г, однако, размер зерна снизился и структура стала более равноосной (отношение сторон выросло до $\sim 0,20$). После процедуры ГИП+ТО морфология зёрен приобрела

совершенно другую форму, они были случайно ориентированы и не вытянуты вдоль направления выращивания.

Измерения твёрдости выявили существенные различия между режимами обработки. В состоянии без ТО средние значения твёрдости образцов РС были примерно на 9 % и 18 % выше значений образцов НС-Г и НС-В соответственно, что связано с меньшим размером зерна и более высоким пределом текучести согласно соотношению Холла-Петча. У образцов с НС, выращенных в горизонтальной ориентации, средняя твёрдость примерно на 11 % выше, чем образцов, выращенных в вертикальной.

После ТО средняя твёрдость из всех категорий значительно увеличилась вследствие рекристаллизации и выделения упрочняющих фаз γ' и γ'' . Увеличение твёрдости для образцов после ТО было более значительным в образцах с направленной структурой: 51 % и 66 % для НС-Г и НС-В соответственно, по сравнению с 35 % ростом в категории РС.

В функционально-градиентных образцах профиль твёрдости демонстрировал различное поведение в зависимости от ориентации построения. В горизонтальных образцах твёрдость уменьшалась вдоль высоты от 361 ± 6 HV на стороне РС до 340 ± 7 HV на стороне НС, что связано с более высоким количеством тепловых циклов, которые испытывают слои, выращенные в начале процесса и, как следствие, перераспределением Nb и различной долей фаз Лавеса.

В вертикальных образцах твёрдость в пределах одного слоя была примерно постоянной (около 340 HV у основания и 320 HV у верхних слоёв), но зависела от расстояния до платформы по высоте образца. После ТО в ФГ-образцах профили твёрдости по высоте выравнивались, а в образцах после ГИП+ТО размах локальных флуктуаций заметно снижался вследствие снижения количества дефектов.

Исследование усталостного поведения выявило существенные различия между образцами с отличающейся микроструктурой. При коэффициенте асимметрии $R = 0,7$ в категории без ТО материал с РС имел самый высокий пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} , за которым следовали образцы НС-В.

После ТО значения ΔK_{th} увеличились во всех категориях вследствие присутствия упрочняющих фаз. В категории ГИП+ТО все материалы показали дальнейшее увеличение порогового размаха ΔK_{th} , при этом самые высокие значения наблюдались у образцов НС-Г, что может быть следствием уменьшения остаточных напряжений и дефектов, а также формирования двойников отжига, действующих как барьеры дислокаций на ранних стадиях роста трещины. После ГИП+ТО скорость роста усталостной трещины (СРТУ) значительно уменьшилась, демонстрируя большее сопротивление продвижению трещины, чем в образцах ковального материала после ТО, взятого для сравнения. ФГ-образцы без ТО показали различное поведение в зависимости от ориентации выращивания. В вертикальных образцах СРТУ была относительно постоянна с вариацией $3 \times 10^{-5} - 6 \times 10^{-5}$ мм/цикл с обеих сторон переходной зоны, при этом наименьшая скорость 2×10^{-5} мм/цикл наблюдалась внутри переходной зоны (рисунок 4).

В горизонтальных образцах СРТУ постепенно увеличивалась от 4×10^{-6} мм/цикл в области РС до 7×10^{-5} мм/цикл в области НС. Эта тенденция согласуется с результатами измерения твёрдости и связана с различным количеством термических циклов, испытываемых разными слоями материала. СРТУ образцов ТО и ГИП+ТО становилась приблизительно постоянной вдоль ширины образцов вследствие того, что микроструктура становилась более однородной с гомогенным распределением выделений.

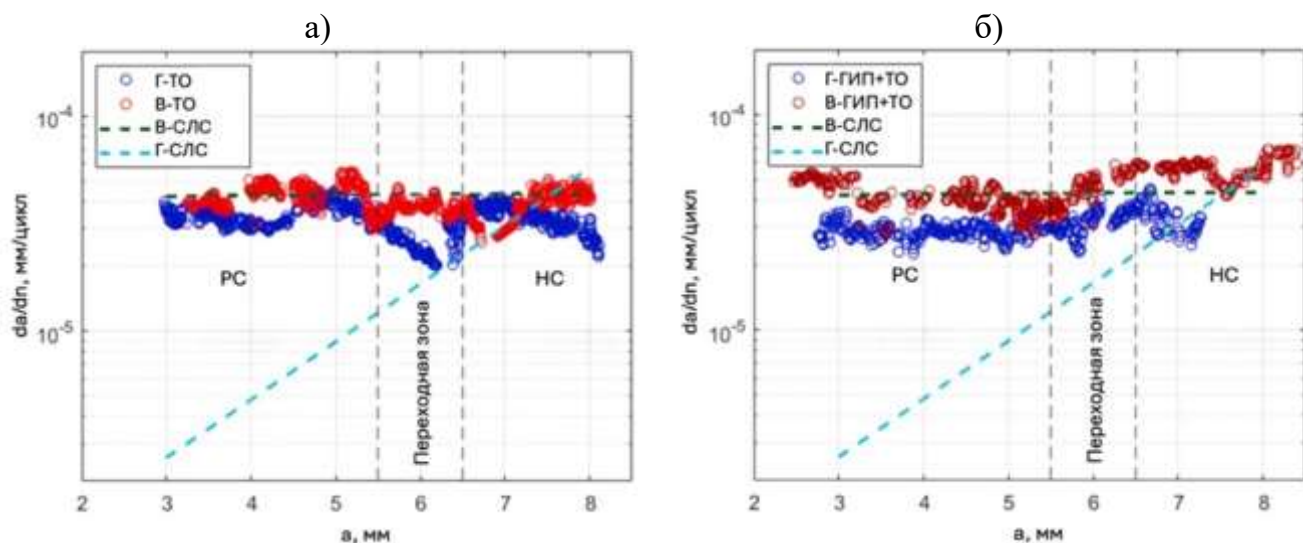


Рисунок 4 – Кривые скорости роста усталостной трещины для горизонтальных и вертикальных образцов с функционально-градиентной структурой, полученные в категориях (а) ТО и (б) ГИП+ТО при испытаниях с постоянным ΔK .

Пунктирные линии представляют аппроксимацию данных, полученных из испытаний на материалах без ТО.

Значительные отклонения пути движения трещин наблюдаются, когда трещина встречает границы ванн расплава (отмеченные (1) на рисунке 5, а) и переходную зону (отмеченную (2) на рисунке 5, а), что приводит к формированию извилистого пути трещины. Такие отклонения отсутствуют при прохождении области НС, показанной на рисунке 5, б.

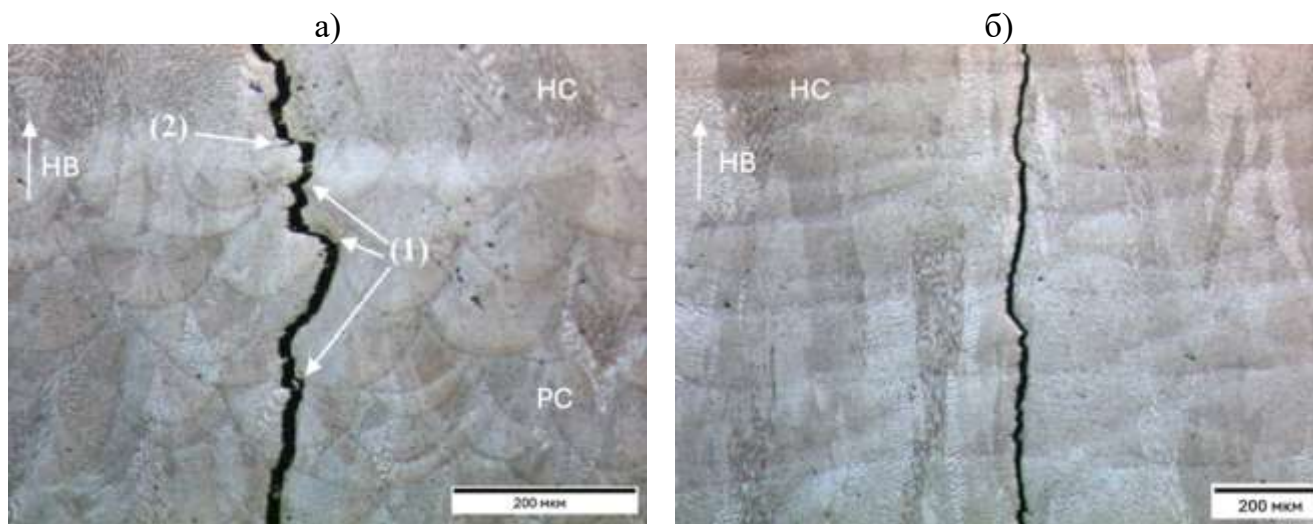


Рисунок 5 – Оптические микрофотографии, показывающие путь трещины в горизонтально-выращенном ФГ-образце: (а) со стороны РС и на границе раздела, (б) со стороны НС.

Отклонения трещины на границах ванн расплава (1) и на границе раздела (2) определены на рисунке (а).

EBSD-анализ образцов с трещинами показал, что доминирует транскристаллитный характер распространения усталостных трещин градиентных материалов, несмотря на некоторую долю межкристаллитного разрушения (рисунок 6). Разветвление трещины, образующееся на высокоугловых границах зёрен, наблюдалось чаще в горизонтальных образцах, что связано с более низким значением СРТУ. В вертикальных образцах больше

наблюдался механизм роста межкристаллитной трещины при встрече вершины трещины с высокоугловыми границами зёрен.

Для исследования термомеханической усталости были изготовлены цилиндрические функционально-градиентные образцы с центральной зоной с НС диаметром 2 мм, окружённой матрицей с РС. EBSD-анализ выявил между ними переходную зону с присутствием как направленных, так и равноосных зёрен. Испытания на термомеханическую усталость (ТМУ) проводили для образцов с РС, НС и функционально-градиентной структурой в синфазном режиме с циклированием температуры между 350 и 650 °С при $R = -1$, амплитуде деформации $\pm 0,45\%$ и скорости нагрева/охлаждения 1 °С/с с выдержкой при максимальной температуре 300 с. Образцы с НС продемонстрировали короткую усталостную долговечность вследствие крупных поверхностных пор, служащих точками зарождения трещин. Образцы с РС показали существенно лучшие свойства ТМУ благодаря малому размеру зерна и более низкой пористости.

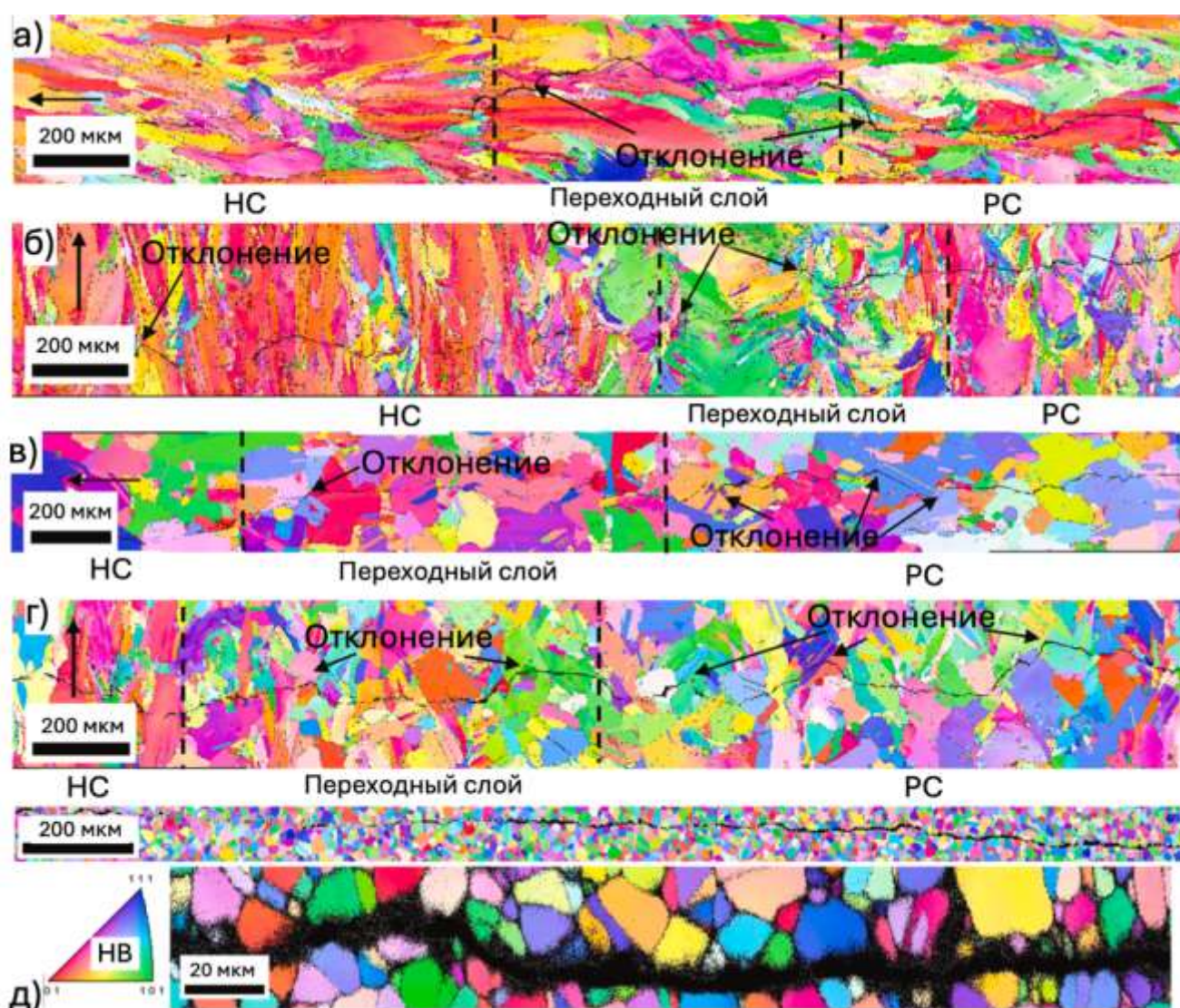


Рисунок 6 – Результаты EBSD-анализа ФГ-образцов вблизи трещин (а) Г-ТО, (б) В-ТО, (в) Г-ГИП+ТО, (г) В-ГИП+ТО и (д) Кованый образец после ТО для сравнения.

Термическая обработка обеспечила значительное увеличение усталостной долговечности за счёт растворения хрупкой фазы Лавеса и выделения δ -фазы на границах зёрен, которая препятствует скольжению по границам и движению дислокаций.

ФГ-образцы без ТО показали долговечность, аналогичную чистой матрице РС, что указывает на доминирующую роль внешней мелкозернистой оболочки в контроле зарождения и роста усталостных трещин.

ФГ-образцы после термической обработки продемонстрировали долговечность выше в 4 раза, чем образцы с РС и НС. В течение первых 6 часов нагружения наблюдалось снижение уровней растягивающей нагрузки с последующей стабилизацией, что свидетельствует о возможной остановке трещины. Повышенные свойства объясняются тем, что трещины, распространяющиеся по извилистым путям через переходные зоны и границы зёрен, отклоняются в положения вдоль направления нагружения, теряя движущую силу для дальнейшего распространения (рисунок 7).

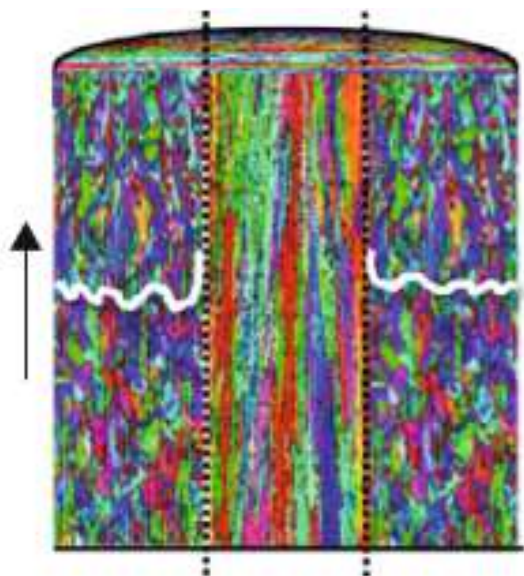


Рисунок 7 – Схематичное изображение траектории распространения трещины.

Стрелкой показано направление выращивания и направление приложения нагрузки

Поэтому при наличии трещины, растущей перпендикулярно направлению нагрузки, малые отклонения создают состояние со смешанным режимом нагружения, которое снижает движущую силу и замедляет рост трещины.

Таким образом показана возможность применения аддитивного производства для изготовления функционально-градиентных материалов с управляемыми усталостными характеристиками на основе переменной структуры. Показано, что текстура и размер зерна играют важную роль в контроле механических характеристик сплава. Следовательно, возможно создать функционально-градиентный материал с мелкозернистыми и крупнозернистыми областями, который будет демонстрировать требуемые механические характеристики в различных зонах детали.

В третьей главе показаны результаты исследования формирования сплавов с памятью формы (СПФ) с заданными характеристиками посредством СЛС.

Сплавы на основе никелида титана (нитинол, NiTi) представляют собой интерметаллидные соединения околоэквиатомного состава, демонстрирующие эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхупругое поведение. Однако обработка таких сплавов традиционными методами затруднена вследствие высокой пластичности, деформационного упрочнения и химической активности при нагреве, что ограничивает сложность получаемой геометрии изделий. Селективное лазерное сплавление позволяет преодолеть эти ограничения и формировать структуры с заданной пористостью и внутренней архитектурой. При этом параметры процесса определяют характеристики ванн расплава, дефектообразование, кристаллизацию и фазовый состав, а следовательно — температуры мартенситных превращений и функциональные свойства материала. В процессе СЛС никелида титана могут формироваться характерные группы дефектов: образование капель на поверхности слоя при нестабильных ваннах расплава, «кейхол-поры», вызванные избыточной энергией лазера, непроплавы при недостаточном тепловложении и трещины при превышении термических напряжений над прочностью материала.

Важными параметрами процесса являются линейная плотность энергии E_l , определяющая форму лазерного трека, и объёмная плотность энергии E_v , характеризующая энергетическое воздействие на порошковый слой. Максимальная температура ванны расплава, определяемая мощностью лазера и скоростью сканирования, влияет на испарение элементов и форму ванны расплава.

Плотность выше 99 % была достигнута в образцах A2 и A8 с объёмной плотностью энергии 56 Дж/мм³, а также в образце A7 с 99 Дж/мм³ (рисунок 8). Результаты показали, что объёмная плотность энергии может использоваться как оценочный параметр при изготовлении деталей из никелида титана, однако пригодность такого подхода ограничена низкой точностью предсказания параметров микроструктуры.

Образование микросфер (капель) на поверхности слоя является типичным дефектом процесса СЛС и происходит от недостаточного энергетического воздействия лазера и недостаточной связи с ранее сплавленным слоем, что приводит к формированию капель под действием поверхностного натяжения. Эффект образования капель может быть значительно ослаблен путём уменьшения расстояния между лазерными проходами.

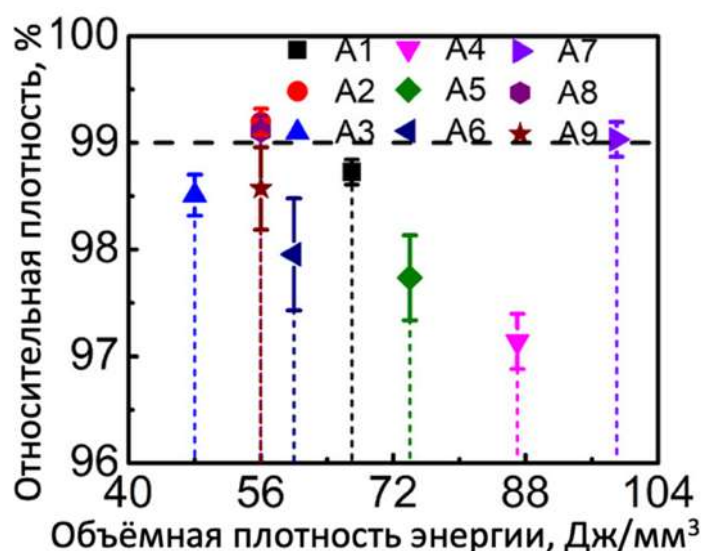


Рисунок 8 – Измеренная относительная плотность образцов из NiTi, полученных методом СЛС с использованием различных параметров процесса, выраженных через объёмную плотность энергии. Пунктиром обозначена относительная плотность материала в 99 %

При постоянной мощности лазера 250 Вт и высокой скорости сканирования 1250 мм/с наблюдается нестабильность ванны расплава, где расплав стремится к большой поверхностной энергии, формируя грубые дорожки из мелких капель. Увеличение коэффициента перекрытия за счёт уменьшения расстояния между проходами усиливает энергетическое воздействие и переплавление предыдущих треков, снижая вязкость расплава и тенденцию к образованию капель. Однако при значительном уменьшении расстояния начинают формироваться трещины, что негативно влияет на функциональные характеристики, усталостную долговечность и трещиностойкость материала.

«Кейхол-поры» возникают в режиме высокой лазерной энергии при схлопывании нестабильной ванны расплава в форме испарительного канала с захватом газовых пузырьков. Данный тип пор формируется при высокой линейной плотности энергии, определяемой высокой мощностью лазера и низкой скоростью сканирования. Исследования показали, что поры и трещины присутствуют в образце A8 с расстоянием между проходами 120 мкм и толщиной слоя 75 мкм при линейной плотности энергии 250/500 Дж/мм (рисунок 8). С увеличением расстояния до 140 мкм и уменьшением толщины слоя до 60 мкм кейхол-поры сохраняются, хотя степень растрескивания снижается. Таким образом, параметры, связанные с тепловым воздействием, являются определяющими факторами формирования кейхол-пор и должны контролироваться для предотвращения избыточного энергетического воздействия на ванну расплава.

Причиной недостаточного сплавления является либо неполное расплавление частиц исходного порошка из-за недостатка энергетического воздействия, либо слишком большое расстояние между лазерными проходами или толщиной слоя, приводящее к недостаточному перекрытию треков. Применение линейной плотности энергии 250/1250 Дж/мм с расстоянием между проходами 120 мкм в образце А2 (рисунок 8) обеспечивает практически полное отсутствие дефектов, тогда как большее расстояние между проходами (140 мкм) в образце А3 приводит к неравномерному и недостаточному сплавлению. В образце А1 малое расстояние между проходами формирует высокую объёмную плотность энергии, способствующую интенсивному испарению материала с последующим образованием газовых пор при их захвате расплавом.

При использовании высокой объёмной плотности энергии (более 74 Дж/мм³) в образцах формируются трещины из-за быстрого плавления и затвердевания при высоком локальном энергетическом воздействии, которое создаёт большой температурный градиент и остаточное термическое напряжение, вызывающие растрескивание. Сегрегация элементов к границам зёрен с образованием охрупчивающих фаз дополнительно увеличивает вероятность формирования микротрещин. Большая объёмная плотность энергии обусловлена либо высокой линейной плотностью энергии, либо значительным перекрытием треков при малых расстояниях между проходами. При увеличении линейной плотности энергии до 250/800 Дж/мм трещины становятся доминирующими дефектами, и при дальнейшем увеличении до 250/600 Дж/мм растрескивание усиливается (рисунок 9).

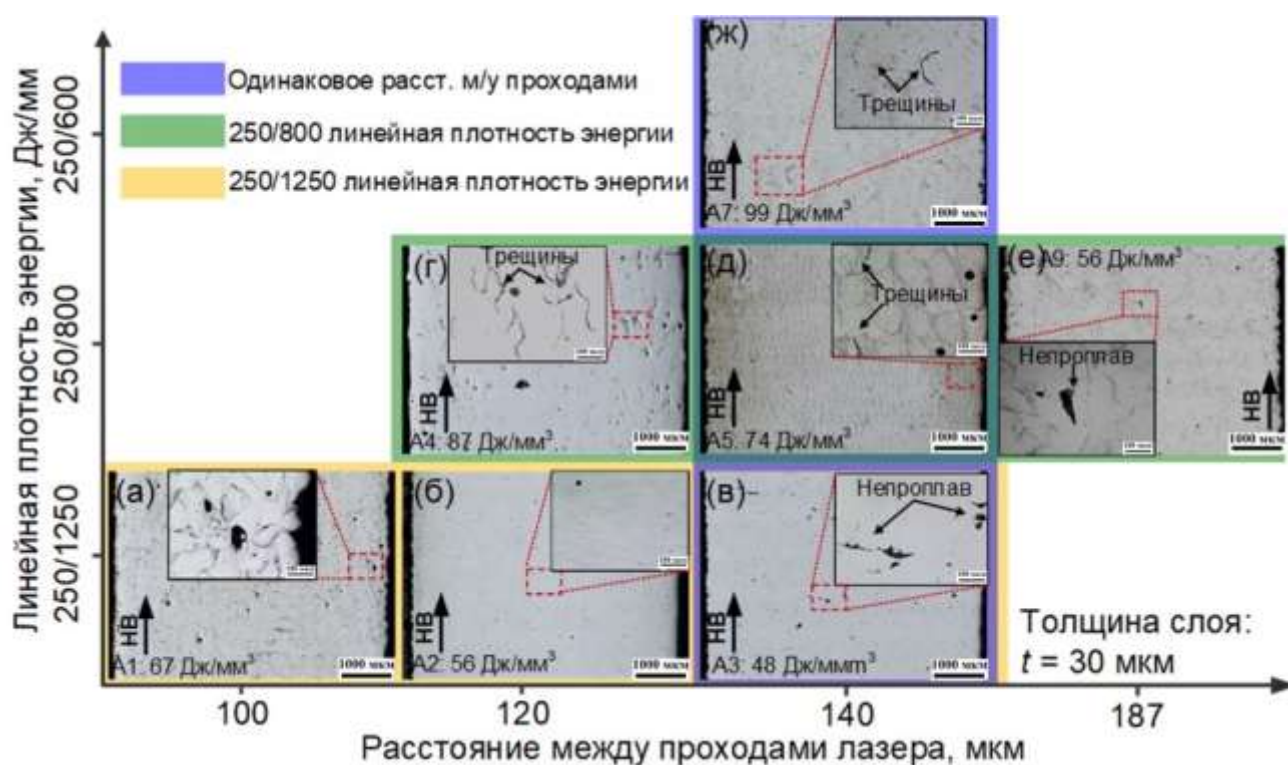


Рисунок 9 – Оптические микрофотографии шлифов сплава NiTi после СЛС, изготовленного по различным режимам

Большие треки, сформированные при более высокой линейной плотности энергии, более восприимчивы к горячему растрескиванию, однако более низкая скорость деформации, связанная с высокой линейной плотностью энергии, повышает сопротивление трещинообразованию. Анализ показал, что наименьшее количество дефектов и наивысшее значение плотности получено в образцах, изготовленных по режиму А2 с расстоянием между проходами 120 мкм. Сопоставление плотности с

типовой картиной дефектов показало ограниченную прогностическую ценность E_v как единственного параметра. Объёмная плотность энергии удобна для первичной оценки, но не фиксирует важные величины — реальную ширину/глубину ванны, радиус кривизны её фронта и величины перекрытия соседних треков, которые определяют, будет ли система склонна к формированию дефектов.

Исследование влияния технологических параметров СЛС на структуру и функциональные свойства сплава NiTi показало, что твёрдость материала уменьшается с 240 до 190–203 HV при увеличении объёмной и линейной плотности энергии, что обусловлено ростом размера зёрен при высоких энергетических режимах ($E_v > 56$ Дж/мм³ и $E_l > 250/1250$ Дж/мм). Одновременно наблюдается повышение температуры начала мартенситного превращения (M_s) с 55 до 67 °С (рисунок 10), что связано с уменьшением содержания никеля вследствие его преимущественного испарения при более высоких плотностях энергии (рисунок 11).

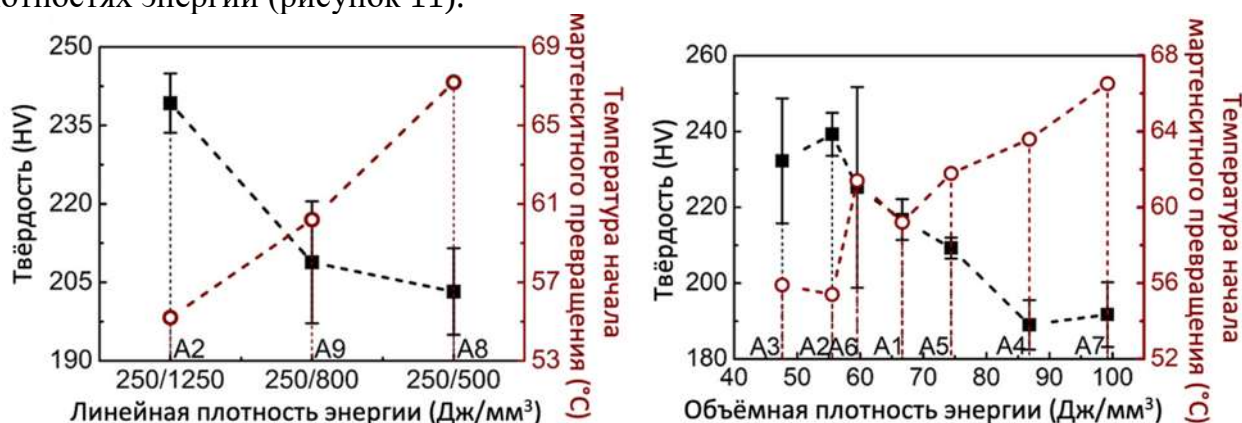


Рисунок 10 – Значения микротвёрдости образцов в зависимости от (а) – линейной плотности энергии и (б) – объёмной плотности энергии.

Полученные значения микротвёрдости 190-240 HV сопоставимы с характеристиками сплава NiTi, изготовленного традиционными методами.

Важным параметром в процессе СЛС никелида титана является расстояние между отдельными лазерными проходами. При варьировании расстояния от 100 до 140 мкм при постоянных прочих параметрах ($P = 250$ Вт, $v = 1250$ мм/с, $t = 30$ мкм) установлено существенное изменение морфологии зёрен от столбчатой к равноосной структуре. Средний размер зерна уменьшается (ширина с 58 до 29 мкм, длина с 454 до 167 мкм) при увеличении расстояния между проходами. При этом микротвёрдость возрастает с 193 до 226 HV, а содержание никеля увеличивается вследствие снижения степени испарения элементов.

Исследование термической циклической стабильности выявило, что образцы с расстоянием между проходами 120 мкм демонстрируют наилучшую стабильность функционального отклика после многократного термоциклирования с практически нулевыми изменениями температур A_f и M_s , в то время как образцы с расстоянием 100 мкм показывают температурные сдвиги 8,2 °С и 7,6 °С соответственно. Таким образом, расстояние между проходами представляет собой эффективный технологический параметр для управления микроструктурой и функциональными свойствами сплавов NiTi с памятью формы, получаемых методом СЛС, что особенно важно при фиксированных значениях мощности лазера, скорости сканирования и толщины слоя.

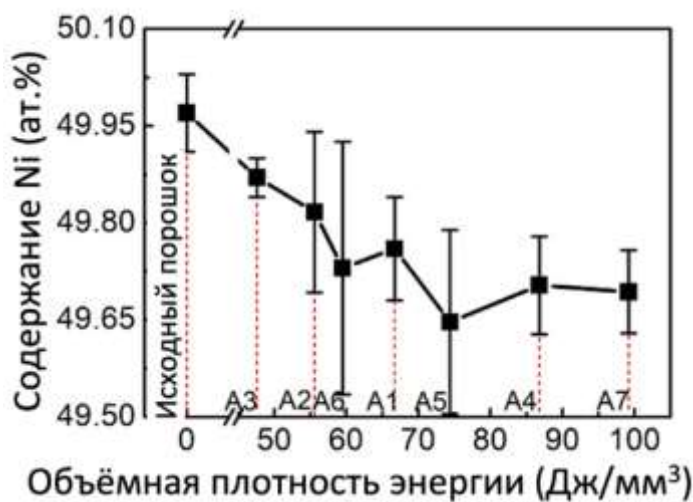


Рисунок 11 – Содержание никеля в зависимости от объёмной плотности энергии

В материалах с кубической структурой зёрна предпочтительно растут вдоль направлений $\langle 001 \rangle$ параллельно локальному тепловому потоку. Для формирования направленной структуры необходимы столбчатые зёрна и рост вдоль максимального температурного градиента перпендикулярно границам ванны расплава. Широкая и неглубокая ванна расплава предпочтительна для формирования направленного теплового потока и условий столбчатого роста зёрен. Методом селективного лазерного сплавления были изготовлены

образцы из сплава NiTi с заданной микроструктурой, состоящей из крупных вытянутых зёрен, что позволяет реализовать анизотропные свойства материала для достижения высокотемпературной сверхупругости. Для формирования поликристаллического NiTi с направленной структурой $\langle 001 \rangle$ использовали технологию СЛС (рисунок 12).

Разработаны два режима лазерной обработки, аналогичные использованным для никелевого жаропрочного сплава: режим высокой лазерной мощности 950 Вт с диаметром луча 500 мкм создаёт направленную структуру с широкими неглубокими ваннами расплава, тогда как режим низкой мощности 250 Вт с диаметром луча 80 мкм формирует равноосную структуру с узкими глубокими ваннами. Большой диаметр луча обеспечивает малое изменение кривизны границы плавления, способствуя росту столбчатых зёрен $\langle 001 \rangle$ миллиметрового масштаба длиной около 2,5 мм с сильной текстурой вдоль направления выращивания. Напротив, большая кривизна при низкой мощности вызывает формирование случайной текстуры.

Химический состав матрицы в обоих случаях близок ($\text{Ni} \approx 49,4 \pm 0,1$ ат. %), поэтому различия в функциональных свойствах не связаны с варьированием M_s или A_f , а обусловлены именно формой и ориентацией зёрен и их текстурой. Методом двумерной рентгеновской дифракции установлено, что при комнатной температуре основной фазой является мартенсит B19', который при нагреве до 423 К полностью превращается в аустенит B2.

При охлаждении наблюдается малая доля промежуточной R-фазы. Направленная структура показывает в десять раз более широкое расстояние между мартенситными ламелями по сравнению с равноосной структурой и демонстрирует сильные полюса $\langle 100 \rangle$ мартенситной фазы, наследующей ориентацию от текстурированной аустенитной фазы.

Испытания сверхупругости образцов NiTi с НС и РС проводили при 353 К в полностью аустенитном состоянии. Образец NiTi с НС демонстрировал выраженную сверхупругость, тогда как образец с РС не показал сверхупругого поведения при данной температуре. Испытания выявили, что NiTi с НС обеспечивает высокую сверхупругость с 4 % восстанавливаемой деформацией в широком температурном диапазоне ~110 К. Для сравнения, образец с РС не показывал стабильной сверхупругости в интервале температур 343–373 К и пластически деформировался при нагреве выше 363 К. При температурах выше 413 К коэффициент восстанавливаемой деформации снижается до

86 % при 453 К вследствие развития пластической деформации при высоких напряжениях, необходимых для индуцирования превращения.

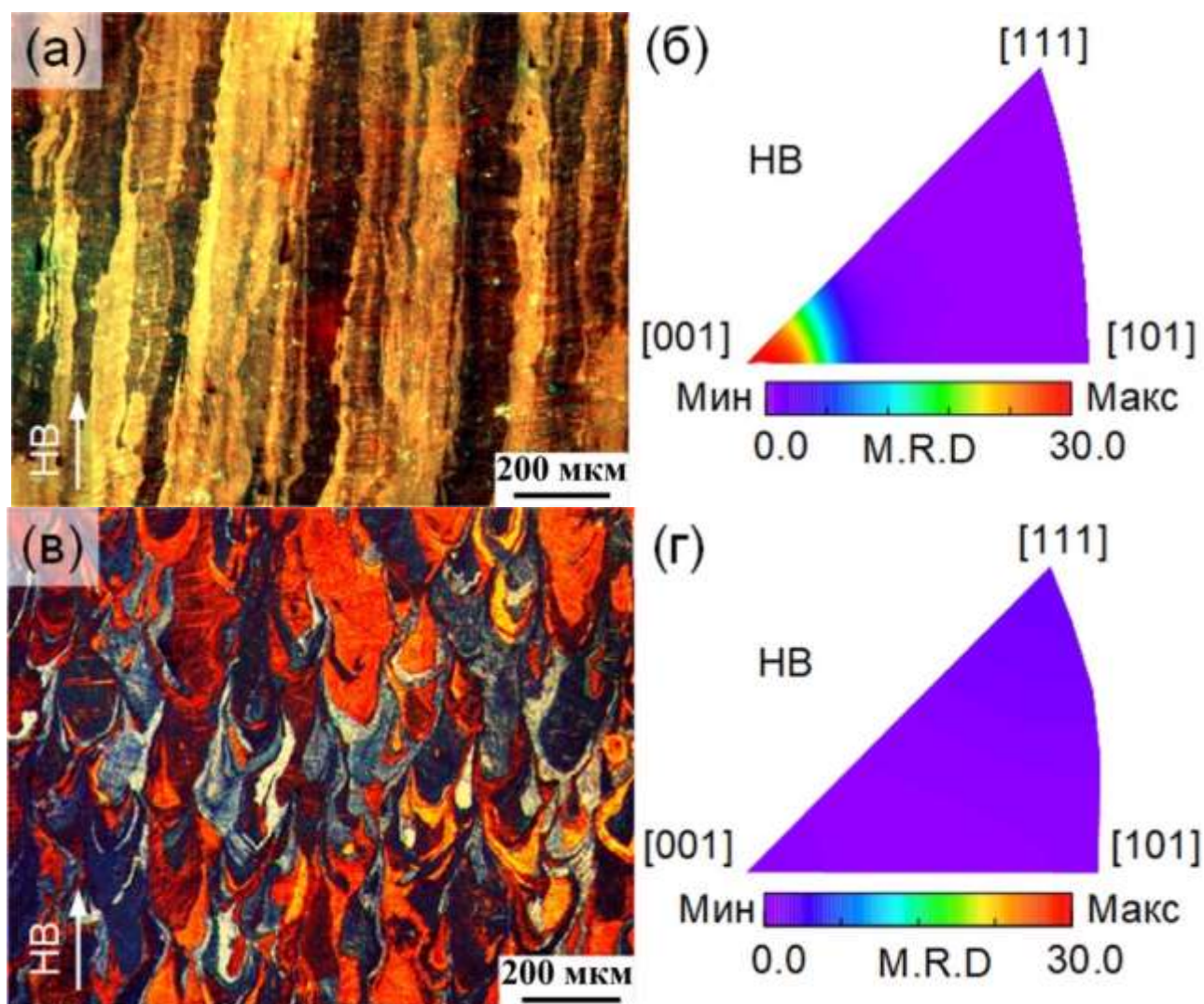


Рисунок 12 – Изображение микроструктуры в поляризованном свете и полюсные фигуры направленной (а, б) и равноосной (в, г) структур

Исследование эффекта памяти формы при 4 % деформации на сжатие показало, что NiTi с НС имеет практически 100 % восстанавливаемую деформацию в первом цикле, в то время как образец с РС демонстрировал 18 % остаточную деформацию. После 50 циклов NiTi с НС сохранял 1,6 % восстанавливаемой деформации, что на 33 % выше показателей образца с РС при сопоставимом двустороннем ЭПФ. Критическое напряжение индуцированного мартенситного превращения возрастает с температурой, тогда как предел текучести снижается. Высокотемпературная сверхупругость требует низкой температурной чувствительности этих параметров. Для NiTi с НС температурная зависимость составила 7,4 МПа/К. В образцах с РС зёрна с ориентацией $\langle 111 \rangle$ способствуют раннему развитию пластической деформации, ухудшая сверхупругий отклик. Таким образом, высокий предел текучести NiTi с НС обеспечивает высокотемпературную сверхупругость до 453 К в широком температурном диапазоне около 110 К.

NiTi с направленной структурой демонстрирует более высокую степень восстановления формы и циклическую стабильность ЭПФ по сравнению с равноосной структурой. Установлено, что формирующаяся в NiTi с НС ориентированная

мартенситная структура снижает взаимодействие и взаимное блокирование мартенсита при раздвойниковании, а также ослабляет сопротивление их переориентации. Помимо этого, влияние на стабильность ЭПФ оказывает характер выделений. В NiTi с НС межкристаллитные выделения Ti_2NiO_x , расположенные вдоль границ зёрен, эффективно блокируют движение дислокаций. В противоположность этому, в образцах с РС формируются внутрикристаллитные частицы чистого Ti, которые препятствуют переориентации мартенситных вариантов, но не способны подавлять дислокационное скольжение через границы зёрен.

В четвёртой главе представлено исследование возможности изменения химического состава и, как следствие, структуры и свойств трёх используемых в аддитивном производстве сплавов, а также формирования мультиматериальных структур на их основе. Данная глава посвящена комплексному экспериментальному исследованию закономерностей изменения химического состава, структуры и свойств трёх ключевых систем сплавов – Inconel 718–Y, AlSi10Mg–Cu, NiTi с переменным содержанием Ni в процессе СЛС.

Для проведения исследований по изготовлению мультиматериальных образцов была разработана и использована специализированная система мультиматериальной печати на базе установки селективного лазерного сплавления, оснащенная дополнительным модулем подачи второго материала и двухступенчатой системой удаления порошка (рисунок 13).

В системе Inconel 718–Y исследовали влияние концентрации иттрия в диапазоне от 0,1 до 2 масс. % на структуру и свойства. Приготовление смеси производилось посредством перемешивания исходных порошков в нужной пропорции в гравитационном смесителе. Установлено, что введение иттрия сопровождается снижением плотности образцов, причём этот эффект усиливается с ростом концентрации добавки. При содержании 0,5 % иттрия доля пор составляет 0,5-0,7 %, а при увеличении концентрации до 2 % пористость возрастает до 0,8-1 %.

Применение двойной лазерной обработки, при которой каждый слой подвергается повторному сплавлению без нанесения нового порошка, позволяет частично компенсировать снижение плотности за счёт выхода пор из расплава, однако полного устранения дефектов достичь не удаётся.

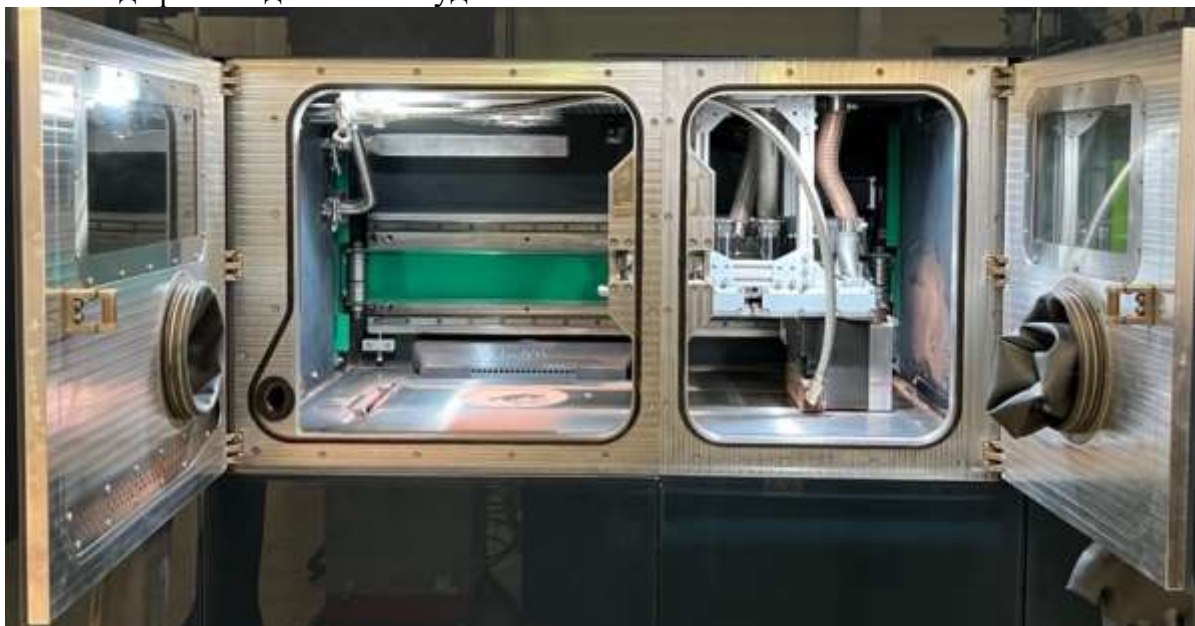


Рисунок 13 – Изображение рабочей камеры системы мультиматериальной печати

Микроструктурный анализ выявил присутствие нерасплавленных частиц иттрия во всех исследованных составах независимо от процентного содержания добавки (рисунок 14).

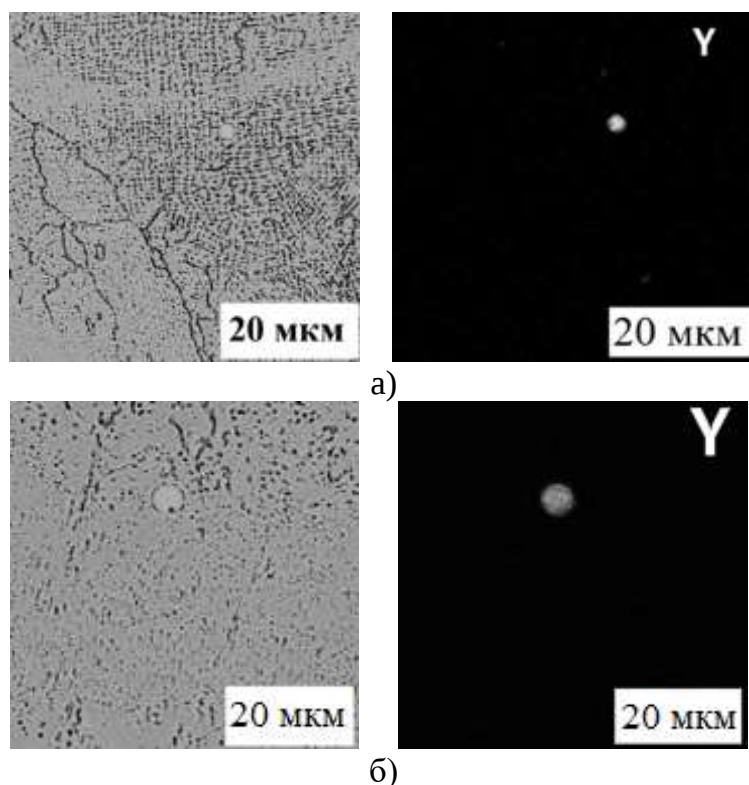


Рисунок 14 – Микроструктура образцов с 1 % Y до ТО и после ТО:

а) СЭМ изображения (слева) и результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (справа) до ТО и б) после ТО

рост предела текучести, достигающий максимума при 2 % Y, при этом у всех составов предел прочности остаётся выше 1300 МПа. Однако пластичность резко снижается: при добавках свыше 0,2 % относительное удлинение падает вплоть до ~2 %. Фрактография образцов с 2 % Y показывает светлые включения нерасплавленного иттрия на поверхности излома, что указывает на их роль как центров локальной концентрации напряжений и инициаторов трещинообразования.

Таблица 1 – Результаты исследования механических свойств

Образец	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Удлинение, %	Микротвёрдость, HV
In718 + 0 % Y	1180 ± 12	1372 ± 11	13 ± 1	443
In718 + 0,1 % Y	1170 ± 3	1370 ± 19	15 ± 3	446
In718 + 0,2 % Y	1150 ± 3	1350 ± 22	11 ± 3	470
In718 + 0,5 % Y	1230 ± 2	1340 ± 7	4 ± 1	501
In718 + 1 % Y	1240 ± 10	1320 ± 17	2 ± 1	511
In718 + 2 % Y	1260 ± 9	1310 ± 10	2 ± 1	530

Таким образом, при использовании металлического Y в качестве добавки усиливается упрочняющий эффект, но одновременно увеличивается вероятность образования макродефектов с резким снижением относительного удлинения, если не обеспечено его полное растворение. Следовательно, для реализации преимуществ

Измерения показали увеличение микротвёрдости с ростом содержания иттрия после термической обработки, предположительно связанное с дисперсионным упрочнением мелкодисперсными оксидами и нитридами иттрия, а также возможным образованием дисперсных интерметаллидов, находящихся ниже предела обнаружения методом РФА (таблица 1).

Механические испытания выявили нелинейную зависимость характеристик прочности и пластичности от содержания Y. В зоне малых добавок (0,1–0,2 %) наблюдается некоторое снижение предела прочности и текучести при одновременном росте относительного удлинения, что может быть вызвано образованием дефектов. При дальнейшем увеличении доли Y фиксируется

редкоземельного легирования необходимо либо использовать более мелкодисперсный порошок Y, либо корректировать параметры процесса СЛС для повышения степени растворения, минимизируя при этом образование пор.

В системе AlSi10Mg–Cu определена возможность локально включать в работу механизм дисперсионного упрочнения, характерный для четырёхкомпонентных алюминиевых сплавов Al-Si-Mg-Cu, с минимальным дефектообразованием в переходной зоне. Проведены исследования влияния легирования медью сплава AlSi10Mg в концентрациях 1, 3 и 5 масс. % в процессе СЛС на формирование градиентной структуры и механические характеристики. Для этого перед изготовлением формировалась механическая смесь порошков алюминиевого сплава и меди в необходимой пропорции в гравитационном смесителе.

Микроструктурный анализ переходной зоны между базовым сплавом AlSi10Mg и модифицированным медью составом показал наличие лишь единичных мелких пор, что подтверждает корректность выбранных технологических параметров. После травления выявлена зона взаимного проникновения и перемешивания исходных сплавов без образования выраженных дефектов на границе раздела. Микроструктура обоих сплавов в состоянии после селективного лазерного сплавления демонстрирует чёткие границы ванн расплава с тонкой субструктурой из первичной альфа-фазы алюминия и наноразмерной эвтектической сети алюминий-кремний. В зоне сплава с медью дополнительно обнаружены частицы меди, не подвергшиеся полному расплавлению. Термическая обработка, включающая закалку при 510 °C и искусственное старение при 170 °C, приводит к полному растворению границ ванн расплава и эвтектической сетки с формированием равномерно распределённых частиц кремния и интерметаллида Al_2Cu в медьсодержащих зонах.

РФА подтвердил формирование упрочняющей фазы $CuAl_2$ в зоне сплава с 5 % меди после термической обработки, в то время как в базовом сплаве AlSi10Mg идентифицированы только фазы алюминия и кремния. Отсутствие пиков интерметаллида Mg_2Si на графике РФА объясняется его малым содержанием, находящимся ниже предела обнаружения данным методом. Измерения твёрдости продемонстрировали чёткую корреляцию между концентрацией меди и значениями твёрдости как в исходном состоянии, так и после термической обработки. При низком содержании меди 1 % термическая обработка не приводит к упрочнению, механические свойства близки к таковым для базового сплава AlSi10Mg. Выраженный эффект дисперсионного упрочнения наблюдается при содержании меди 3-5 %, причём разница в твёрдости между этими концентрациями незначительна, что указывает на достижение предела дисперсионного упрочнения.

В мультиматериальном образце после ТО зона сплава с 5 % меди демонстрирует повышение твёрдости на 30 % по сравнению с зоной базового AlSi10Mg. Механические свойства мультиматериального образца в целом соответствуют характеристикам чистого сплава AlSi10Mg, при этом обеспечивается локальное повышение свойств в зоне с добавлением меди. Согласно данным таблицы 2, термическая обработка приводит к разупрочнению чистого сплава AlSi10Mg и образца с 1 % меди.

В системе NiTi с переменным содержанием никеля исследовали создание функционально-градиентного материала на основе эквиатомного сплава $Ni_{50}Ti_{50}$ и обогащённого никелем состава $Ni_{51,4}Ti_{48,6}$. Для этого были изготовлены образцы с изменением состава вдоль направления выращивания. Вначале была изготовлена зона $Ni_{51,4}Ti_{48,6}$, затем поверх неё зона $Ni_{50}Ti_{50}$.

Таблица 2 – Результаты исследования механических свойств

Тип образца	σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		Удлинение, %	
	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО
0 % Cu	359	323	209	185	11,80	12,98
1 % Cu	376	333	218	190	10,10	11,26
3 % Cu	378	416	220	239	9,87	8,83
5 % Cu	356	374	206	217	10,67	10,12
Мульти (5 % Cu, ТО)	325		189		11,20	

Анализ химического состава показал градиентное изменение содержания никеля от 50,2 ат. % в зоне эквИАТОМНОГО состава до 50,9 ат. % в зоне обогащённого никелем сплава. Это различие существенно влияет на формирование функциональных свойств материала, определяя температуры мартенситных превращений и характер проявления эффекта памяти формы. Измерения микротвёрдости выявили градиентное снижение при переходе от зоны обогащённого никелем состава, где твёрдость составляет 228 HV после ТО (нагрев до 800 °С, выдержка 1 час; нагрев до 430 °С, выдержка 6 часов), к зоне эквИАТОМНОГО состава с твёрдостью 188 HV. Ширина переходной зоны, в которой происходит изменение свойств, составляет приблизительно 0,3 мм (рисунок 15).

РФА позволил выделить три характерные зоны в мультиматериальном образце. В зоне обогащённого никелем состава основной матричной фазой является B2-аустенит с обильными выделениями Ni_4Ti_3 , формирующимися при старении, и остаточным B19'-мартенситом. В зоне эквИАТОМНОГО состава основной фазой является B19'-мартенсит без дополнительных выделений. В переходной зоне присутствуют обе фазы без образования новых интерметаллидов, что свидетельствует о сохранении структурной совместимости материалов.

Механические испытания мультиматериальных образцов после термической обработки показали, что начало индуцированного напряжением мартенситного превращения фиксируется при $174,4 \pm 29,4$ МПа, предел прочности составляет $572,2 \pm 57,8$ МПа при относительном удлинении $18,8 \pm 2,2$ %.

Хотя прочностные характеристики уступают монолитным образцам обоих составов, относительное удлинение превышает показатели исходных материалов, что указывает на благоприятное влияние градиентной структуры на пластичность.

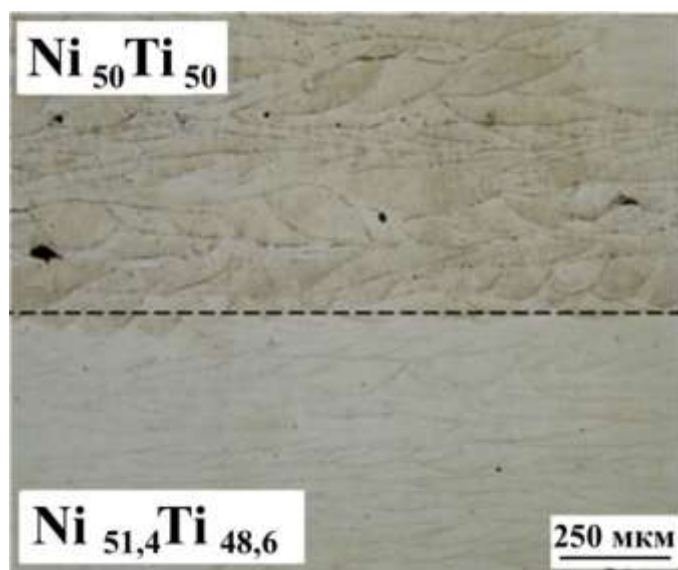


Рисунок 15 – Микроструктура переходной зоны между сплавами после травления

Фрактографический анализ выявил смешанный характер разрушения в зоне эквИАТОМНОГО состава с сочетанием вязких и хрупких механизмов и преимущественно вязкий характер в зоне обогащённого никелем состава. В зоне соединения обнаружены локальные дефекты в виде трещин и несплавившегося порошка, что связано с несоответствием режимов обработки промежуточному химическому составу.

Функциональные испытания продемонстрировали сохранение эффекта памяти формы в мультиматериальном образце с практически полным восстановлением формы при нагреве после

предварительной деформации на 5 мм и развитием восстанавливающего усилия порядка 5,8 кгс. Это подтверждает принципиальную возможность создания функционально-градиентных изделий с программируемым откликом на температурные воздействия при сохранении работоспособности материала с памятью формы.

В пятой главе показаны результаты исследования формирования структуры и свойств заготовок с переменным составом, получаемых методом селективного лазерного сплавления, при изменении химического состава как по направлению выращивания (ось Z), так и в плоскости слоя (оси X–Y), а также оценке влияния построения многослойных структур на сопротивление росту усталостной трещины и формирование 4D-материалов с эффектом изменения формы. Заготовки изготавливали методом СЛС с использованием разработанного мультиматериального модуля.

На первом этапе было проведено исследование структуры и размера переходных зон в каждом направлении. Исследования проводили на разнородных системах с различающимися значениями технологических параметров, на примере сплавов ВЖ159/БрХЦрТ В, а также на сплавах на основе железа с близкими значениями технологических параметров процесса СЛС (стали 316L и 1.2709).

В направлении выращивания показано, что переходные зоны в системе ВЖ159/БрХЦрТ В формируются по двум различным сценариям, определяемым теплопроводностью основы и плотностью подводимой энергии. При нанесении бронзы БрХЦрТ В на никелевый сплав ВЖ159 недостаточный отвод тепла со стороны основы вызывает перегрев ванны расплава и образование преимущественно сферических пор. При обратной последовательности, когда нижележащим материалом выступает более теплопроводная бронза, наблюдаются несферические дефекты непроплава вследствие недогрева.

Установлено, что энергетические режимы, использованные для изготовления каждого из сплавов в отдельности (177 Дж/мм³ для БрХЦрТ В и 72 Дж/мм³ для ВЖ159), непригодны вблизи границы сплавов. Переходные слои требуют повышенного энерговложения, причём величина повышения не симметрична по направлению. Минимизация дефектов достигается при 325–375 Дж/мм³ в зоне БрХЦрТ В→ВЖ159 (двенадцать переходных слоёв) и при 120–140 Дж/мм³ для ВЖ159→БрХЦрТ В (восемь переходных слоёв). За счёт углубления и стабилизации ванны расплава в первом случае и устранения непроплавов во втором, эти режимы обеспечивают низкую пористость и минимизацию дефектов (рисунок 16).

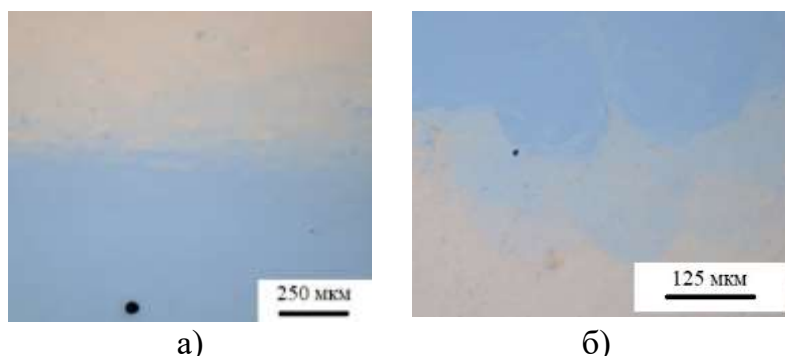


Рисунок 16 – Переходные зоны ВЖ159→БрХЦрТ В (а) и БрХЦрТ В→ВЖ159 (б)

Далее, на основе спроектированного ступенчатого образца определено изменение состава переходной зоны при послойной смене материала (вдоль оси Z). При толщине слоя 50 мкм взаимное присутствие фаз обоих материалов фиксируется методом РФА до шестого нанесённого слоя. На седьмом слое пики ВЖ159 исчезают, что

свидетельствует о том, что размер переходной зоны вдоль направления выращивания составляет около 300 мкм.

При изменении состава в плоскости, перпендикулярной направлению выращивания (в направлении X–Y), выявлены иные, чем при послойной смене вдоль этого направления, закономерности формирования межфазной области. Главной технологической проблемой является обеспечение полного сплавления на границе двух материалов. Показано, что для её решения необходимо предусматривать зону взаимного перекрытия порошковых материалов (рисунок 17).

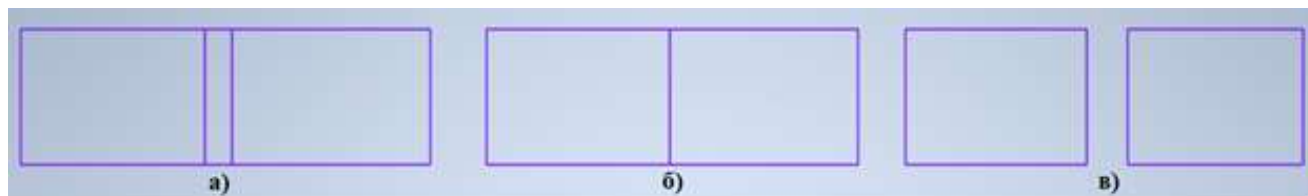


Рисунок 17 – Варианты соединения материалов: а) с наложением, б) встык, в) с отступом.

Для системы нержавеющей и мартенситно-старееющей сталей 316L/1.2709 выявлены особенности формирования переходных зон при изменении состава в плоскости, перпендикулярной направлению выращивания. Наилучшее качество соединения достигается при наложении материалов на 200 мкм, тогда как соединение встык формирует поры в переходной зоне, а соединение с отступом не обеспечивает сплавления (рисунок 18). При дальнейшем повышении перекрытия материалов зона смещения становится чрезмерно широкой, что способно негативно сказаться на эксплуатационных свойствах.

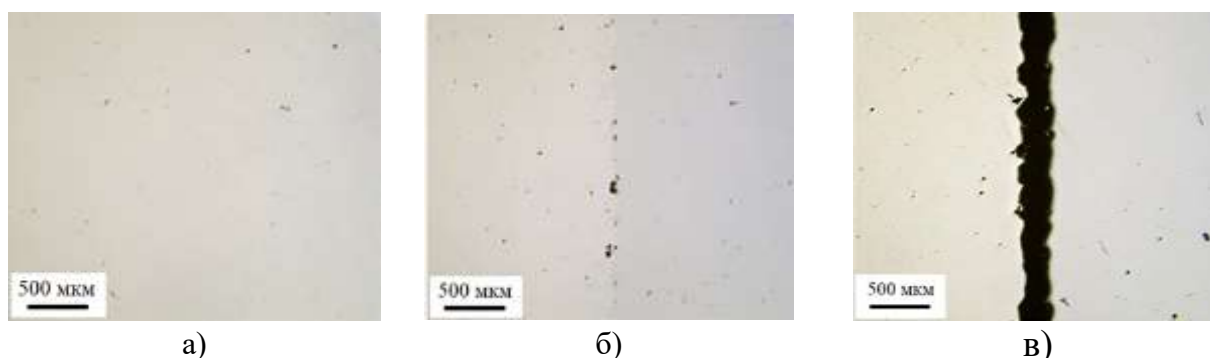


Рисунок 18 – Результаты анализа дефектов мультиматериальных образцов 316L/1.2709 с различными соединениями материалов:

а) с наложением: 0,2 мм; б) встык: 0 мм; в) с отступом: -0,1 мм

Показано, что размер переходной зоны между материалами изменяется в зависимости от исходных материалов и технологических параметров изготовления. В первом приближении, минимальный размер вокселя, то есть единичного элемента с однородным химическим составом, можно оценивать как удвоенную ширину переходной зоны при заданных технологических условиях.

Исследование химического состава переходных зон показало, что в системе ВЖ159/БрХЦрТ В переходная зона является неоднородной: со стороны бронзы фиксируется повышенное содержание Си при сниженных долях никеля и легирующих добавок ВЖ159, со стороны никелевого сплава преобладают Ni и компоненты ВЖ159 при уменьшенных концентрациях меди. По результатам РФА зарегистрированы пики фаз обоих исходных материалов в переходной области и небольшие изменения параметров решётки в однофазных зонах после ТО, что согласуется с выделениями упрочняющих фаз в объёмах исходных сплавов и с взаимной диффузией в межфазной области, но не указывает на образование принципиально новых фаз.

Анализ химического состава переходной зоны системы 316L/1.2709 выявил, что элементы с близким содержанием в обоих сплавах демонстрируют плавное изменение концентрации, тогда как хром с резким перепадом от менее чем 1 % до более чем 13 % характеризуется неоднородным распределением в зоне смешения. РФА подтвердил присутствие в переходной области одновременно альфа- и гамма-фаз железа без образования других, что указывает на отсутствие нежелательных интерметаллидных соединений.

Проведение термической обработки мультиматериальных изделий затруднено тем, что обычно стандартные режимы для каждого из сплавов, входящих в изделие различаются, а проведение обработки для каждой зоны в отдельности невозможно. Поэтому, было проведено исследование влияния термической обработки по режимам, традиционно применяемым для каждого из исходных сплавов.

Для системы 316L/1.2709 выбраны режимы: ТО-0 – без обработки; ТО-1 – 950 °С, выдержка 2 часа (режим для 316L); ТО-3 – 500 °С, выдержка 6 часов; ТО-2 – комбинация ТО-1 и ТО-3 (режим для 1.2709). Эксперименты показали, что ширина и химическая неоднородность переходной зоны практически не изменяются (рисунок 19).

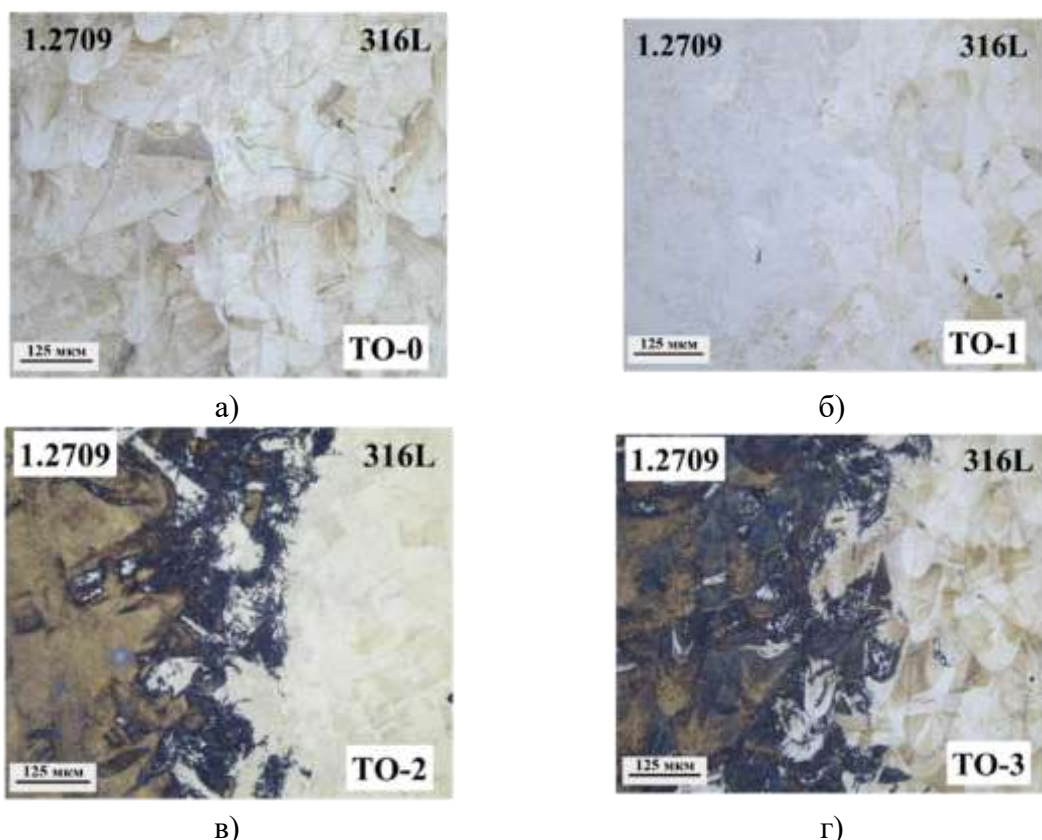


Рисунок 19 – Результаты исследования микроструктуры мультиматериальных (ММ) образцов: а) ММ ТО-0, б) ММ ТО-1, в) ММ ТО-2, г) ММ ТО-3

Термическая обработка оказывает дифференцированное влияние на различные зоны мультиматериала 316L/1.2709. Режим отжига, характерный для стали 316L (ТО-1), вызывает снижение твёрдости во всех зонах вследствие релаксации остаточных напряжений. Режимы с закалкой и старением, разработанные для стали 1.2709 (ТО-2), приводят к значительному увеличению твёрдости в соответствующей зоне до 520 НВ и умеренному росту в зоне 316L до 190 НВ. Ширина переходной зоны, определённая по изменению твёрдости, остаётся постоянной и составляет приблизительно 400 мкм независимо от режима ТО (рисунок 20).

ТО по режимам для сплавов БрХЦрТ В (950 °С, выдержка 30 минут, закалка в воде, 450 °С, выдержка 4 часа) и ВЖ159 (800 °С, выдержка 8 часов, охлаждение до 700 °С, выдержка 10 часов) не оказывает существенного влияния на микроструктуру переходных зон. После проведения термической обработки произошло исчезновение границ ванн расплава и упрочнение соответствующих однофазных областей.

Механические испытания мультиматериальных образцов системы ВЖ159/БрХЦрТ В при испытании на растяжение показали предел прочности 430 ± 20 МПа. Это значение выше предела прочности для чистого сплава БрХЦрТ В на

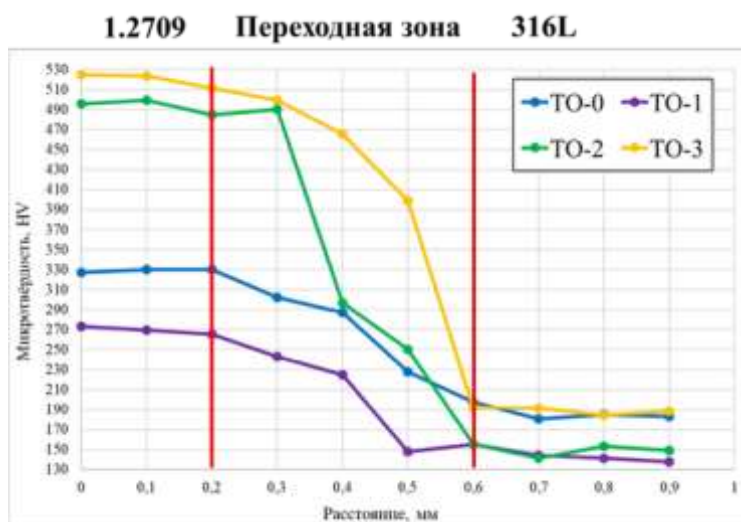


Рисунок 20 – Результаты исследования микротвёрдости переходной зоны мультиматериальных образцов

под углом около 45° в зоне ВЖ159, тормозится в переходной области и не распространяется в бронзу, то есть пластичная прослойка реализует механизм остановки трещины на границе разнородных материалов.

По результатам исследований был изготовлен экспериментальный образец камеры сгорания малоразмерного реактивного двигателя (рисунок 21), состоящий из двух



Рисунок 21 – Фотография экспериментального образца камеры сгорания, изготовленного методом мультиматериальной печати из сплавов ВЖ159 и БрХЦрТ В

материалов – внутренняя оболочка изделия выполнена из жаропрочной бронзы БрХЦрТ В, а наружная оболочка – из жаропрочного никелевого сплава, с сетчатой структурой между ними для обеспечения эффективного теплоотвода.

Анализ поверхности разрушения мультиматериального образца на растяжение показывает, что в зоне бронзы наблюдается вязкий характер разрушения (ямки разного размера при единичных порах), тогда как в зоне ВЖ159 поверхность более гладкая с локальными микротрещинами, что отражает более хрупкий механизм разрушения. На микрошлифах после сжатия трещина, развиваясь

поперечном расположении зоны соединения механические свойства определяются характеристиками менее прочного компонента –

стали 316L, с пределом текучести $371,28 \pm 12,78$ МПа, пределом прочности $611,90 \pm 11,79$ МПа и относительным удлинением $29,60 \pm 2,44$ %.

При продольной ориентации наблюдается компромиссное поведение: относительное удлинение $3,72 \pm 0,24$ % соответствует характеристикам высокопрочной стали 1.2709, однако предел прочности $961,36 \pm 20,47$ МПа оказывается примерно вдвое ниже ожидаемого для этого материала. Ударная вязкость составила 75 Дж/см², что представляет промежуточное значение между показателями исходных сталей.

Фрактографический анализ подтвердил сохранение характерных механизмов разрушения каждого материала в соответствующих зонах: вязкое разрушение с равномерно распределёнными порами размером 50-70 мкм в области стали 316L и хрупкое разрушение с выраженными сдвиговыми кромками в зоне стали 1.2709. Переходная зона демонстрирует смешанный тип разрушения с морфологическими элементами обоих механизмов, что свидетельствует о постепенном переходе без образования резкой границы раздела.



Рисунок 22 – Фотография и макроструктура экспериментального образца биметаллической шестерни, изготовленной методом мультиматериальной печати из сплавов 316L и 1.2709

По результатам исследований, для проверки возможности изготовления сложнопрофильных изделий был изготовлен экспериментальный образец биметаллической шестерни (рисунок 22).

Далее проведено исследование слоистых образцов из сплавов Ti6Al4V и чистого титана (CP-Ti) с чередующимися слоями на сопротивление усталостному разрушению и выявлены закономерности торможения трещин в градиентных структурах. Микроструктурный анализ показал формирование криволинейных границ слоёв вследствие процессов взаимного перемешивания при плавлении с шириной переходной зоны 250-300 мкм. После термической обработки при 1050 °С в сплаве Ti6Al4V формируется структура из округлых зёрен различного размера вследствие неполной рекристаллизации с утолщёнными пластинами альфа-фазы, тогда как сплав CP-Ti характеризуется Видманштеттовой структурой из альфа-фазы. Градиентное распределение микротвёрдости от 300 HV в зоне Ti6Al4V до 254 HV в областях CP-Ti коррелирует с распределением легирующих элементов, при этом градиент алюминия проявляется более выражено вследствие его более высокой исходной концентрации.

Механические испытания образцов с тремя и двумя вязкими слоями показали пределы прочности 794 ± 12 МПа и 816 ± 11 МПа соответственно, с относительным удлинением $8,2 \pm 0,5$ % и $9,2 \pm 0,2$ %, что представляет умеренное снижение прочности на 8-11 % и более существенное уменьшение пластичности на 25-33 % относительно монолитного Ti6Al4V.

Обнаружено отклонение скорости роста трещин в слоистых структурах, выражающееся в систематическом отклонении от классического закона Пэриса (рисунок 23). Установлен инерционный характер изменения скорости роста трещины при

переходе через границы раздела, проявляющийся в запаздывании снижения скорости при входе трещины в вязкие слои СР-Ti.

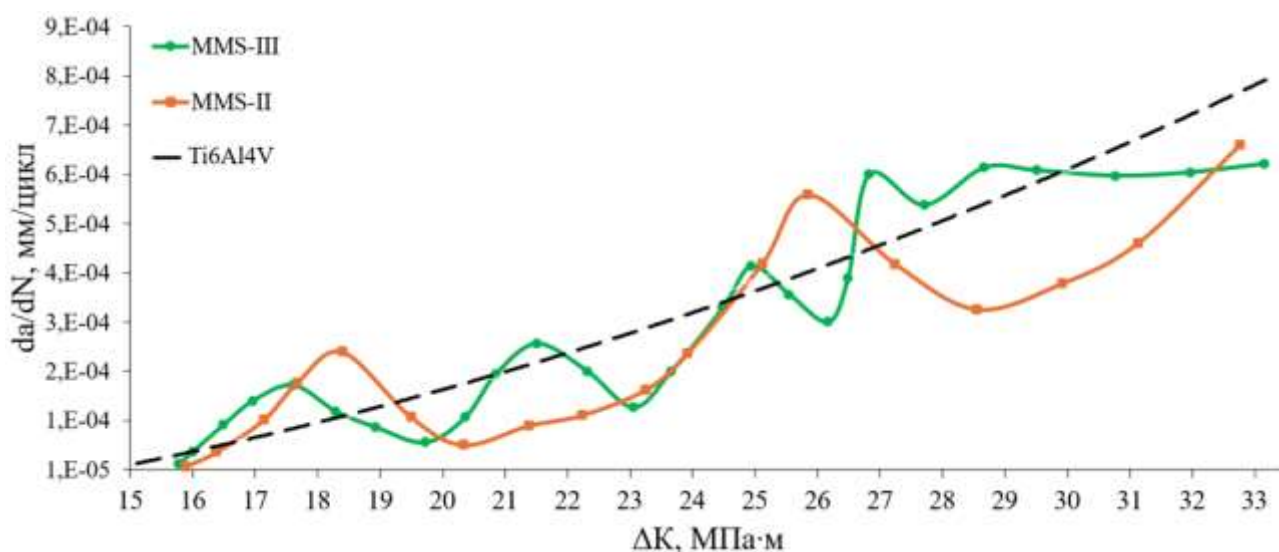


Рисунок 23 – Результаты испытаний на рост усталостной трещины

Данное явление объясняется отсутствием резких границ между материалами вследствие существования протяжённых переходных зон. По мере распространения трещины наблюдается усиление реакции материала на чередование слоёв с общим снижением скорости роста трещины. В отдельных случаях зафиксирована стабилизация скорости роста трещины даже при увеличении коэффициента интенсивности напряжений.

Эти данные свидетельствуют о реализуемости механизма диссипации энергии разрушения в пластичных слоях и подтверждают, что локальное повышение сопротивления росту усталостной трещины возможно без радикального ухудшения статических прочностных характеристик изделия. Таким образом, при соответствующем выборе толщины и числа пластичных прослоек можно добиться замедления роста трещины в критических зонах конструкции, сохранив приемлемый запас прочности по всему объёму детали.

Далее проводилось исследование по изготовлению 4D-материалов, способных изменять свою конфигурацию под действием температуры. Рассмотрены две системы: 316L/инвар (FeNi36), основанная на различии коэффициентов линейного термического расширения (КЛТР) компонентов ($\sim 16 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для стали 316L и $\sim 1,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для FeNi36), и NiTi/316L, в которой изменение формы происходит за счёт ЭПФ в NiTi с упругим возвратом стального элемента.

В качестве исходных материалов использовали порошок стали 316L и порошки железа и никеля, смешанные в пропорции, соответствующей сплаву инвар. Структурные исследования сформированного мультиматериала 316L/FeNi36 выявили существенные различия в количестве дефектов между областями. В области нержавеющей стали 316L дефекты практически отсутствовали, тогда как в области сплава FeNi36 фиксировались поры, нерасплавившиеся частицы и островковая макросегрегация, обусловленные исходной технологией синтеза FeNi36 методом механического смешения порошков железа и никеля. В ходе исследования химического состава были обнаружены локальные области с преобладанием железа и никеля, однако основной объём материала демонстрировал состав, соответствующий требуемому для сплава FeNi36. Положение и размер переходной зоны в структуре определяли по содержанию хрома, доля которого

снижалась относительно номинального состава для стали 316L до нулевого значения при переходе к области сплава инвар.

Фазовый анализ мультиматериальной системы подтвердил наличие характерной для аустенитной нержавеющей стали гамма-фазы железа и значительного количества фазы γ -Fe₆₄Ni₃₆, формирование которой свидетельствует о достижении необходимой степени легирования и гомогенизации расплава в процессе селективного лазерного сплавления. Одновременно идентифицирована альфа-фаза железа, присутствие которой связано с существованием локальных зон повышенной концентрации железа в области сплава FeNi₃₆. Важным результатом является отсутствие в структуре потенциально вредных интерметаллидов системы железо-никель-хром, таких как Ni₂Cr и FeNi₃, образование которых теоретически возможно в соответствующих двойных системах, но не реализовалось в условиях быстрой кристаллизации при СЛС.

В области сплава FeNi₃₆ твёрдость составила около 163 HV, что соответствует литературным данным для сплава инвар. Переходная зона демонстрировала промежуточные значения порядка 200 HV, приближающиеся к характеристикам нержавеющей стали, где твёрдость достигала 214 HV. Отсутствие аномального повышения твёрдости в переходной области подтверждает, что в ней не происходит образования новых упрочняющих фаз и интерметаллидных соединений в значительных количествах, способных существенно изменить механические свойства.

Функциональные испытания мультиматериальных образцов 316L/FeNi₃₆ различной геометрии выявили выраженную температурную зависимость эффекта изменения формы (рисунок 24).

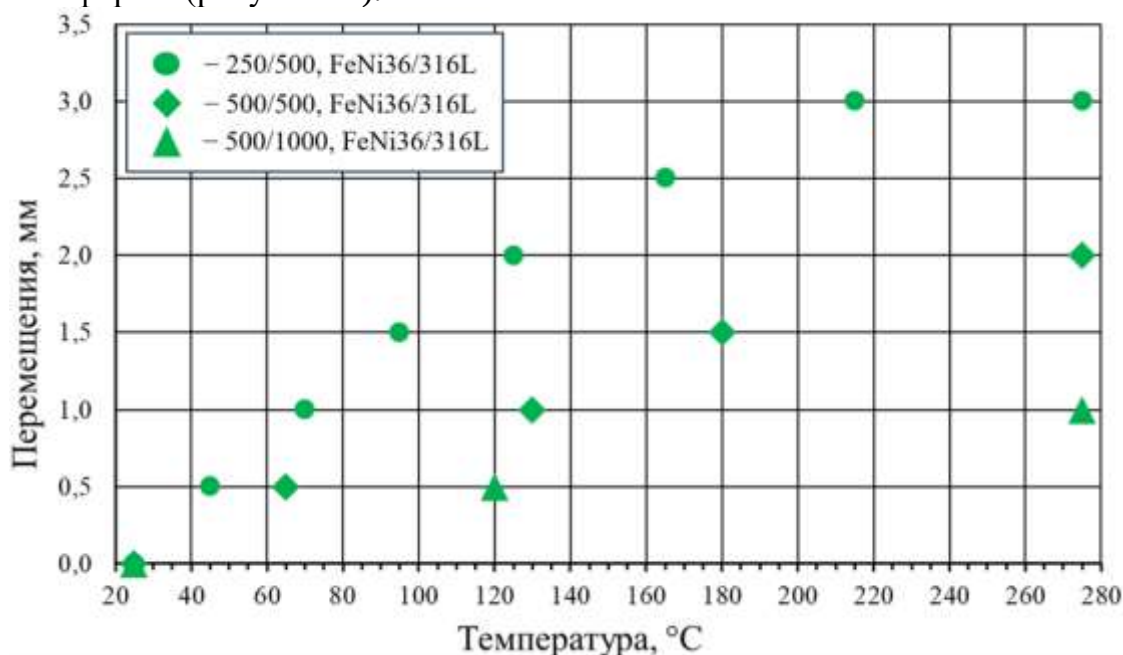


Рисунок 24 – Результаты исследования функциональных свойств для слоёв FeNi₃₆ и 316L различной толщины (толщины указаны в мкм)

В интервале от 25 до 125 °C наблюдалась наиболее интенсивная реализация деформационного отклика, что обусловлено максимальным различием коэффициентов линейного термического расширения компонентов, достигающим пятнадцатикратной разницы при комнатной температуре и семикратной при повышенных температурах указанного диапазона.

При дальнейшем нагреве от 125 до 215 °C интенсивность изменения геометрических параметров снижалась вследствие уменьшения разницы термического расширения материалов до 2-5 раз. Выше 215 °C размеры образца в рассматриваемом

направлении стабилизировались, что определяет верхнюю границу эффективного температурного диапазона функционирования данной мультиматериальной системы.

Для системы NiTi/316L применён альтернативный подход к созданию функциональных мультиматериалов, основанный на использовании промежуточного слоя из бронзы CuSn10 и природоподобных шовных структур для преодоления проблемы несвариваемости этих сплавов (рисунок 25).

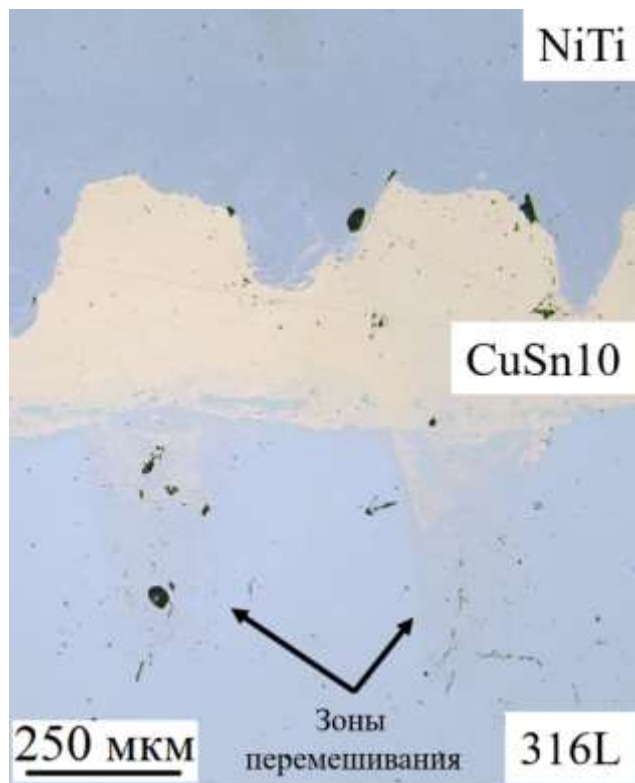


Рисунок 25 – Микроструктура переходной зоны между 316L и NiTi с трапецевидной шовой структурой

Сравнительный анализ трёх вариантов геометрии соединения – трапецеидальной, эллиптической и треугольной – показал, что трапецеидальная конфигурация обеспечивает минимальное количество структурных дефектов. В зонах индивидуальных сплавов дефекты практически отсутствовали, однако в областях формирования шовных структур наблюдалось интенсивное перемешивание материалов с образованием химически-неоднородных зон, что приводило к несоответствию локальных теплофизических свойств оптимальным параметрам лазерной обработки и формированию пор и несплавлений.

Микроструктурные исследования выявили характерные особенности каждой зоны мультиматериала. Область стали 316L характеризовалась преимущественно столбчатыми зёрнами аустенита, вытянутыми вдоль направления теплового

потока, совпадающего с направлением построения. В зоне CuSn10 формировались более мелкие зёрна твёрдого раствора олова в меди с ориентацией, соответствующей локальным направлениям теплоотвода в ваннах расплава. Вблизи границы CuSn10 с никелидом титана идентифицирована переходная область с изменённым характером травления, свидетельствующим об отклонении химического состава от номинального.

Детальное картирование химического состава позволило выделить несколько характерных зон в структуре мультиматериала. Область никелида титана демонстрировала эквиаомное соотношение компонентов, необходимое для реализации эффекта памяти формы. Переходная зона между NiTi и CuSn10 характеризовалась градиентным изменением концентраций элементов с обогащением медью вблизи бронзового слоя и одновременным присутствием никеля и титана, что создавало условия для формирования сложных интерметаллидных соединений систем медь-титан и медь-никель, включая $TiCu$, Ti_2Cu , $TiCu_3$, а также возможное нарушение стехиометрии никелида титана с образованием фаз $NiTi_2$ и Ni_3Ti .

Распределение микротвёрдости по сечению мультиматериала NiTi/316L демонстрировало пять характерных областей с различными механическими характеристиками (рисунок 26). Зона никелида титана показала твёрдость 186 HV, переходная область NiTi/CuSn10 характеризовалась резким повышением твёрдости до 227 HV, что указывает на формирование упрочняющих интерметаллидных фаз.

Бронзовый слой имел наименьшую твёрдость 141 HV, переходная зона CuSn10/316L демонстрировала плавное повышение до 163 HV, а область нержавеющей стали достигала 211 HV.

Аномальное повышение твёрдости в переходной зоне NiTi/CuSn10 косвенно указывает на возможное формирование интерметаллидных соединений, обогащённых медью и никелем, таких как Cu_3Ti и Ni_3Ti , обладающих меньшей хрупкостью по сравнению с фазами, богатыми титаном. Фазовый анализ подтвердил наличие основных структурных составляющих в соответствующих зонах мультиматериала. Область стали 316L характеризовалась аустенитной гамма-фазой железа, зона никелида титана содержала мартенситную фазу B19', характерную для эквиатомного сплава после селективного лазерного сплавления. Переходный слой CuSn10 демонстрировал присутствие двух фаз – альфа-меди, представляющей твёрдый раствор олова в меди, и

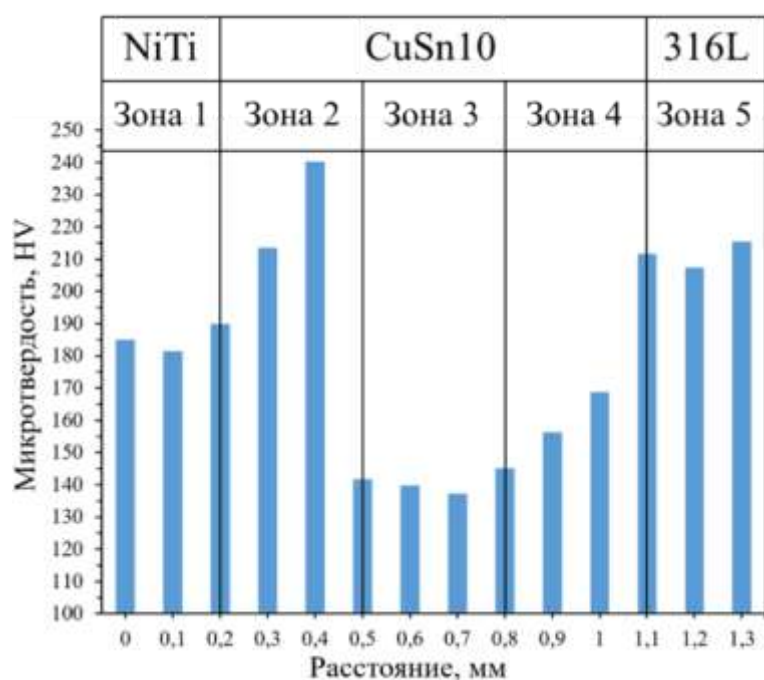


Рисунок 26 – Результаты исследования микротвёрдости мультиматериального образца 316L/NiTi

аустенитной B2-фазы никелида титана, что свидетельствует о частичном проникновении компонентов NiTi в бронзовый слой. Отсутствие рефлексов от интерметаллидных соединений в дифрактограммах объясняется их недостаточным количеством для надёжной идентификации рентгеноструктурным методом.

Механические испытания на растяжение мультиматериальных образцов выявили ступенчатый характер разрушения с пределом текучести 285 МПа, пределом прочности 333 МПа и относительным удлинением 3 % до частичного разрушения. После достижения трёхпроцентной деформации происходило локальное

разрушение в области бронзового слоя, обладающего наименьшей прочностью среди компонентов системы, с последующим ростом напряжений до полного разрушения при удлинении 8,5 %. Низкие показатели пластичности мультиматериального образца по сравнению с исходными компонентами связаны с наличием структурных дефектов и охрупчивающим влиянием интерметаллидных фаз в переходных зонах.

Фрактографический анализ поверхностей разрушения выявил различные механизмы разрушения в отдельных зонах. Область стали 316L демонстрировала мелкие ямки, пустоты и фасетки, нехарактерные для пластичного разрушения аустенитной стали. Зона CuSn10 содержала множество мелких ямок и крупные пустоты. Переходная область CuSn10/NiTi характеризовалась присутствием нерасплавленных частиц порошка и областей несплавления. Зона никелида титана показывала гладкий рельеф с фасетками скола, свидетельствующий о хрупком характере разрушения, что связано с изменением локального химического состава и реализацией ступенчатого механизма разрушения мультиматериальной структуры.

Функциональные испытания мультиматериальных образцов NiTi/316L продемонстрировали возможность реализации двустороннего эффекта памяти формы (рисунок 27). После наведения предварительной деформации изгибом на 15° и последующего нагрева выше температуры фазового превращения происходило частичное восстановление формы до 10° за счёт мартенситно-аустенитного превращения B19' в B2 в никелиде титана.



Рисунок 27 – Результаты исследования функциональных свойств мультиматериального образца 316L/NiTi

Неполное восстановление обусловлено наличием невосстановленной деформации в сплаве с памятью формы и возможной пластической деформацией стального компонента. При охлаждении упругие силы стали 316L обеспечивали практически полный возврат к исходному углу 14° , что представляет собой реализацию двустороннего эффекта памяти формы в мультиматериальной системе.

Сопоставление двух систем выявляет принципиально разные механизмы и ограничения при схожем функциональном результате — термостимулируемом изменении формы. В 316L/FeNi36 эффект обусловлен контрастом КЛТР, поэтому отклик практически не зависит от фазовых превращений; преимущество — предсказуемость в широком диапазоне температур до $\sim 215^\circ\text{C}$ и отсутствие хрупких интерметаллидов. Ограничение — чувствительность к химической неоднородности FeNi36, так как даже небольшие локальные изменения содержания Ni меняют КЛТР и могут снижать амплитуду изгиба либо вызывать локальные напряжения. В системе NiTi/316L основным механизмом изменения формы является мартенситное превращение, что обеспечивает значительные восстанавливающие напряжения, а в сочетании с упругими свойствами стали 316L — двусторонний эффект памяти формы. Однако этот подход предъявляет повышенные требования к составу переходной зоны, поскольку необходимо подавить образование интерметаллидов и обеспечить геометрию шва, минимизирующую формирование концентраторов напряжений.

Выполненные исследования позволяют сформулировать общий подход к проектированию и изготовлению функционально-градиентных металлических изделий методом селективного лазерного сплавления. В его основе лежит переход от традиционного выбора однородного материала для всей детали к функционально-зональному проектированию, при котором исходными данными являются условия эксплуатации изделия, характер действующих нагрузок, температурных полей, требований к трещиностойкости, износостойкости, теплопроводности, биосовместимости, способности к восстановлению формы или другим механическим или функциональным характеристикам. На основании такого анализа деталь представляется как совокупность зон, для каждой из которых задаётся требуемый комплекс свойств, а затем определяется соответствующее локальное состояние материала: химический

состав, морфология и размер зёрен, кристаллографическая текстура и морфология переходных зон.

Таким образом, разработанные научно-технологические основы реализуют принцип проектирования материала в изделии: от требуемой функции и условий работы конкретной области детали — к заданному составу и структуре этой области, далее — к параметрам лазерной обработки, режимам смены порошковых материалов и условиям формирования переходных зон. При этом химический состав и структура являются управляемыми проектными параметрами, а не только результатом технологического процесса. Это позволяет создавать изделия, в которых различные участки одного объёма выполняют разные конструкционные или функциональные задачи: одни зоны обеспечивают прочность и сопротивление росту трещин, другие — пластичность, теплоперенос, сверхупругость, эффект памяти формы или термостимулируемое изменение геометрии. В результате селективное лазерное сплавление рассматривается не только как способ изготовления сложной формы, но и как инструмент пространственного программирования свойств материала непосредственно в процессе формирования детали.

Основные результаты и выводы

1. На основании выявленных механизмов формирования структуры металлических изделий при селективном лазерном сплавлении, а также установленных закономерностей влияния технологических параметров на их механические и функциональные свойства, разработаны и обоснованы научно-технологические основы создания функционально-градиентных материалов с заданным химическим составом и направленно-ориентированной структурой методом селективного лазерного сплавления.

2. Установлено влияние трёхмерной пространственной организации структуры жаропрочных никелевых сплавов на механические свойства и трещиностойкость. В образцах с переменной структурой рост усталостной трещины замедляется при переходе между структурными зонами вследствие изменения направления её роста. После термической обработки долговечность функционально-градиентного материала при термомеханической усталости увеличивается в 4 раза. Предложен механизм, согласно которому переходная область между структурными зонами позволяет трещинам отклоняться в положения вдоль направления нагрузки, тем самым уменьшая движущую силу для дальнейшего роста трещины.

3. Установлены закономерности формирования функциональных свойств сплава с эффектом памяти формы. Определены критические диапазоны технологических параметров селективного лазерного сплавления никелида титана. Установлена обратная корреляция между объёмной плотностью энергии (56-99 Дж/мм³) и микротвёрдостью материала (снижение с 240 до 190 HV), а также положительная корреляция между плотностью энергии и температурой начала мартенситного превращения (повышение с 55 до 67 °C), обусловленная селективным испарением никеля. Увеличение расстояния между лазерными проходами приводит к росту размера аустенитного зерна и изменению морфологии от столбчатой к равноосной, что сопровождается возрастанием микротвёрдости и содержания никеля.

4. Разработана технология изготовления поликристаллического сплава NiTi, обеднённого по никелю, с направленной структурой методом СЛС. Достигнут значительный диапазон сверхупругости до 453 К с высоким и широким температурным интервалом (~110 К), что связано с повышенным сопротивлением пластической деформации материала с текстурой {001} и улучшенной совместимостью фазового превращения между аустенитом и индуцированным напряжением мартенситом.

Формирование текстурированного мартенсита $\langle 100 \rangle$ и ограничение движения дислокаций выделениями по границам зёрен обеспечивают увеличение температурного диапазона сверхупругости и улучшение стабильности памяти формы.

5. Выявлены закономерности изменения механических и функциональных свойств при изменении химического состава в системах Inconel 718–Y, AlSi10Mg–Cu и NiTi с переменным содержанием Ni. Реализованная технология позволила повысить прочностные свойства сплавов на основе Al и Ni за счёт добавления Cu и Y соответственно. Показано, что повышение твёрдости при добавлении Y в Inconel 718 связано с увеличением доли γ'' -фазы и возможным дисперсионным упрочнением оксидами и нитридами иттрия. Добавление Cu в AlSi10Mg повышает твёрдость и прочность, наилучшие свойства достигаются при ~ 3 масс. % Cu. После проведения термической обработки зона Al–Si–Mg–Cu демонстрирует твёрдость на ~ 30 % выше по сравнению с AlSi10Mg. Изменение содержания Ni в сплаве NiTi позволяет управлять проявлением эффекта памяти формы и значениями механических свойств. Микротвёрдость плавно снижается от 220 HV в упрочнённой зоне, обогащённой Ni до 190 HV в зоне с эффектом памяти формы. Функциональные испытания показали сохранение эффекта памяти формы в мультиматериальной конструкции.

6. Разработаны технологические принципы создания функционально-градиентных материалов с трёхмерным распределением химического состава методом селективного лазерного сплавления, основанные на использовании разработанной системы мультиматериальной печати, оснащённой дополнительным модулем подачи второго материала и двухступенчатой системой удаления порошка, а также на послойном и воксельном управлении составом изделия, индивидуальной оптимизации режимов для каждой переходной зоны и учёта теплофизических свойств взаимодействующих материалов.

7. Установлено, что формирование качественных мультиматериальных структур при СЛС требует индивидуальной оптимизации параметров для каждой переходной зоны, существенно отличающихся от режимов печати отдельных материалов. Определены диапазоны плотностей энергии, минимизирующие количество дефектов в системе ВЖ159/БрХЦрТ В, которые составили 120–140 Дж/мм³ при нанесении ВЖ159 на бронзу, и 325–375 Дж/мм³ при обратной последовательности. Установлены закономерности влияния геометрии перекрытия и ориентации межматериальной границы по отношению к внешнему напряжённому состоянию на свойства материала: величина взаимного перекрытия 0,2 мм приводит к минимизации дефектов, а ориентация границы определяет механическое поведение материала — при поперечной ориентации оно ближе к более пластичному компоненту (316L), при продольной — к более прочному, но менее пластичному (1.2709). Показана эффективность введения пластичных прослоек чистого Ti в матрицу сплава ВТ6 для торможения усталостного роста трещин за счёт диссипации энергии взаимодействия фронта трещины с вязкими переходными зонами. Продemonстрировано значительное снижение скорости роста трещины при правильном подборе толщины и числа вязких слоёв без существенного ущерба для статической несущей способности.

8. Исследованы особенности формирования материалов с управляемым изменением формы (4D-материалов) методом селективного лазерного сплавления. На системе сталь 316L и сплав инвар (FeNi36) показано управляемое изменение геометрии в диапазоне 25–215 °C за счёт различия коэффициентов линейного термического расширения ($\sim 16 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для стали 316L и $\sim 1,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для FeNi36). Показана возможность создания изделий с двусторонним эффектом памяти формы. Система NiTi/316L реализует двусторонний

эффект памяти формы через комбинацию фазовых превращений в никелиде титана и упругих свойств нержавеющей стали, обеспечивая значительные восстанавливающие напряжения. Показана возможность формирования градиентного материала из несвариваемых сплавов 316L и NiTi за счёт использования промежуточного материала CuSn10, что открывает перспективы создания термоуправляемых актуаторов с реверсивным ходом для приборо- и авиастроения.

Основные положения диссертационного исследования опубликованы в работах:

Статьи в рецензируемых научных изданиях, включённых в перечень ВАК:

1. Суфияров В.Ш., Борисов Е.В., Полозов И.А., Попович А.А. Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава //Цветные металлы. – 2015. – №. 1. – С. 79-84.
2. В.А. Попович, Е.В. Борисов, В.Ш. Суфияров, А.А. Попович Формирование заданных свойств функционально-градиентного сплава Inconel 718 с использованием аддитивных технологий //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – №. 11. – С. 14-22.
3. А.В. Орлов, А.В. Репнин, Э.М. Фарбер, Е.В. Борисов, А.А. Попович. Изготовление мультиматериальных образцов из сплавов ВЖ159 и БрХЦрТ В методом СЛП: численное компьютерное моделирование и экспериментальные результаты //Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2024. – Т. 18. – №. 1. – С. 73-80.
4. Э.М. Фарбер, Е.В. Борисов, А.А. Попович Особенности получения образцов сплава TiNi методом СЛС из коммерческих порошков с повышенным содержанием кислорода //Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2024. – Т. 18. – №. 3. – С. 62-70.
5. А.В. Репнин, Е.В. Борисов, А.А. Попович Исследование мультиматериальных образцов с трёхмерным изменением состава, полученных методом селективного лазерного плавления //Глобальная энергия. – 2024. – Т. 30. – №. 4.
6. Борисов Е.В., Репнин А.В., Попович А.А. Аддитивное производство изделий с функционально-градиентной структурой по технологии селективного лазерного сплавления. Обзор //Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2025. – Т. 19. – №. 4. – С. 77-90.
7. Борисов Е.В., Репнин, А.В., Репнина, Ю.Е., Попович, А.А. Исследование микроструктуры и механических свойств мультиматериала 316L/1.2709, полученного методом селективного лазерного плавления //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – №. 10. – С. 34-43.
8. Репнин А.В. Борисов, Е.В., Рожкова, Д.А., Максимов, А.П., Попович, А.А. Формирование управляемого переходного слоя из CuSn10 в мультиматериале 316L/NiTi аддитивного производства //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – №. 10. – С. 52-60.
9. Репнин А.В., Борисов Е.В., Попович А.А. Формирование переходных слоёв в мультиматериальных изделиях из сплавов Inconel 718 и Ti6Al4V методом селективного лазерного плавления //Глобальная энергия. – 2025. – №. 2. – С. 97-113.
10. Репнин А.В., Борисов Е.В., Попович А.А. Мультиматериальная 3D печать: роль синтеза на подложке // Фотоника. – 2025. - №. 6. – С. 428-442.

Статьи, опубликованные в научных изданиях, индексируемых наукометрическими базами данных Web of Science и Scopus:

11. Popovich, V. A., Borisov, E. V., Popovich, A. A., Sufiiarov, V. S., Masaylo, D. V., Alzina, L. Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties //Materials & Design. – 2017. – Т. 114. – С. 441-449.
12. Popovich, A. A., Sufiiarov, V. S., Borisov, E. V., Polozov, I. A., Masaylo, D. V., Grigoriev, A. V. Anisotropy of mechanical properties of products manufactured using selective laser melting of powdered materials //Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2017. – Т. 58. – №. 4. – С. 389-395.
13. Borisov, E., Popovich, A., Sufiiarov, V., Polozov, I. Design and manufacture of parts with a tailored structure by selective laser melting //METAL 2018-27th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings. – 2018. – С. 1483-1487.
14. Popovich, V. A., Borisov, E. V., Sufiiarov, V. S., Popovich, A. A. Tailoring the properties in functionally graded alloy Inconel 718 using additive technologies //Metal Science and Heat Treatment. – 2019. – Т. 60. – №. 11. – С. 701-709.
15. Borisov, E. V., Popovich, V. A., Popovich, A. A., Sufiiarov, V. S., Zhu, J. N., Starikov, K. A. Selective laser melting of Inconel 718 under high laser power //Materials Today: Proceedings. – 2020. – Т. 30. – С. 784-788.
16. Orlov, A., Borisov, E., Popovich, A. A. Numerical simulation of the selective laser melting process using the example of a turbine blade //Materials Science Forum. – Trans Tech Publications Ltd, 2020. – Т. 989. – С. 850-855.
17. Saeede Ghorbanpour, Saswat Sahu, Kaustubh Deshmukh, Evgenii Borisov, Ton Riemsлаг, Elise Reinton, Virginia Bertolo, Quanxin Jiang, Anatolii Popovich, Aleksey Shamshurin, Marko Knezevic, Vera Popovich Effect of microstructure induced anisotropy on fatigue behaviour of functionally graded Inconel 718 fabricated by additive manufacturing //Materials Characterization. – 2021. – Т. 179. – С. 111350.
18. Zhu, J. N., Borisov, E., Liang, X., Farber, E., Hermans, M. J. M., Popovich, V. A. Predictive analytical modelling and experimental validation of processing maps in additive manufacturing of nitinol alloys //Additive Manufacturing. – 2021. – Т. 38. – С. 101802.
19. Borisov E., Popovich A., Sufiiarov V. Modification of Inconel 718 properties by in situ Y addition in selective laser melting //Materials. – 2022. – Т. 15. – №. 18. – С. 6219.
20. Saeede Ghorbanpour, Kaustubh Deshmukh, Saswat Sahu, Ton Riemsлаг, Elise Reinton, Evgenii Borisov, Anatolii Popovich, Virginia Bertolo, Quanxin Jiang, María Terol Sanchez, Marko Knezevic, Vera Popovich Additive manufacturing of functionally graded Inconel 718: Effect of heat treatment and building orientation on microstructure and fatigue behaviour //Journal of Materials Processing Technology. – 2022. – Т. 306. – С. 117573.
21. Jia-Ning Zhu, Evgenii Borisov, Xiaohui Liang, Richard Huizenga, Anatoly Popovich, Vitaliy Bliznuk, Roumen Petrov, Marcel Hermans, Vera Popovich Controlling microstructure evolution and phase transformation behavior in additive manufacturing of nitinol shape memory alloys by tuning hatch distance //Journal of Materials Science. – 2022. – Т. 57. – №. 10. – С. 6066-6084.
22. Borisov, E., Gracheva, A., Popovich, V., Popovich, A. Effect of Hot Isostatic Pressing on the Microstructure of Directionally Solidified Nickel Alloy After SLM //TMS 2022

- 151st Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. – Cham : Springer International Publishing, 2022. – C. 298-303.
23. Jia-Ning Zhu, Zhaoying Ding, Evgenii Borisov, Xiyu Yao, Johannes C. Brouwer, Anatoly Popovich, Marcel Hermans, Vera Popovich Healing cracks in additively manufactured NiTi shape memory alloys //Virtual and Physical Prototyping. – 2023. – T. 18. – №. 1. – C. e2246437.
 24. Liu, M., Zhu, J. N., Popovich, V. A., Borisov, E., Mol, J. M. C., Gonzalez-Garcia, Y. Corrosion and passive film characteristics of 3D-printed NiTi shape memory alloys in artificial saliva //Rare Metals. – 2023. – T. 42. – №. 9. – C. 3114-3129.
 25. Liu, M., Zhu, J. N., Popovich, V. A., Borisov, E., Mol, J. M. C., Gonzalez-Garcia, Y. Passive film formation and corrosion resistance of laser-powder bed fusion fabricated NiTi shape memory alloys //journal of materials research and technology. – 2023. – T. 23. – C. 2991-3006.
 26. Jia-Ning Zhu, Weijia Zhu, Evgenii Borisov, Xiyu Yao, Ton Riemslog, Constantinos Goulas, Anatoly Popovich, Zhaorui Yan, Frans D. Tichelaar, Durga P. Mainali, Marcel Hermans, Vera Popovich Effect of heat treatment on microstructure and functional properties of additively manufactured NiTi shape memory alloys //Journal of Alloys and Compounds. – 2023. – T. 967. – C. 171740.
 27. Jia-Ning Zhu, Kai Liu, Ton Riemslog, Frans D. Tichelaar, Evgenii Borisov, Xiyu Yao, Anatoly Popovich, Richard Huizenga, Marcel Hermans, Vera Popovich Achieving superelasticity in additively manufactured Ni-lean NiTi by crystallographic design //Materials & Design. – 2023. – T. 230. – C. 111949.
 28. Zhaorui Yan, Jia-Ning Zhu, Evgenii Borisov, Ton Riemslog, Sean Paul Scott, Marcel Hermans, Jovana Jovanova, Vera Popovich Superelastic response and damping behavior of additively manufactured Nitinol architected materials //Additive Manufacturing. – 2023. – T. 68. – C. 103505.
 29. Orlov, A., Repnin, A., Farber, E., Borisov, E., Popovich, A. Properties of multi-material samples from nickel and copper alloys: Computer simulation and experimental results //AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing LLC, 2024. – T. 3243. – №. 1. – C. 020033.
 30. Orlov, A., Repnin, A., Farber, E., Borisov, E., Popovich, A. Fabrication of multi-material samples from nickel and copper alloys by selective laser melting: Computer simulation and experimental results //AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing LLC, 2024. – T. 3154. – №. 1. – C. 020028.
 31. Farber, E. M., Borisov, E. V., Popovich, A. A. Features of obtaining TiNi alloy samples from commercial powders with high oxygen content using the SLM technique //Powder Metallurgy and Functional Coatings. – 2024. – T. 18. – №. 3. – C. 62-70.
 32. Orlov, A. V., Repnin, A. V., Farber, E. M., Borisov, E. V., Popovich, A. A. Simulating multi-material specimen manufacturing from VZh159 and CuCr1Zr alloys via SLM method: Computational modeling and experimental findings //Powder Metallurgy and Functional Coatings. – 2024. – T. 18. – №. 1. – C. 73-80.
 33. Repnin, A., Borisov, E., Kosenko, A., Pushnitsa, K., Novikov, P., Popovich, A. The Manufacture and Investigation of 3D Current Collectors in a Lithium Ion Battery Obtained by Laser Powder Bed Fusion //Metals. – 2024. – T. 14. – №. 12. – C. 1358.
 34. Borisov E., Maksimov, A., Repnin, A., Popovich, A. Investigation of AlSi10Mg alloy composition modification by Cu addition in selective laser melting //AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing LLC, 2025. – T. 3177. – №. 1. – C. 060001.

35. Repnin A., Farber, E., Borisov, E., Popovich, A. Microstructure, phase evolution, and properties of laser powder bed fusion-fabricated Ni50Ti50/Ni-rich NiTi multi-material structures //Materials Science in Additive Manufacturing. – 2025. – Т. 4. – №. 4. – С. 025220045.

Результаты интеллектуальной деятельности:

1. Борисов Е.В., Стариков К.А., Попович А.А. Способ изготовления изделия из никелевых сплавов с управляемой переменной структурой. Патент на изобретение RU 2810141 C1, 22.12.2023
2. Попович А.А., Борисов Е.В., Полозов И.А., Стариков К.А., Соколова В.В., Новиков П.А. Способ аддитивного формирования изделия с комбинированной структурой из жаропрочного никелевого сплава с высокотемпературным подогревом. Патент на изобретение RU 2821638 C1, 25.06.2024
3. Борисов Е.В., Попович А.А., Стариков К.А., Фарбер Э.М., Соколова В.В. Способ получения сплава TiNi с переменным химическим составом с помощью аддитивных технологий. Патент на изобретение RU 2808118 C2, 24.03.2022
4. Борисов Е.В., Попович А.А., Орлов А.В., Масайло Д.В., Фарбер Э.М., Репнин А.В., Игошин С.Д. Автономная термозапорная клапанная система. Патент на изобретение RU 2794019 C1, 18.04.2022
5. Борисов Е.В., Попович А.А. Программа для управления процессом формирования мультиматериальной детали. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2023686999, 11.12.2023.
6. Попович А.А., Борисов Е.В. Программа расчёта теплофизических параметров при плавлении порошкового материала. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2023664405, 04.07.2023.
7. Попович А.А., Борисов Е.В. Программа для расчёта теплопроводности порошковой засыпки. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2023664106, 29.06.2023.
8. Борисов Е.В., Попович А.А. Программа для формирования мультиматериального слоя порошка. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2024610307, 09.01.2024.
9. Борисов Е.В., Попович А.А. Программа управления для создания изделия с анизотропией структуры. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2025611107, 16.01.2025.
10. Борисов Е.В., Попович А.А. Программа для задания параметров изделия с анизотропией структуры. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2025611797, 22.01.2025.

Учебные пособия:

1. Материалы и аддитивные технологии. Современные материалы для аддитивных технологий : учеб. пособие / А. А. Попович [и др.]. — СПб.: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2021. — 204 с.
2. Материалы и аддитивные технологии. Технологии аддитивного производства : учеб. пособие / А. А. Попович [и др.]. — СПб.: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2022. — 117 с.