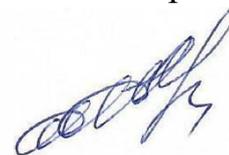


Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Московский авиационный институт (национальный
исследовательский университет)»

На правах рукописи



Ериков Кирилл Михайлович

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ
ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С
ПРИМЕНЕНИЕМ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ
ПУЧКОВ**

2.5.15 - «Тепловые, электроракетные двигатели и энергоустановки
летательных аппаратов»

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
Кандидат технических наук
Быщенко Оксана Анатольевна

Москва – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА, ЦЕЛЬ И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	14
1.1 Применение аддитивных технологий для авиационного двигателестроения	14
1.2 Проблемы негативной технологической наследственности при изготовлении деталей методом селективного лазерного сплавления	23
1.3 Методы упрочнения поверхности деталей, произведенных при помощи аддитивных технологий.....	29
1.3.1 Пневмодробеструйное упрочнение.....	31
1.3.2 Гидродробеструйное упрочнение.....	32
1.3.3 Виброударное упрочнение свободными твердыми частицами.....	33
1.3.4 Центробежное упрочнение	34
1.3.5 Упрочнение лазерным ударом.....	35
1.3.6 Упрочнение малопластичным обкатыванием шариком	36
1.3.7 Упрочнение эффектом кавитации	37
1.3.8 Ультразвуковое упрочнение	38
1.4 Методы модифицирования поверхности пучками заряженных частиц	40
1.4.1 Метод ионной имплантации	41
1.4.2 Лазерное модифицирование поверхности металлов	48
1.4.3 Метод электронно-пучкового модифицирования поверхностного слоя металлов	51
1.5 Опыт использования интенсивных импульсных электронных пучков для модификации поверхности деталей ГТД, полученных методом СЛС.....	54
1.6 Вопросы обрабатываемости изделий из порошковых сплавов системы Co-Cr-Mo	59
1.6.1 Классификация сплавов на основе кобальта и методы получения заготовок	60
1.7 Выводы по главе.....	63
2. МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПЫТАНИЙ.....	65
2.1 Объект исследования.....	65
2.2 Оборудование и методики облучения с помощью интенсивных импульсных электронных пучков.....	67

2.3 Оборудование и методики исследований и испытаний поверхностных слоев облученных образцов.....	76
2.3.1 Металлографический анализ	76
2.3.2 Рентгеноспектральный микроанализ	79
2.3.3 Исследование микротвёрдости.....	80
2.3.4 Замер шероховатости.....	80
2.3.5 Оценка уровня остаточных поверхностных напряжений.....	81
2.3.6 Испытания на жаростойкость	82
3. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПРОЦЕССА МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА КХ28М6.....	83
3.1 Оценка качественного состояния поверхностного слоя образцов	83
3.2 Выбор оптимальных режимов облучения.....	96
3.3 Выводы по главе.....	98
4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ПОСТОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ	100
4.1 Исследование топографии поверхности и структурно-фазового состояния поверхностного слоя.....	100
4.2 Исследование влияния технологических режимов облучения на уровень остаточных поверхностных напряжений образцов.....	118
4.3 Исследование влияния облучения сильноточными импульсными электронными пучками на жаростойкость образцов из порошковых жаропрочных сплавов, полученных методом СЛС.....	122
4.4 Выводы по главе.....	129
5. РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ПРОМЫШЛЕННОМУ ИСПОЛЬЗОВАНИЮ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС	130
5.1 Возможность технологического применения установок интенсивных сильноточных электронных пучков для повышения качества и модификации поверхностного слоя деталей перспективных ГТД.....	130
5.2 Оптимизация технологического процесса обработки с помощью СИЭП для деталей из порошкового сплава КХ28М6	139
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	142
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	144

ПРИЛОЖЕНИЕ 1	156
ПРИЛОЖЕНИЕ 2	157

ВВЕДЕНИЕ

Для авиационного двигателестроения всегда было и остаётся соответствие материалов и технологий высоким требованиям надёжности и экономической эффективности. В современных реалиях видно, как технология изготовления современных авиационных двигателей различного назначения (как гражданского, так и военного) претерпевает поистине революционные изменения, которые связаны с интенсивным развитием новых технологий. Это коренным образом меняет представление об организации производственного процесса. Ведущую роль в авиационном двигателестроении сегодня играют аддитивные технологии, а наиболее востребованным методом является селективное лазерное сплавление (СЛС-технология). Основное преимущество данного метода заключается в возможности разработки принципиально новых конструкторско-технологических решений.

Использование малооперационных технологий таких, как СЛС-технология при проектировании опытных технологических процессов позволяет значительно сократить трудоемкость и стоимость изготовления сложно профильных деталей ГТД из труднообрабатываемых материалов, к которым относятся и сплавы системы Co-Cr-Mo, которые снова становятся востребованными в качестве конструкционного материала для ответственных деталей горячей части перспективных авиационных двигателей. Однако высокие требования, предъявляемые к высоконагруженным деталям ГТД, не всегда можно обеспечить с помощью СЛС-технологии. Поэтому остаётся открытым вопрос постобработки сложно профильных деталей и узлов, а также деталей и узлов ГТД, которые должны иметь высокое качество поверхности и обеспечить высокий уровень эксплуатационных свойств. Следует заметить, что использование инновационных технологий изготовления деталей требует и нового подхода к вопросу получения деталей, имеющих высокий уровень эксплуатационных свойств поверхностного слоя. В данном случае выбор технологий модифицирования поверхностного слоя с помощью технологий близких по своему механизму к механизму выращивания

деталей с помощью технологии СЛС является обоснованным. Известно, что такими технологиями для модификации поверхностного слоя деталей и узлов, полученных методом СЛС, может стать обработка электронными и ионными пучками. При использовании этих двух направлений для улучшения состояния поверхностного слоя, а также придания ему и подповерхностным слоям определенных свойств в материале происходят процессы как в твердом состоянии, так и процессы, протекающие при расплавлении тонкого слоя в процессе обработки. В последнем случае открываются более широкие возможности, поскольку в расплавленный металл можно вводить растворимые или нерастворимые добавки, а также оперируя режимами получать заранее известное структурно-фазовое состояние поверхностного слоя.

Разработка и совершенствование методов поверхностной обработки заготовок и деталей ГТД с использованием интенсивных импульсных потоков энергии (ИПЭ) имеет ряд преимуществ перед классическими методами поверхностной механической, химической и термомеханической обработок: формирование уникального физико-химического состояния материала поверхностного слоя; достижение рекордных точности изготовления (на нанометровом уровне) и шероховатости поверхности ($Ra \sim 0,05-0,06$ мкм); экологическая чистота; высокая производительность (площадь поперечного сечения энергетических потоков изменяется от 30 см^2 до 1 м^2 , а длительность импульса - от 10 наносекунд до нескольких десятков микросекунд).

Применение ИПЭ имеет по сути только один недостаток: высокая наукоемкость разрабатываемых технологий, обусловленная необходимостью проведения длительных и дорогостоящих исследований влияния режимов облучения на физико-химическое состояние материала в поверхностных слоях деталей.

Данная работа сконцентрирована, прежде всего, на использовании импульсных электронных пучков (ИЭП) различной интенсивности для модификации свойств деталей авиационной техники.

Проблема повышения эксплуатационных свойств деталей и узлов современных и перспективных ГТД из конструкционных материалов, в частности, кобальт-хромовых сплавов, является одной из наиболее сложных в отрасли авиационного двигателестроения. Обладая высокими удельными механическими характеристиками, эти сплавы являются непластичным, хрупким материалом. Этот недостаток можно преодолеть, используя различные виды поверхностного упрочнения, связанные с использованием концентрированных потоков энергии, с помощью которых в поверхностном слое можно создавать наноструктурные состояния, обладающие высоким комплексом свойств. Одним из эффективных и достаточно распространенных способов такой модификации структуры являются сильноточные импульсные электронные пучки. Накопленный к настоящему времени опыт применения этого метода показывает, что широкому внедрению его в практику препятствуют имеющиеся пробелы в изучении закономерностей электронно-лучевого воздействия на структурно-фазовое состояние обрабатываемого слоя изделия, изготовленного с помощью аддитивных технологий и влияния его на механические свойства этих материалов.

Таким образом, **актуальность темы диссертации**, определяется в научном плане – необходимостью разработки комплексной методики исследования влияния облучения с помощью электронно-пучковой обработки на поверхность образцов, получения базовых фундаментальных знаний о влиянии режимов обработки интенсивными импульсными электронными пучками на физико-химическое состояние поверхностных слоев современного порошкового жаропрочного кобальтосодержащего сплава, а также экспериментальному выявлению физической природы изменения структурно-фазовых состояний поверхностных слоев кобальт-хромовых сплавов, полученных методом аддитивных технологий при облучении ИЭП, анализу и систематизации полученных данных при проведении жаростойких испытаний порошковых жаропрочных кобальтохромовых и никелевых сплавов, в практическом отношении – апробацией инновационной методики подбора пороговых режимов облучения при электронно-пучковой обработке на установках, с отличными параметрами импульсного

электронного пучка, разработкой технологических режимов облучения поверхностного слоя деталей горячей части перспективных ГТД с последующей возможностью практического применения на опытно-промышленной установке для серийного производства.

Степень разработанности темы диссертации. Исследования большинства авторов в России, (работы проф. Проскуровского Д.И. и проф. Энгелько В.И.) [1-6, 87] выглядят особенно впечатляющими с позиций международной признательности. В работах Пайкина А.Г. и Белова А.Б. [7-11] была показана высокая эффективность обработки СИЭП для модифицирования и ремонта лопаток ГТД из титановых сплавов и жаропрочных сталей. Стоит отметить, что данные исследования проводились для деталей авиационных двигателей, полученных традиционными методами производства. Изучение влияния СИЭП на изделия, произведенные с помощью аддитивных технологий из порошка кобальт-хрома в России и в мире ранее не проводилось.

Объект и предмет исследования.

Объект исследования – технологический процесс облучения с помощью интенсивных электронных импульсных пучков деталей горячей части перспективных ГТД, полученных методом СЛС из порошкового жаропрочного сплава системы кобальт-хром-молибден.

Предмет исследования – характеристики поверхностного слоя деталей перспективных ГТД из порошкового сплава системы кобальт-хром-молибден, полученных с помощью СЛС-технологии и обработанных интенсивными импульсными электронными пучками.

Целью работы является разработка основ модифицирования и повышение качества поверхностного слоя деталей и узлов ГТД из порошкового сплава системы Co-Cr-Mo путем внедрения обработки с помощью концентрированных импульсных потоков энергии, обеспечивающей нормативные параметры и заданные эксплуатационные свойства.

Для достижения этой цели необходимо решить следующие **задачи**:

1. Разработка методики выбора режимов облучения с помощью как низкоинтенсивных, так и высокоинтенсивных импульсных электронных пучков для постобработки поверхности деталей ГТД из современных порошковых жаропрочных сплавов;

2. Разработка методики исследования физико-химического и структурно-фазового состояний поверхностного слоя образцов и деталей горячей части современного ГТД из порошкового жаропрочного сплава на основе комплексного исследования с помощью металлофизических методов;

3. Проведение комплексного исследования влияния параметров облучения на качество и структурно-фазовое состояние поверхностного слоя образцов-свидетелей ответственных деталей двигателей современных летательных аппаратов из порошкового сплава системы Co-Cr-Mo;

4. Установление влияния выбранных технологических режимов облучения электронно-импульсной пучковой обработки на напряжённое состояние образцов из порошкового сплава системы Co-Cr-Mo;

5. Установление влияния выбранных технологических режимов облучения на жаростойкость образцов, из жаропрочных порошковых сплавов для деталей и узлов перспективных ГТД;

6. Разработка научно обоснованных рекомендаций по внедрению облучения с помощью ИЭП и выбору оборудования с целью повышения качества поверхностного слоя и получения необходимого уровня эксплуатационных свойств (жаростойкости).

Научная новизна:

1. Разработана комплексная методика исследования влияния параметров облучения импульсными электронными пучками различной интенсивности на качество и физико-химические параметры поверхностного слоя образцов-свидетелей ответственных деталей ГТД из порошкового жаропрочного сплава на кобальтовой основе;

2. Установлено, что вне зависимости от используемого оборудования для электронно-пучковой обработки происходит снижение шероховатости поверхности в диапазоне от 25 до 70%;

3. Установлено, что в процессе облучения на поверхности мишеней из деталей горячей части ГТД образуется модифицированный слой с отличным от основного материала структурно-фазовым состоянием в диапазоне от 5 до 40 мкм в зависимости от используемого источника и режима облучения;

4. Установлено, что модифицированный слой имеет более высокие показатели микротвёрдости за счёт карбидного упрочнения вне зависимости от используемого источника и режима облучения;

5. Установлено, что тип стратегии сканирования при выбранном технологическом режиме облучения $35 \text{ Дж/см}^2 - 3$ импульса на опытно-промышленной установке «ГЕЗА-ММП» не влияет на уровень остаточных напряжений;

6. Установлено, что при облучении с помощью СИЭП в режиме облучения $35 \text{ Дж/см}^2 - 3$ импульса на опытно-промышленной установке «ГЕЗА-ММП» происходит снижение уровня остаточных растягивающих напряжений на образцах из порошкового сплава системы кобальт-хром-молибден на глубину до 80 мкм;

7. Установлено, что жаростойкость образцов-свидетелей деталей горячей части ГТД повышается на 25% по выбранному режиму облучения: $35 \text{ Дж/см}^2 - 3$ импульса;

8. Установлено, что процесс абляции приводит к снижению жаростойкости порошковых жаропрочных сплавов.

Теоретическая и практическая значимость работы:

Полученные экспериментальные данные по влиянию обработки ИЭП на формирование и эволюцию структуры, фазового состава и дефектной субструктуры образцов полученных методом СЛС из порошкового жаропрочного сплава на кобальтовой основе позволяют углубить знания о физических процессах формирования структурно-фазовых состояний при внешних энергетических воздействиях. Выявленные закономерности изменения структуры и свойств

образцов позволяют целенаправленно выбирать режимы обработки импульсным электронным пучком, необходимые для получения повышенных эксплуатационных характеристик перспективных авиационных двигателей.

Методология и методы диссертационного исследования.

Экспериментальные исследования проводились на сертифицированном оборудовании с использованием аттестованных средств измерений. Проведены замеры шероховатости поверхности и микротвердости материала образцов, проведена оценка уровня остаточных поверхностных напряжений, а также проведены исследования с помощью металлофизических методов исследования, а именно оптической металлографии, растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа. Кроме того, проведены испытания на жаростойкость образцов.

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты комплексного исследования влияния технологических режимов облучения импульсными электронными пучками различной интенсивности на поверхностные слои порошкового жаропрочного сплава системы Co-Cr-Mo;

2. Обоснование выбора технологического режима облучения с помощью СИЭП образцов–свидетелей деталей из порошкового жаропрочного сплава системы Co-Cr-Mo с целью повышения качества и модификации поверхностного слоя;

3. Оценка результатов исследования влияния выбранного режима облучения на уровень остаточных поверхностных напряжений в зависимости от типа стратегии сканирования;

4. Результаты испытаний образцов на жаростойкость в зависимости от режима облучения сильноточными импульсными электронными пучками поверхности образцов из порошковых жаропрочных сплавов для авиационного двигателестроения;

5. Рекомендации по промышленному использованию технологии облучения интенсивными импульсными электронными пучками для получения необходимого качества поверхности и повышения эксплуатационных свойств;

6. Рекомендации по выбору оборудования для электронно-импульсной обработки в зависимости от размерности, требований к качеству и состоянию поверхностного слоя детали в соответствии с нормативной документацией.

Достоверность результатов исследования подтверждается использованием современного аттестованного оборудования, а также апробированных методик проведения испытаний. Результаты исследований не противоречат опубликованным работам других авторов. Достоверность полученных результатов подтверждается сравнением с известными экспериментальными данными.

Апробация результатов исследования. Основные результаты работы были представлены на Международном конгрессе 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (г. Томск, ИСЭ СО РАН, сентябрь 2020 г.); на Международной конференции The International Conference of Aerospace System Science and Engineering 2020 (г. Шанхай, SJTU, июль 2020 г.); на XI международной научно-технической конференции «Проблемы совершенствования робототехнических и интеллектуальных систем» (г. Москва, МАИ (НИУ), декабрь 2020 г.); на Научно-технической конференции «Климовские чтения - 2020. Перспективные направления развития авиадвигателестроения» (г. Санкт-Петербург, АО «ОДК-Климов», июнь 2020 г.); на Международной научно-технической конференции по авиационным двигателям «International Conference on Aviation Motors» (г. Москва, ФАУ «ЦИАМ им. П.И. Баранова», ноябрь 2020 г.); на Международной конференции по промышленной инженерии «International Conference on Industrial Engineering» (г. Сочи, Московский политехнический университет, май 2020 г.); на Конкурсе «Молодёжь и будущее авиации и космонавтики», (г. Москва, МАИ (НИУ), ноябрь 2023 г.); на Международном конгрессе «6th International Conference on New Materials and High Technologies EFRE-2024» (г. Томск, Томский политехнический университет, сентябрь 2024 г.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 9 работ, из них в рецензируемых научных изданиях и изданиях, приравненных к ним опубликовано 2 работы.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, заключения, списка литературы из 98 наименований и 2 приложений. Общий объем диссертации составляет 157 страницы, 85 рисунков и 19 таблиц.

Личный вклад соискателя заключается в постановке задач и формулировании технических требований к экспериментальным работам по определению основных характеристик образцов, получаемых методом аддитивных технологий из порошка кобальт-хрома; в непосредственном участии в проведении экспериментов; в обработке экспериментальных данных; в разработке основных рекомендаций к технологическому процессу обработки изделий перспективных ГТД сильноточными импульсными электронными пучками.

1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА, ЦЕЛЬ И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1 Применение аддитивных технологий для авиационного двигателестроения

В современной промышленности серийное массовое производство конкурентноспособных высокотехнологичных изделий является одним из основных векторов развития. Общеизвестной основной единицей промышленного изделия принято считать деталь. Изготовление деталей со сложной геометрией, уменьшение затрат и материалов на их производство, снижение энерго- и трудоемкости процесса и повышение эффективности производственного процесса – задача, решаемая методами аддитивных технологий.

Спектр вопросов терминологии аддитивных методов детально раскрыт в исследовательских работах организации American Society for Testing and Materials. Технические стандарты для обширного спектра изделий, материалов, собственно, систем ASTM и услуг определены в стандарте ASTM F2792.15493231). «Процесс объединения материала с целью создания объекта из 3D-модели, обычно, слой за слоем, отличный от «вычитающих» производственных технологий (The process of joining materials to make objects from 3D model data, usually layer upon layer, as opposed to subtractive manufacturing technologies)» называется аддитивной технологией.

К вычитающим технологиям традиционно относят механообработку. Это процесс удаления (вычитания, дословно) части материала из массива заготовки.

Основу 3D-принтера составляют:

- рабочая платформа;
- резервуар с порошком (материалом);
- механизм формирования (выравнивания) слоя порошка (рисунок 1.1)

Толщина слоя порошка, в зависимости от состава и задачи, может составлять 20-100 мкм. Этап формирования слоя предшествует процессу расплавления порошка, происходящего за счет перемещения луча высокой плотности энергии (в

заданном сечении изделия). Послойное нанесение материала и его сплавление производится вплоть до финишного формирования детали. Сформированная деталь после извлечения из резервуара с порошком подлежит дальнейшей обработке, согласно техническим требованиям [12].

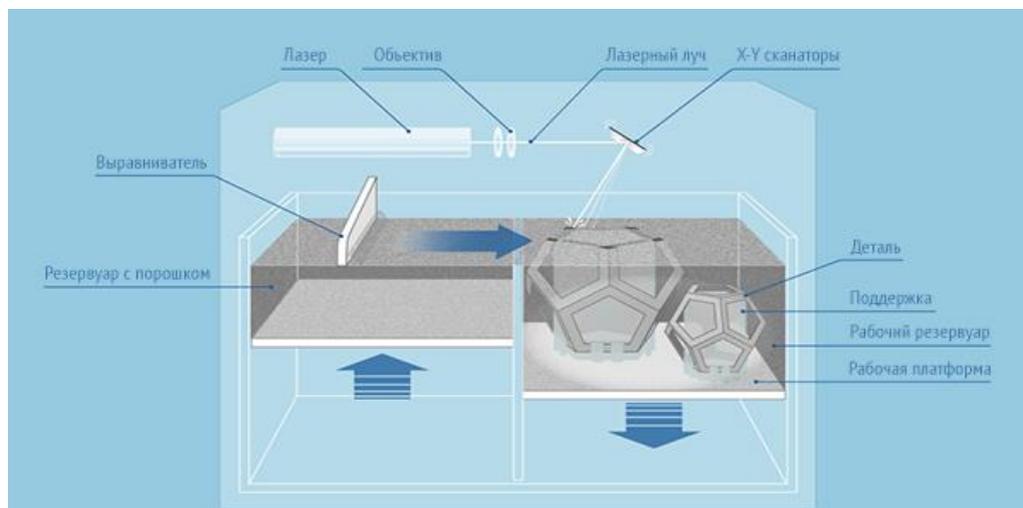


Рисунок 1.1 – Процесс нанесения и сплавления материала

На современном этапе производства можно рассмотреть пример аэрокосмической компании Lockheed Martin в векторе повышения эффективности и экономичности, относительно традиционных методов. Пример производства спутниковых топливных баков из титана аддитивным методом (рисунок 1.2) в компании показывает возможность снижения сроков изготовления на 87%. При этом временной цикл «Заказ – поставка» сокращается до трех месяцев, вместо двух лет по традиционной технологии [13].



Рисунок 1.2 – Топливный бак, произведенный аддитивным методом

Статистика общеевропейского рынка продаж 3D-принтеров, включая программное обеспечение, расходные материалы и услуги за начало 2024 года близка к 27,9 миллиардов долларов. Аналитики настроены на стабильно быстрый рост рынка аддитивных технологий, стремящийся к 15,3 % годового объема [14].

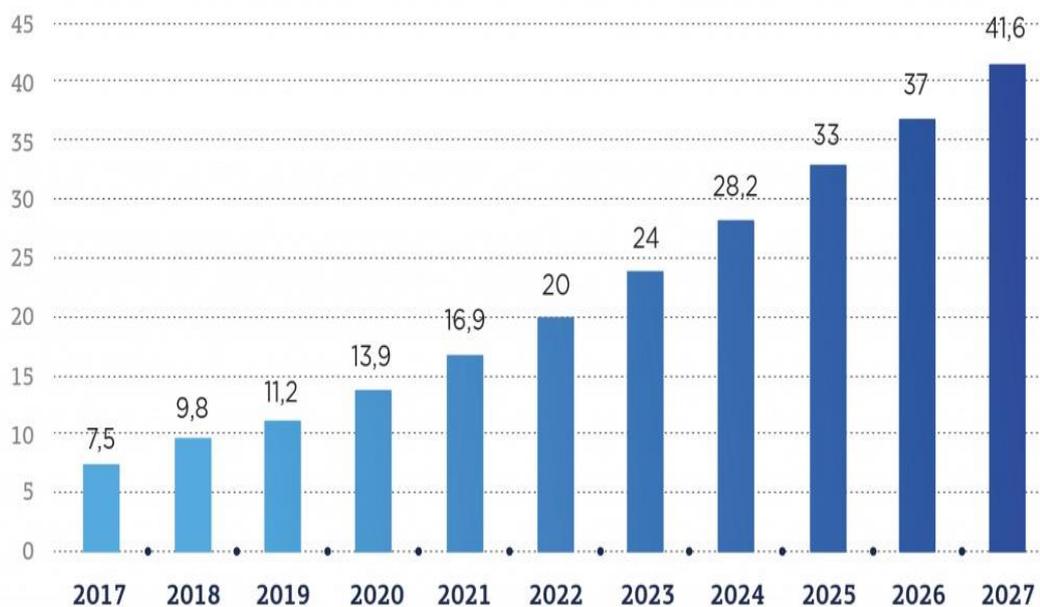


Рисунок 1.3 – Прогноз развития и состояние мирового рынка аддитивных технологий (млрд долл.)

Статистика современных аддитивных производств показывает следующие преимущества:

1. значительная экономия на сокращении сырья. При потерях сырья до 80-85% в производствах по традиционным методам, аддитивные технологии используют только программируемое количество материала;
2. упрощение процесса производства деталей с неизбежной первичной сложной геометрией;
3. повышение мобильности производства, ускоренный обмен внутриотраслевыми данными;
4. создание экологичных производств за счет снижения энергоемкости;
5. пластичность проектных решений за счет возможности внесения изменений, включая этап производства, с целью оптимизации;

6. экономический эффект от отсутствия инструментальной оснастки, характерной для традиционных методов;
7. векторная направленность на массовую кастомизацию и расширение номенклатуры изделий, вместо традиционного массового производства в стремительно меняющемся рынке запросов заказчиков.

Аддитивные технологии решают вопрос изготовления деталей и сборочных единиц сложной геометрии в одном производственном этапе, в отличие от многоуровневых производств изделий сборочных единиц (деталь, размещенная внутри основной детали) по традиционным технологиям. Пример: основанные на сетчатых конструкциях детали системы охлаждения по АТ, не реализуемые в один этап литьем или штамповкой.

Компьютерная модель изделия позволяет быстро передавать технологическую задачу на производство, расположенное в любой точке мира. Стандартные чертежи перестают быть длительной и необходимой константой в подготовке к изготовлению деталей и узлов.

Как любое прорывное открытие и изобретение, аддитивные технологии пока имеют высокую цену. Оборудование и материалы для этого метода из-за своей дороговизны тормозят как само производство, так и развитие самой аддитивной технологии.

Процессы, используемые в АМ-технологиях, определяются состоянием применяемых материалов:

1. полимеры (жидкое состояние) основа для процессов стереолитографии, струйной печати, послойной наплавки;
2. полимеры, керамика (порошкообразные материалы) используются в СЛС-технологии, селективном лазерном спекании, 3D -печати;
3. металлы (в порошкообразном состоянии) – материал для точного лазерного формования, электронно-лучевой плавки, прямого нанесения и прямого лазерного спекания металлов;
4. полимеры, металлы, керамика, композиционные материалы (в твердом состоянии) используются при производстве методом послойного

изготовления изделий из листового металла и произвольного экструзионного формования. Из листов и проволоки, соответственно.

В зависимости от метода формирования слоя АМ-технологии делятся на виды:

1. Bed Deposition – селективное лазерное спекание (синтез), в котором инструментом отверждения является лазер (рисунок 1.4) [15];
2. Direct Deposition – технология непосредственного осаждения материала в точке подачи энергии в момент построения детали (рисунок 1.5) [15].

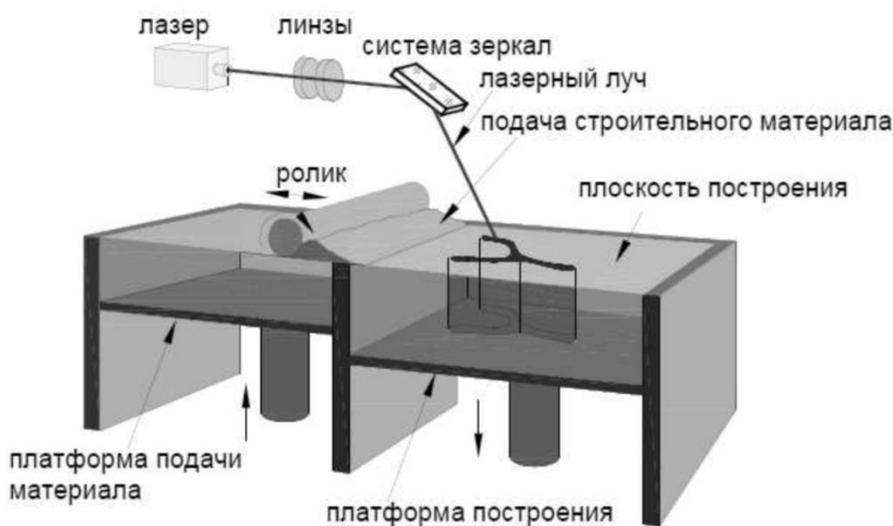


Рисунок 1.4 – Технология Bed Deposition – селективного лазерного спекания

Суть метода состоит в послойной обработке порошка лазером. Каждый слой, начиная с первого, состоит из выровненного роликом (ножом) порошка заданной толщины, который селективно обрабатывается лазером для сплавления (склеивания) модели с соответствующим значением сечения. Не обработанная часть порошка остается неиспользуемой.

Рисунок иллюстрирует процесс переноса лазерного излучения в зону построения при помощи системы зеркал. Платформа построения опускается по мере формирования заданного слоя. Происходит лазерное облучение вновь созданного и выровненного роликом слоя порошка.

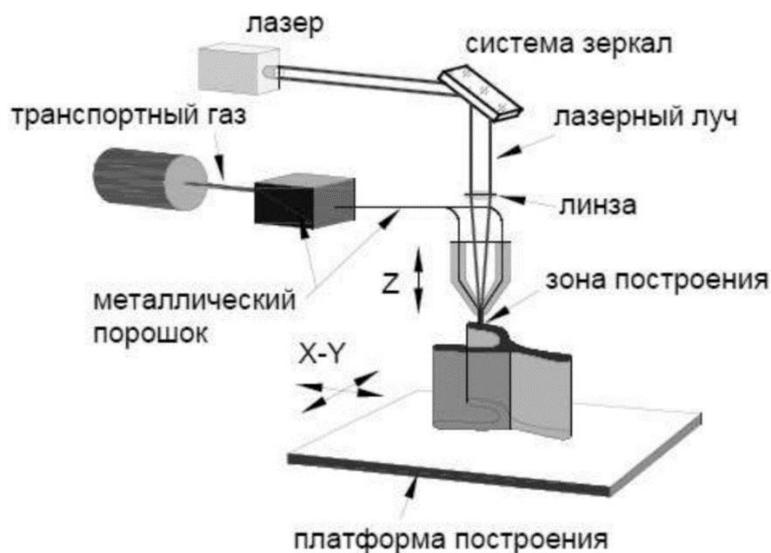


Рисунок 1.5 – Технология Direct Deposition – прямое осаждение материала

Метод заключается в прямом (непосредственном) осаждении материала. При этом слой материала формируется не перемещением самого излучения лазера, а подачей материала в зону излучения. Сопло, подающее порошок и лазер перемещаются синхронно по единой траектории [16].

При использовании не самофлюсующихся порошков целесообразна подача инертного газа (аргон, гелий) в процессе создания детали. Так решается проблема окисления материала в воздухе. Газ в этом методе играет транспортную и защитную функцию. Рисунок 1.5 показывает вариант коаксиальной подачи инертного газа.

Оба метода имеют целью получение готового изделия послойным скреплением частиц порошка с заданным сечением модели.

Современный срез информации по категории эффективности показывает лидерство технологии послойного лазерного сплавления (selective laser melting – SLM) [17, 18]. Впервые этот процесс был проведен одноименной компанией SLM Solution в 2004 году в Германии. SLM процесс представляет собой послойное расплавление частиц порошка сфокусированным лазерным лучом с формированием кристаллизованной твердой массы заданной геометрии сечения. Созданная проектная CAD- модель изделия разбивается на микрослои (от 30 до 100

мкм). Процесс считается законченным, когда изготовлены все слои заданного изделия [19].

Нежелательная особенность метода SLM – высокая шероховатость поверхности произведенной детали. На критерии шероховатости прямое влияние имеют размеры частиц используемого порошка, технологический выбор режима спекания, ориентация модели в 3-D принтере. На сопряженных участках поверхности возможны различия величины параметра шероховатости.

Общими аспектами технологий SLM и SLS являются использование металлического порошка и лазера. Кардинально различаются в этих методах способы воздействия на порошок: спекание частиц по SLS и расплавление с последующим свариванием до жесткого каркаса по SLM методу.

Серийное производство традиционно нацелено на оправданное спросом стабильно большое количество изделий (сотни тысяч и более). Но в высокотехнологичных областях есть запрос и на серийное производство сложногогеометрических изделий из специальных материалов (авиационная, космическая, энергетическая отрасли). Лопатка турбины из сплава никеля, отдельные детали системы топливоподачи (из Ti64), элементы шасси самолета (Ti6Al4V), сегменты колеса компрессора – примерный перечень для серийного аддитивного производства. Применение данной технологии оправдано экономической целесообразностью и рациональностью, наравне или более, чем идея создания уникального прорывного метода производства. Накоплен положительный опыт применения АМ-технологий для нанесения износостойких защитных покрытий поверхностей деталей и ремонта высокотехнологичных изделий (рабочих органов турбин, валов).

Однако, существуют и общие для SLM-технологий проблемы:

1. создание заданной микроструктуры синтезированного материала;
2. пористость, характерная для всех видов АМ-технологий и пути ее нивелирования (исследования [20, 21] показывают зависимость пористости от самого материала и режимов сплавления. Сплавы Al – 4-5% пористости, сплавы Ti – до 2%, стали – менее 0,2%) (Таблица 1.1) [21].

Таблица 1.1 – Физические, механические свойства материалов (по SLM-технологии)

Материал	Плотность, г/см ³	Пористость,%	Твердость		Размерность
			в центре	с края	
H13	7,6059	<0,2	47-55	57	HRC
Ti	4,3928	1,6-1,7	24	27	HRC
AlSi	2,5807	4,7-4,9	90	100	HV1

Устранение внутренней пористости является первоочередной задачей при изготовлении особо ответственных деталей. Для этого используются методы термической обработки и обработки давлением. Например, HIP (Hot Isostatic Pressure) – горячее изостатическое прессование.

Показатели удельной и усталостной прочности, не уступающие показателям качества аналогичных изделий, произведенных по традиционным технологиям, являются доказательством эффективности метода селективного лазерного плавления (таблица 1.2) [22, 23].

Таблица 1.2 – Физико-механические характеристики сплава 316L (аналог 03X17H14M3), полученного при использовании различных технологий

	Литой	Прокатанный	Холодногнутый	Отожженный	SLM	Спеченный	Прессованный	ММ технология
Предел прочности (при растяжении), σ_B , МПа	485	570	620	515	600	365	579	517
Удлинение до разрыва, %	40	70	45	40	67	7	58	50
Плотность, г/см ³	8,0	8,0	8,0	8,0	7,93	-	-	7,6

Современные исследования [24] показывают, что прочность образцов изделий, изготовленных при помощи метода селективного лазерного плавления, зависит не только от грануломорфометрических свойств и геометрических размеров частиц используемого порошкового материала, но и от внутренней микроструктуры и наличия дефектов (пор, трещин, дополнительных включений и пр.), которые появляются, в том числе, от выбранной стратегии обработки порошкового материала в каждом сплавляемом слое при помощи лазерного луча.

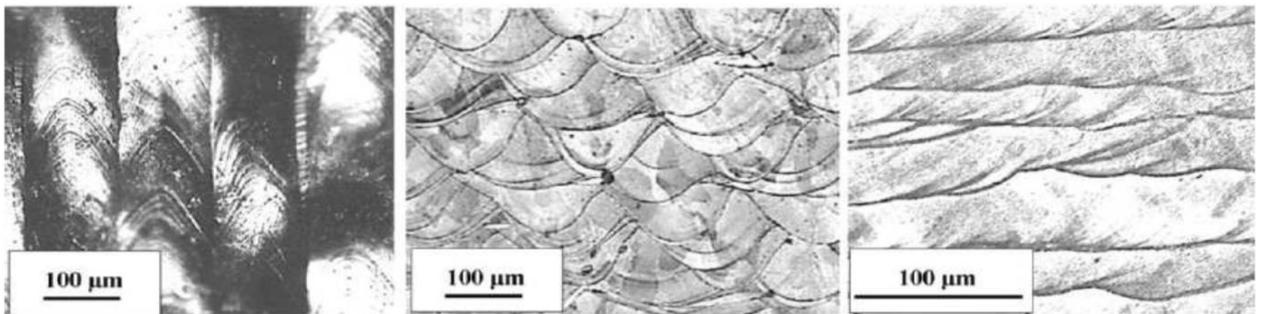


Рисунок 1.6 – Микроструктура образцов изделий [17]

Экспериментально разрабатывается схема режимов обработки конкретно каждого вида материала. Режимы подбираются до этапа исключения сфероидизации расплавленных капель и минимальной пористости деталей.

До настоящего времени не определены и не стандартизированы общие требования к металлопорошковым композициям для АМ-производств. Как правило, производители АМ-машин рекомендуют производимые ими самими же перечни материалов. Фракционный состав порошков различен и зависит так же от стандартов производителя. Измерением фракции служит величина d_{50} (средний диаметр частиц). Например, если у частиц порошка в 50% от объема размер равный или меньше 40 мкм значение d_{50} считается равным сорока.



Рисунок 1.7 – Порошки для аддитивных технологий

На западе номенклатуру материалов для аддитивных технологий курирует организация по стандартизации ISO и ASTM. Так же вопросы стандартизации находятся в компетенции NIST (National Institute of Standards and Technology (США)).

Технологический процесс SLM сплавления лазерным лучом частиц порошка до формирования заданной детали в практике имеет предсказуемые нюансы. Неизбежно «портится» часть порошка в зоне, прилегающей к облучению по основному контуру. Затем происходит удаление и просеивание отработанного материала с последующим смешиванием со порцией свежего порошка. Пропорции смесей устанавливаются самой компанией производителем по внутренним правилам целесообразности. Следовательно, невозможно гарантировать полную идентичность изделий, произведенных на одной и той же установке и с одинаковым исходным материалом.

Логичное общее требование к порошкам для АМ-технологий заключается в необходимости обеспечения текучести композиции порошка и компактности укладывания частиц порошка в заданном объеме. Эти вопросы закрываются сферической формой частиц и физическими свойствами сферы.

Мелкодисперсные порошки и их склонность к комкованию вызывает технологические трудности при работе с ними. Статистически, 90 и более процентов всех порошков для аддитивных технологий получены методом диспергирования расплава.

Статистика проведенных исследований, опытов и наработок производства позволяет сделать вывод о важности и значимости работ направления аддитивных технологий в векторе повышения эффективности производственных процессов и технологическом совершенствовании свойств и качеств изготавливаемых изделий.

1.2 Проблемы негативной технологической наследственности при изготовлении деталей методом селективного лазерного сплавления

Статистика исследований и производства подтверждает значительное число обнаруженных макродефектов в созданных по СЛС технологии заготовок из порошков кобальт-хромового состава. Это дефекты типов: нарушения сплошности

(расслоения), трещины, крупные раковины (воздушные или газовые). Прочность в зоне этих дефектов максимально близка к нулю. Параллельным курсом отмечено возникновение дефектов уровня микроструктуры: высокая шероховатость поверхности материала, поры (низкая плотность), напряженно-деформированное состояние (при местной усадке материала при затвердевании) [25].

Неизбежные дефекты продукции СЛС технологий можно различить:

1. по происхождению (возникают на разных этапах изготовления, транспортировки);
2. по месторасположению в теле детали (изолированные, выходящие за кромку, поверхностные);
3. по глубине залегания, раскрытию;
4. по размерам в разрезе структурных неоднородностей.

Макродефекты (размер свыше 100 мкм) локализованы в общем объеме материала изделия. Микродефекты (размер до 40 мкм) обычно распределены во всем объеме материала (большой его части) [26].

Типы дефектов можно объединить в группы по уровню рисков и степени опасности:

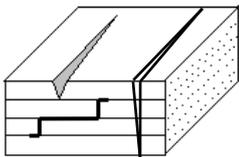
1. Тип дефектов, включающий различные нарушения сплошности (трещины, раковины, скопления пор) материала. Эти дефекты возникают вследствие кристаллизационных напряжений и усадочных процессов в производстве. Появление крупных пор наблюдается при попадании конденсата (окисленных микрокраспин, распыляющихся из зоны контакта луча с порошков в процессе плавления) в зону синтеза. Появление крупных пор и раковин связано также с несплавлением слоя и нарушением дозировки порошка в процессе изготовления деталей.
2. Микропористость металла изготовленной детали. Значительный объем микропористости существенно изменяет характеристики эксплуатационной надежности изделия (прочности, упругости). Изменения находятся в разной степени зависимости от вида деформации (сжатие, сдвиг, растяжение), длительности/цикличности нагрузки и характера напряженного состояния

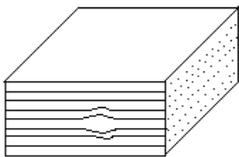
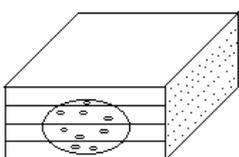
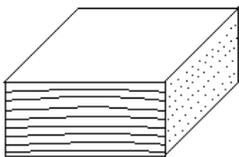
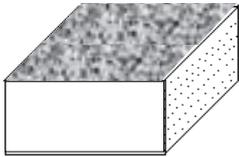
(объемное, плоское, одноосное). Сотые доли процента от объема детали с дефектом микропористости имеют наименьшее влияние на длительную и кратковременную прочность, но существенно влияют на снижение прочности при циклических нагрузках.

3. Группа с повышенной степенью напряженно-деформированного состояния материала. Процесс деформации обусловлен местной усадкой металла в течении охлаждения отдельных зон изделия. Остаточное напряжение приводит к образованию макротрещин, нарушает геометрию детали, деформирует изделие. Проблема имеет решение с помощью термической обработки (снижается до минимума локализованное напряжение).
4. Повышенная шероховатость поверхности детали ухудшает технологические, эксплуатационные характеристики детали и ее внешний вид. Во многих случаях требуется специальная обработка детали для доводки шероховатости до приемлемого значения.

Таблица 1.3 дает представление о видах дефектов (количественные и качественные показатели) с указанием причин их образования в производстве и эксплуатации.

Таблица 1.3 – Виды дефектов в деталях, изготовленных по технологии СЛС

Группа по степени опасности	Вид дефекта	Условное изображение дефекта	Количественные и качественные показатели	Возможные причины образования
1	Нарушение сплошности материала – трещина (поверхностная, внутренняя, сквозная)		Размер дефекта в плане. Глубина и направление трещины. Расположение трещины на детали	Кристаллизационные напряжения

	Нарушение сплошности материала – раковина, скопления крупных пор		Размер дефекта в плане. Глубина залегания	Локальное непроплавление слоя, нарушение дозировки порошка
2	Микропористость материала (локальная зона или распределенная во всем объеме детали)		Доля объема V_p , %	Усадочные процессы, захват молекул (азот, аргон) в процессе синтеза
3	Повышенная степень напряженно-деформированного состояния металла		Предел прочности σ_b , МПа	Остаточные напряжения
4	Повышенная шероховатость поверхности детали		Высота неровностей профиля по десяти точкам R_z , мкм	Узкий интервал оптимальных параметров лазерного синтеза

Неверный выбор параметров в новых технологических процессах и нарушение отработанных режимов может привести к дефектам в металлических деталях, изготовленных методом селективного лазерного сплавления. Рисунки 1.8-1.14 показывают виды дефектов деталей, изготовленных аддитивным методом.

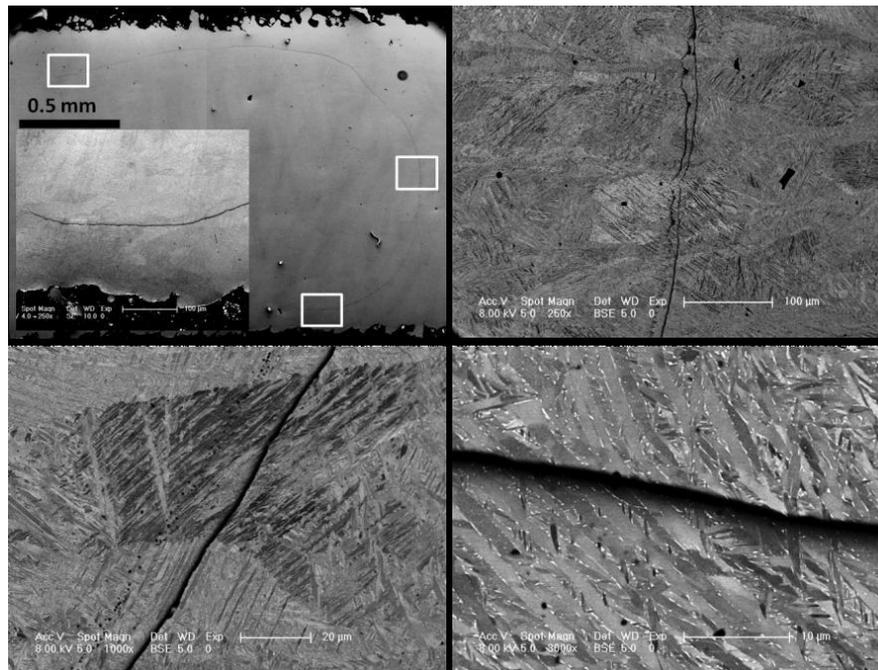


Рисунок 1.8 – Пример кристаллизационной трещины, образовавшейся при ускоренной кристаллизации при скорости охлаждения $0,67-2,34 \cdot 10^4$ К/сек [27]

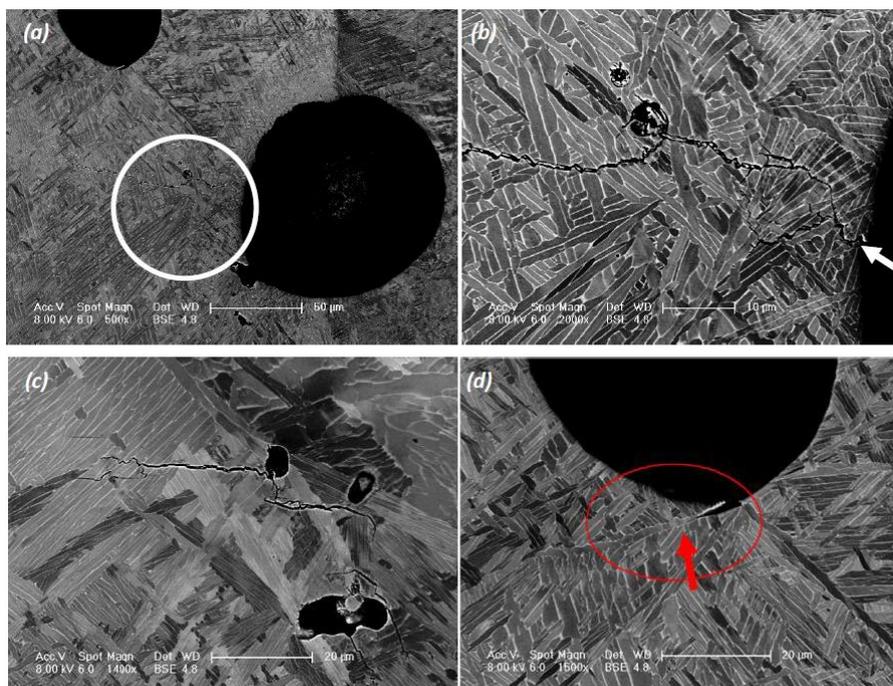
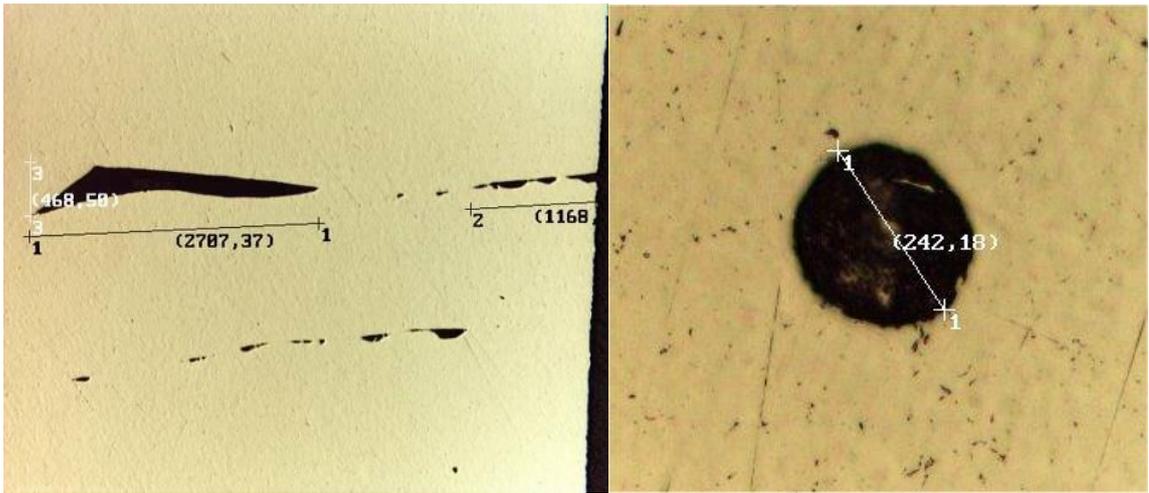


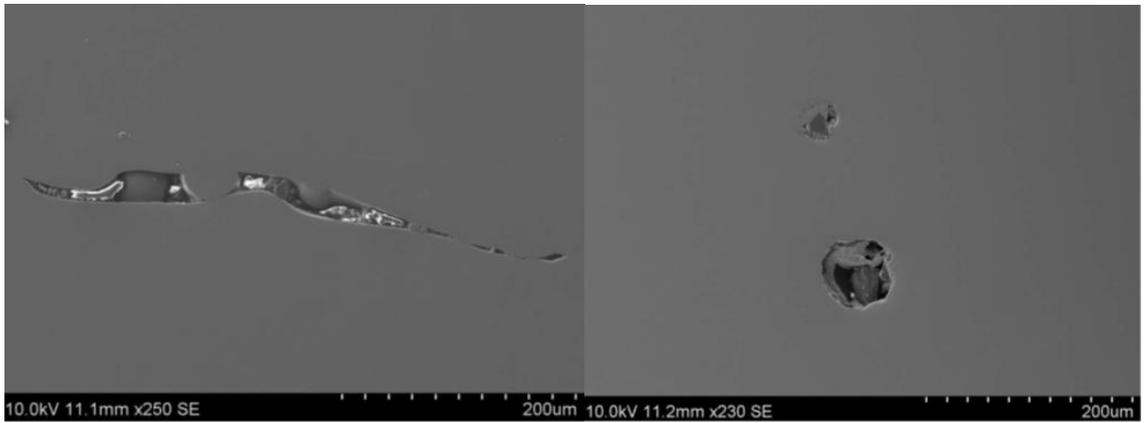
Рис. 1.9 – Развитие усталостных трещин в пористой области [27]



а

б

Рисунок 1.10 – Несплавление (а) и пора (б) [28]



а

б

Рисунок 1.11 – Межслойные поры (а) и внутрислойные поры (б) [29]

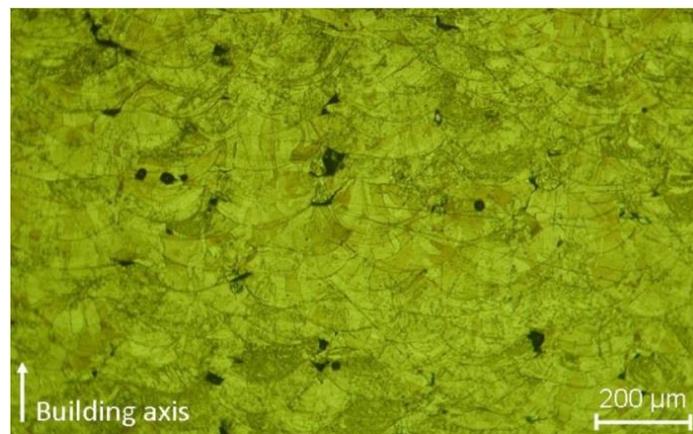


Рисунок 1.12 – Микропористость (средний размер ~0,03мм) [30]

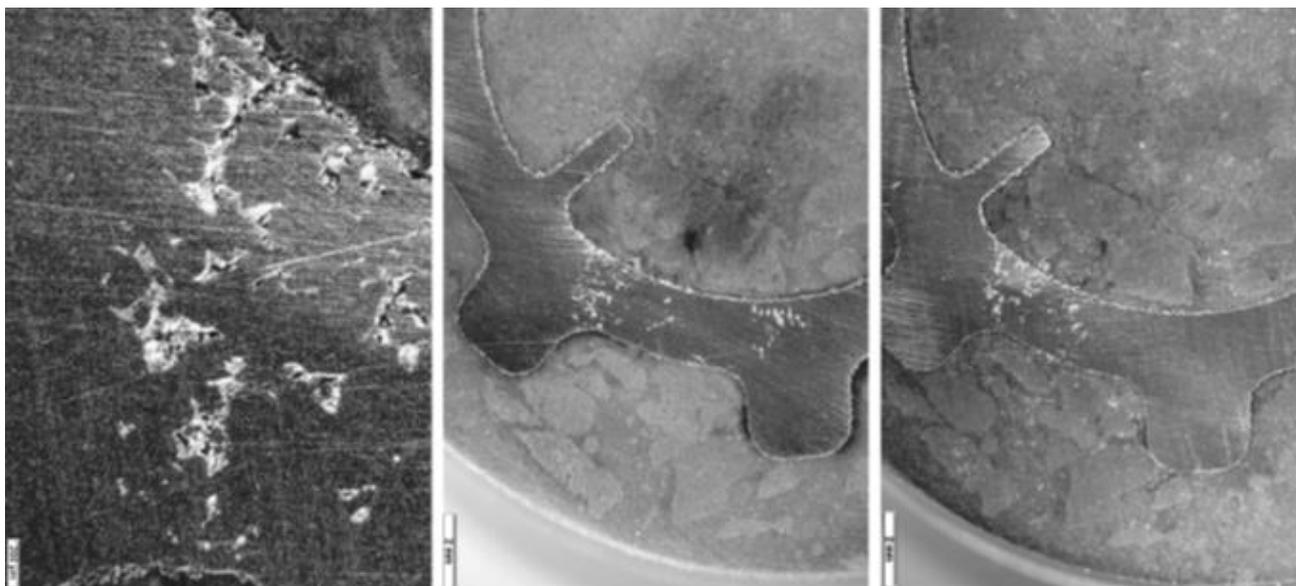


Рисунок 1.13 – Пористость [31]

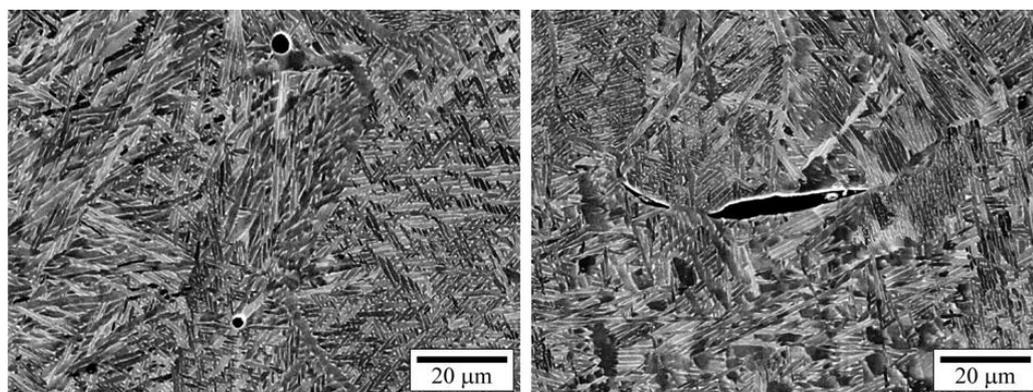


Рисунок 1.14 – Поры и несплавление [32]

1.3 Методы упрочнения поверхности деталей, произведенных при помощи аддитивных технологий

В авиадвигателестроении наиболее широкое применение нашли методы поверхностного пластического деформирования (ППД). Применение метода ППД дает явное превосходство в обработке сложнопрофильных аэродинамических поверхностей (в деталях авиационных двигателей) относительно традиционных методов управления параметрами качества поверхностного слоя вместе с повышением эффективности и снижением затрат производственного процесса. Однако непрерывное повышение уровня механической нагруженности основных деталей двигателей нового поколения и усложнение их геометрии требует

дальнейшего развития технологии отделочно-упрочняющей обработки поверхностей.

В ходе исследований последних лет установлено, что методы упрочнения, обеспечивающие создание в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений (деформационное упрочнение минимальной степени) максимально эффективными в отношении деталей под знакопеременными нагрузками в процессе эксплуатации. Опыт исследований подтверждает так же зависимость величины сопротивления усталости металла от остаточного напряжения. Практика же ППД метода доказала, что только при создании достаточно высокой степени деформационного упрочнения возможно формирование заданной величины и глубины распространения остаточных напряжений.

Перспективными методами поверхностного упрочнения деталей проточной части ГТД, повышающими их сопротивление усталости при эксплуатационных повреждениях, рассматриваются следующие методы:

1. упрочнение ударами стальных шариков, движущихся в поле вибраций с ультразвуковой частотой (метод УЗУ);
2. упрочнение методом обкатывания поверхности шариком с небольшой пластической деформацией (метод МПО);
3. упрочнение импульсами лазерного луча (метод лазерного упрочнения);
4. кавитационный метод упрочнения.

Применение новых методов упрочнения имеет преимущества, относительно традиционных (виброгалтовка, обдувка шариками):

1. сохранение исходного уровня качества поверхности по параметру шероховатости или повышение этого уровня;
2. распространение остаточных напряжений сжатия (ОН) на большую от поверхности глубину (до 0,2 – 0,5 мм);
3. малую степень пластической поверхностной деформации, обеспечивающую повышение стойкости сформированных напряжений сжатия к релаксации (в рабочей температуре и вибрационном режиме работы лопаток).

1.3.1 Пневмодробеструйное упрочнение

Пневмодробеструйное упрочнение признано экономически выгодным, универсальным, достаточно простым среди методов упрочнения ППД.

На основании проведенной классификации конструктивных и технологических концентраторов напряжений в зависимости от марки материала деталей, геометрических форм и размеров элементов поверхностей разработаны простые по конструкции и удобные в эксплуатации устройства для упрочнения (рисунок 1.15). Эти устройства изготавливаются двух типов: стационарные и в виде пневмопистолетов.



Рисунок 1.15 – Установка пневмодробеструйного упрочнения

В зависимости от марки материала деталей в качестве рабочей среды применяется стальная или алюминиевая дробь диаметром 0,2 – 1,5 мм. Упрочнение производится при давлении сжатого воздуха, подаваемого в устройство, 245-441 кПа. Период воздействия от 1 до 10 минут. Выбор временного интервала определяется размером и формой концентратора.

Недостатки обработки сухой дробью пневмодробеструйным способом:

1. повышение локальной температуры до 600-650°C при ударе дроби об обрабатываемую поверхность;

2. относительно высокий уровень шероховатости поверхности после обработки;
3. нестабильный режим упрочнения, связанный с интенсивным износом сухой дроби;
4. перенос материала дробинок на обрабатываемую поверхность.

Изучение недостатков данной обработки дало толчок к развитию других методов обработки дробью с СОЖ (гидродробеструйное упрочнение).

1.3.2 Гидродробеструйное упрочнение

Сущность гидродробеструйного упрочнения состоит в том, что рабочим телом является жидкость, которая, эжектируя дробь, придает ей определенную скорость в направлении оси сопла.

Гидродробеструйная установка – это камера, разделенная проволочной сеткой на две части. В полости камеры располагается обрабатываемая деталь, имеющая вращательное и возвратно-поступательное движение, а также дробь, залитая смазывающе-охлаждающей жидкостью. На дне камеры установлено эжекторное сопло, которое и является в данной установке основным элементом. Полость служит непосредственно отстойником, из которого через слив удаляется обработанная жидкость в бак, имеющий фильтр и змеевик (для подогрева/охлаждения). Установка приводится в действие от индивидуальной насосной станции, состоящей из электромотора и центробежного насоса, подающего рабочую жидкость в эжекторное сопло.

Рабочей жидкостью служит трансформаторное масло ТМ-1 или вода с антикоррозионными добавками, а в качестве дроби используют калиброванные шарики диаметром 0,5-2 мм.

Гидродробеструйные установки отличаются компактностью конструкции и удобством эксплуатации. Благодаря тому, что в качестве рабочей жидкости используется несжимаемое вещество, отпала необходимость в вытяжной вентиляции, и стало меньше неудобств в отношении герметизации камеры. Есть еще ряд преимуществ относительно пневмодробеструйными установками:

1. При исходной шероховатости поверхности обрабатываемой детали $R_z = 3,2 \div 1,6 \mu\text{м}$ после гидродробеструйной обработки сохраняется та же шероховатость с более плавной эпюрой остаточных напряжений в поверхностном слое с меньшим подслоинным максимумом. Это объясняется тем, что удар дробинок происходит через жидкостную пленку.
2. Они более производительны по общему расходу дроби. Расход дроби через каждое сопло с рабочим давлением жидкости 0,2 МПа равен 24 кг/мин.
3. В силу своей автономии (отсутствие вытяжной вентиляции, источников сжатого воздуха), лучших условий труда на рабочем месте и стабильности в работе для данных установок упростилась задача по автоматизации процесса гидродробеструйного упрочнения. В частности, представилась возможность запрограммировать давление рабочей жидкости в зависимости от угла поворота изделия и тем самым получить нужный наклеп для различных участков поверхности изделия.

Данный тип упрочнения используют для обработки деталей из алюминиевых сплавов, титановых сплавов, стали и др. Максимальный размер обрабатываемой детали 600x2500 мм. Гидросистема промышленных установок имеет мощность $8 \div 800$ кВт и обеспечивает непрерывный расход технологической среды (СОТС) до $2,5 \div 4$ л/мин., при этом шум установки до уровня ~ 65 дБ.

1.3.3 Виброударное упрочнение свободными твердыми частицами

Виброударная обработка (рисунок 1.16) один из технологических процессов упрочнения пластическим деформированием. Этим методом упрочняют, в частности, лопатки компрессора. Для упрочнения пера рабочей части лопаток с успехом применяют процесс виброударной обработки стальными шариками. Для осуществления этого процесса созданы специальные установки, позволяющие обеспечить колебания рабочего стола в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Лопатки обычно укрепляются в специальном приспособлении, которое устанавливается на рабочем вибростоле. Для виброударной обработки применяют в качестве рабочих тел - стальные шарики диаметром 2-3,5 мм.



Рисунок 1.16 – Установка для виброударного упрочнения

За счет ударов шариков о поверхность лопаток происходит сглаживание неровностей поверхности и происходит ее упрочнение, способствующее повышению предела выносливости. Кроме того, такого рода обработка обеспечивает стойкость против контактной и химической коррозии и механических повреждений твердыми частицами, которые попадают в воздухе, всасываемом в компрессор.

1.3.4 Центробежное упрочнение

Центробежная обработка считается одной из признанных отделочно-упрочняющих методик (рисунок 1.17). Она высокопроизводительна и заключена во вращательном движении гранулированной обрабатывающей среды с деталями вокруг вертикальной оси. Вращение идет по форме тора по спиральным траекториям. В рабочей камере загруженные «внавал» детали вращаются вместе с рабочей средой. Относительное перемещение в рабочей камере деталей во взаимодействии с гранулированной средой при смачивании непрерывно подаваемой жидкостью является процессом упрочнения.

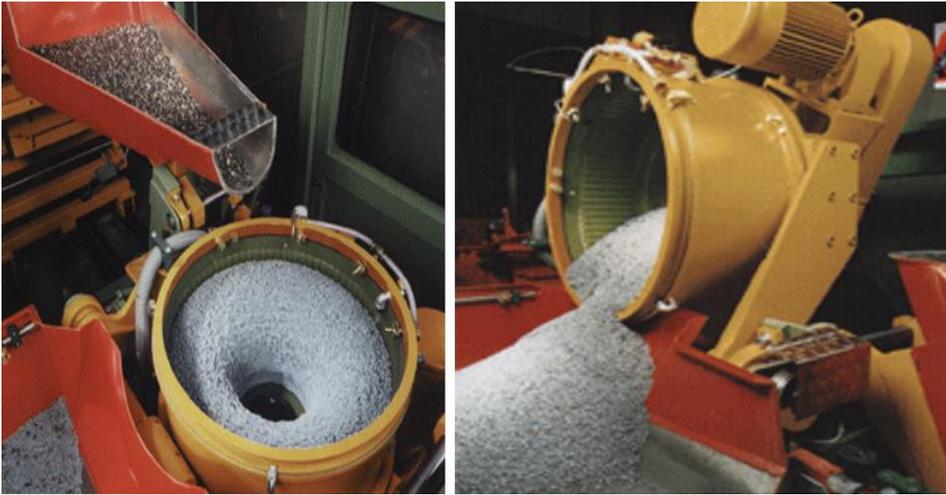


Рисунок 1.17 – Установка для центробежной упрочняющей обработки

1.3.5 Упрочнение лазерным ударом

По физической сущности процесс поверхностного пластического деформирования при лазерном ударе, не содержит принципиального отличия от удара дробинки при дробеструйной обработке, удара бойка при ультразвуковом упрочнении или удара взрывной волны при упрочнении взрывом. Во всех этих случаях от места удара в глубину материала распространяются ударные волны. Следовательно, метод лазерного удара (рисунок 1.18) создает взрывную волну аналогично методу упрочнения взрывом. При воздействии лазерного луча на обрабатываемую поверхность возникает взрыв плазмы, заключенный между обрабатываемой поверхностью и слоем воды.

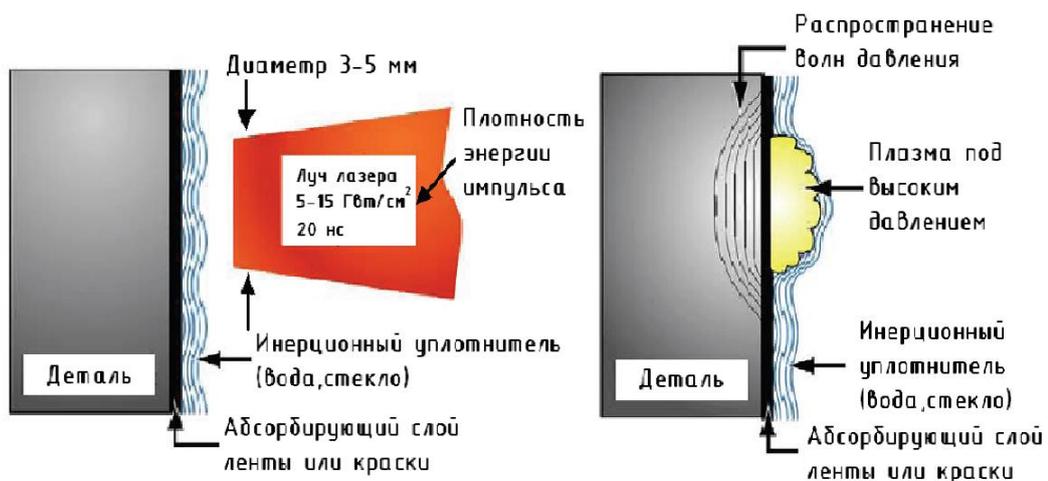


Рисунок 1.18 – Схема упрочнения поверхностей лазерным ударом

В качестве абсорбирующего материала используется тонкий слой черной краски, нанесенный на поверхность металла, который обеспечивает поглощение лазерного излучения, а поверхность омывают потоком воды, через который подают лазерные импульсы на поверхность. В зоне обработки лазерный импульс создает облако плазмы с давлением до ста тысяч атмосфер. Действие высокого давления этого облака способствует возникновению местной поверхностной пластической деформации.

Основное преимущество лазерного метода заключается в формировании сжимающих напряжений на большой глубине в поверхностном слое упрочняемой детали ($0,5 \div 0,7$ мм) и минимальной степени деформации (~ 5 %). В зависимости от режима упрочнения и типа материалов предел выносливости лопаток компрессора повышается до 30-50 %. Реализация технологии лазерного упрочнения на производстве усложняется необходимостью полной автоматизации процесса (нанесение абсорбирующего слоя, ламинарный поток воды, в виде водного экрана, удара лазерного луча – в синхронизации).

1.3.6 Упрочнение малопластичным обкатыванием шариком

Упрочнение поверхности методом ее выглаживания шариком состоит в прижиге шарика к упрочняемой поверхности с помощью жидкости под регулируемым давлением (рисунок 1.19).



Рисунок 1.19 – Упрочнение кромок лопаток компрессора с помощью выглаживания шариком

Упрочнение поверхности МПО осуществляется регулируемым давлением шарика на упрочняемую поверхность.

При обкатывании микронеровности поверхности подвергаются пластической деформации. Достигается заполнение впадин микропрофиля.

Усилие – главный параметр режима обкатывания. Сложность его определения объясняется нелинейной зависимостью между величиной усилия обкатывания и характеристиками качества поверхностного слоя.

Шероховатость поверхности зависит от величины критерия подачи. Во избежание получения необработанных участков поверхности, величина подачи должна быть меньше ширины отпечатка шарика или ролика. Число проходов незначительно влияет на качественные показатели обкатываемой поверхности. Конструктивное отличие этого метода от других, заключается лишь в том, что шарик опирается не на вращающийся элемент, а на жидкость высокого давления. Это отличие усложняет конструкцию, но при этом не влияет на качество.

1.3.7 Упрочнение эффектом кавитации

Самым технически сложным является кавитационный метод упрочнения поверхности. Кавитация, как опасное разрушение поверхности металлов в жидкой среде, исследуется достаточно давно, однако начальная стадия развития этого процесса, в котором реализуется развитие пластической деформации локальных участков поверхности требует детального изучения. Исследования показывают, что остановка процесса развития кавитации в такой начальной стадии позволяет получать в детали остаточные напряжения сжатия поверхностных слоев материала, аналогично лазерному ударному упрочнению без отделения частиц материала. Т.е. процесс не доходит до стадии кавитационного износа детали, а лишь приводит к модификации поверхности. Изменение напряжения по глубине проявляются низким градиентом. Необходимо экспериментально определить условия прохождения кавитационных процессов, вызывающих упрочнение поверхности деталей, и исключить условия разрушения при кавитационном упрочнении.

Процесс кавитационного упрочнения является менее затратным чем лазерное упрочнение и для его осуществления требуется камера для обработки деталей при высоких давлениях рабочей жидкости (350 МПа) компрессор для ее подачи через

сопло с расходом 3-12 л/мин и манипулятор, управляющий соплом с трехкоординатным перемещением. Такой процесс также удобен для автоматизации и использования в серийном производстве.

Для обеспечения качества рабочей поверхности лазерное и кавитационное упрочнения имеют явные преимущества в том, что в них не используется непосредственный контакт детали и твердого обрабатываемого тела, что, по-видимому, и реализует плавный переход сформированных сжимающих поверхностных напряжений в глубинные компенсирующие напряжения.

1.3.8 Ультразвуковое упрочнение

Ультразвуковое деформационное упрочнение деталей состоит в обработке хаотически движущимися стальными шариками. Сам процесс происходит в условиях ограниченного пространства за счет кинетической энергии. Обработка поверхности происходит в «облаке» рабочей среды (шариков) одновременно с двух сторон. Принципиальная схема показана на рисунке 1.20.

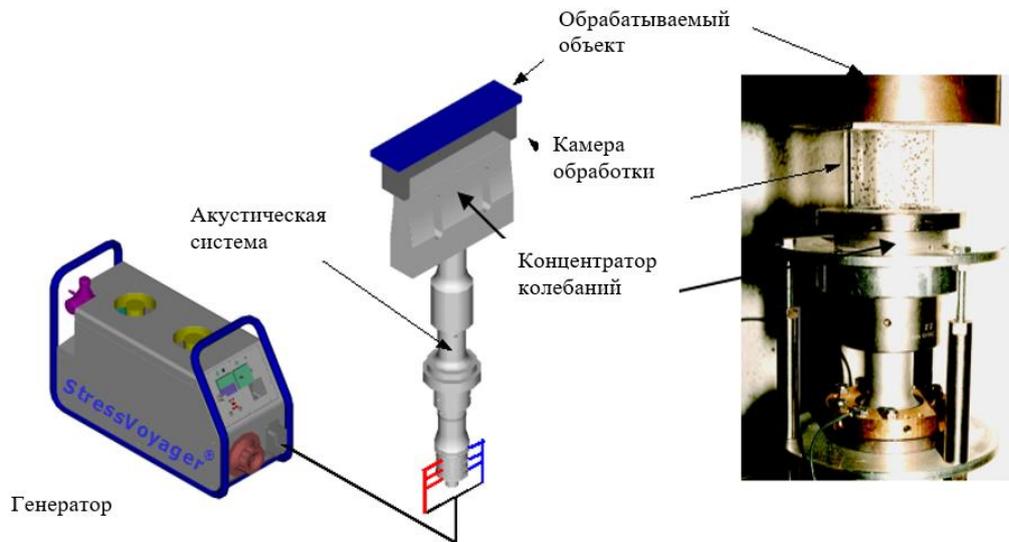


Рисунок 1.20 – Принципиальная схема рабочих органов установки
ультразвукового упрочнения

Основным рабочим узлом установок для ультразвукового упрочнения является акустическая система, включающая в себя ультразвуковой генератор (преобразует электрическую энергию частотой в 50 Гц в ультразвуковую частоту 20 КГц), пьезоэлектрический преобразователь (эл. энергия ультразвука преобразуется в механическую энергию такой же частоты) и концентратор

ультразвуковых колебаний (рисунок 20). Колеблющийся с ультразвуковой частотой концентратор воздействует на стальные шарики, сообщая шарикам необходимую кинетическую энергию. Кинетическая энергия летающих шариков расходуется на пластическую деформацию при ударе о поверхности обрабатываемой детали. Хаотичное перемещение стальных шариков обеспечивает равномерную обработку поверхности детали.

На современных ультразвуковых установках измерение частоты и амплитуды колебаний проводится в реальном масштабе времени, посредством емкостного датчика, при этом все технологические параметры обработки отображаются на дисплее компьютера. Сигнал, снятый с датчика, поступает на вход генератора УЗ колебаний. Генератор, получая сигнал с датчика о частоте колебаний, определяет и варьирует необходимую для привода концентратора динамическую мощность, чтобы определить, подходит ли данная частота технологическим условиям обработки. В этом процессе амплитуда колебаний пропорционально связана с излучаемой динамической мощностью. Генератор постоянно обменивается пакетами информации с системой контроля, посредством последовательного порта передачи данных. Таким образом, при работе установки реализуется метод обратной связи (измерение и корректировка параметров в процессе обработки).

Генератор, акустическая система и электронная система контроля в совокупности работают над регулированием амплитуды колебаний концентратора.

Процесс ультразвукового упрочнения повышает уровень твердости поверхностного слоя на 15-20%, формируя при этом остаточные напряжения сжатия (до 700 МПа при глубине залегания 150 мкм).

Данные параметры поверхностного слоя обеспечивают увеличение долговечности деталей до 1,5 раз при циклических нагрузках 165-260 МПа.

1.4 Методы модифицирования поверхности пучками заряженных частиц

Традиционно для высокотехнологичных производств и авиационной техники, в частности, важнейшим аспектом считается соответствие технологий и материалов растущим требованиям надежности и экономической эффективности.

Современный этап развития технологий характеризуется появлением прорывных методов и методик. Аддитивные производства занимают весомую позицию в списке ключевых, приоритетных или, так называемых, критических технологий. Указанные векторы напрямую затрагивают и сферу производства газотурбинных двигателей (ГТД) [33].

В текущем моменте можно наблюдать широкое использование в авиации продуктов аддитивного производства. Это изделия, изготовленные методом селективного лазерного сплавления из порошков металлов, используемых в авиастроении. Все детали должны непременно отвечать отраслевым конструктивным требованиям и соответствовать стандартам физико-механических свойств (жесткость, несущая способность) [33].

Используя малооперационные технологии СЛС при проектировании опытных технологических процессов можно существенно сократить энергозатратность и трудоемкость сложнопрофильных деталей ГТД, производимых из труднообрабатываемых материалов. Применение инноваций при изготовлении деталей неотделимо от вопроса качества и высокого уровня эксплуатационных свойств поверхностного слоя изделий, получаемых в производственном процессе. В этом векторе можно рассмотреть технологии модифицирования поверхностного слоя, приближенные по своему механизму воздействия к технологии СЛС. Анализируя отраслевой и исследовательский опыт, можно сказать, что обработка электронными и ионными пучками является одной из технологий модификации поверхностного слоя деталей и узлов. При использовании указанных технологий для улучшения состояния поверхностного слоя и придания подповерхностным слоям заданных свойств учитывается, что изменения происходят как в твердом состоянии материала, так и в расплавленном. В расплавленный же материал возможно введение растворимых и нерастворимых

добавок и изменение структурно-фазового состояния поверхностного слоя в заданных параметрах.

1.4.1 Метод ионной имплантации

Ионной имплантацией считается процесс введения примесных атомов в твердое тело методом бомбардировки поверхности ускоренными ионами. Термин ионное внедрение и легирование тождественен имплантации. Ионная бомбардировка внедряет ионы вглубь мишени. Проникновение ионов переходит в существенный уровень при энергии $E > 1 \text{кэВ}$. Традиционным термином ионной имплантации считается облучение поверхности твердого тела энергией от 5 до 10 энергий связи атома в решетке мишени при облучении. Однако, в рассматриваемом методе этот диапазон сужен от 5-10 кэВ до 50-100 кэВ.

Многokrатно сталкиваясь, движущиеся частицы рассеиваются, теряя энергию, отражаются назад или останавливаются (распределяясь по глубине материала). Процесс потери энергии происходит в результате взаимодействия электронов мишени с парными ядерными упругими и неупругими столкновениями. Переданная атомам мишени энергия изменяет направление движения частиц. Находясь в условиях малых прицельных параметров при высоких энергиях ядра частиц, сталкиваясь, сближаются на расстояние, меньшее радиуса электронных орбит. Такое взаимодействие описано кулоновским потенциалом. Низкие же энергии приводят к существенному экранированию ядер электронами.

Принято разделять процессы взаимодействия движущегося иона с электронами и взаимодействие между ядрами иона и атомами мишени. При этом, оба механизма считаются аддитивными при однородной и изотропной среде по теории ЛШШ (Линдхарда-Шарфа-Шиотта). Теория обосновывает удельные потери энергии с ростом энергии иона, проходящие через максимум в зоне упругих столкновений с последующим убыванием.

Процесс удельных потерь при неупругих столкновениях возрастает по коренному закону. Ион при значительных скоростях энергии движется как голое

ядро в мишени. При этом удельные потери энергии убывают с ее дальнейшим ростом.

Траектория иона представляет собой сложную ломаную линию, которая составлена из отрезков пути между элементарными актами рассеяния на большие углы (рисунок 1.21).

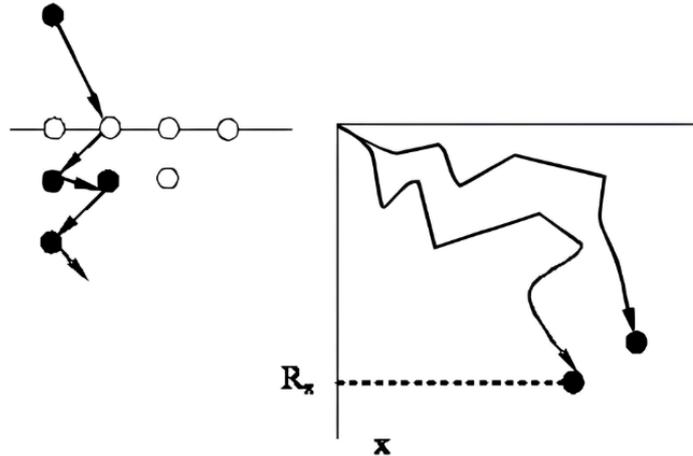


Рисунок 1.21 – Схема взаимодействия иона с атомами мишени

Функция распределения стабилизированных ионов по глубине образца имеет максимум. Расстояние точки максимума от поверхности определяется величиной среднего пробега ионов данной энергии (рис. 1.22).

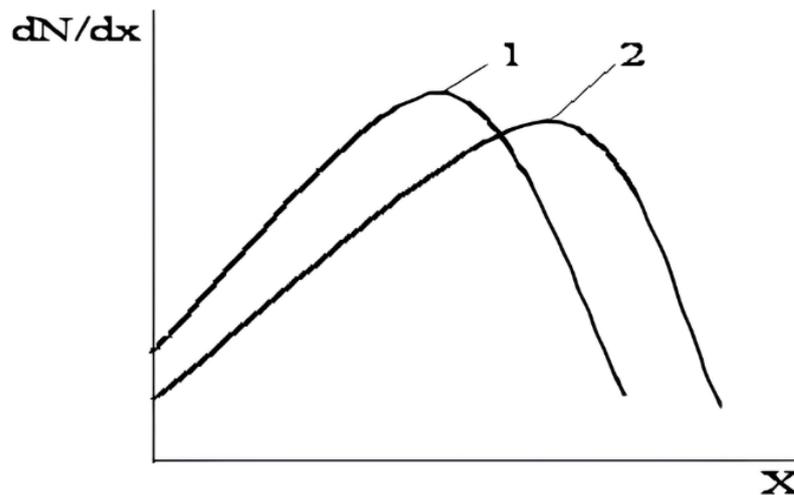


Рисунок 1.22 – Характерные функции распределения плотности имплантированных атомов по толщине слоя. 1 - при энергии ионов E_1 ; 2 –при энергии ионов E_2

Процессы ионной имплантации характеризуются проективным пробегом иона R_x (проекция траекторного пробега на направление первоначального движения частицы и распределением имплантированных атомов по R_x (по глубине x при бомбардировке по нормали к поверхности мишени).

Если в процессе ионной имплантации изменить энергию ионов, то получим распределение внедряемой примеси по заданной глубине формы. Полное число атомов примеси N , которое может быть имплантировано в твердотельную мишень через единицу поверхности, ограничивается распылением. При коэффициенте распыления S (число атомов мишени, выбиваемых одним ионом) больше доли внедряющихся частиц $\alpha=1-k$ (k - коэффициент отражения). В пренебрежении диффузией $n \approx S$ при $N \approx n R_x$, где $nS=\alpha n_0/S$ - концентрация примеси у поверхности в установившемся режиме. Если $S < \alpha$, то концентрация имплантированных атомов будет монотонно расти с увеличением дозы ионов.

Метод ионной имплантации в металлы применяется для повышения параметров качества: износостойчивости, твердости, коррозионной стойкости, коэффициента трения. Большие дозы концентрации внедренной примеси, сравнимой с n_0 могут привести к образованию новых соединений. Ионная бомбардировка дает возможность вводить примесь как из пучка, так и из предварительно нанесенной на поверхность мишени пленки. Нарращивание имплантируемого материала может происходить в процессе самой бомбардировки. Полученные ионным осаждением пленки показывают хорошую степень адгезии к подложке и высокий уровень плотности.

К достоинствам ионной имплантации можно отнести возможность имплантировать любую примесь, легировать любой материал, вводить примесь любой концентрации (независимо от степени растворимости в материале подложки) и при любой температуре, работать с легирующими веществами от технической чистоты до химических соединений, легировать локально (механическим маскированием, например). Так же получают большие градиенты концентрации примеси по глубине слоя, что сложнодостижимо при применении

традиционных методов. Процесс возможно полностью автоматизировать и контролировать в производственных масштабах.

Недостатки, лимитирующие возможности ионной имплантации:

1. возможность вводить любую примесь иногда ограничена свойствами рабочего вещества ионного источника:
 - а. слишком высокая рабочая температура;
 - б. химическая или температурная нестойкость;
 - в. чрезмерная токсичность;
 - г. коррозионная активность.
2. возможность легировать любой материал в действительности означает только возможность ввести, внедрить атомы легирующего вещества внутрь объема мишени. Легирование - определенное положение в кристаллической решетке мишени. Но возможности ионной имплантации в большинстве случаев сопоставимы с результатами диффузии.

Так, коэффициент распыления слоя ограничивает возможность введения примеси в любой концентрации сверху объекта. При отжиге дефектов есть вероятность выделения преципитатов другой фазы из-за введения примеси сверх предела растворимости. Только системы с несущественным состоянием кристаллической решетки допускают низкую температуру легирования. В иных случаях придется восстанавливать нарушения в кристаллической решетке, тогда нивелируется температурный выигрыш по сравнению с диффузным легированием. Необходимость осушки (устранения из материала легкоионизирующихся примесей) лимитирует преимущество технической чистоты легирующих веществ. Достоинства локальности легирования сопровождаются необходимостью вбивания материала трафарета/маски в легируемый слой. В металлургии достоинство малых толщин легированного слоя становится недостатком, в отличие от микроэлектроники. Расчетные градиенты (по распределению пробегов ионов) реально никогда не получаются по причине размытия профиля, обусловленного радиационным стимулированием диффузии примеси. Легкость контроля и автоматизации процесса во многих установках используется, но до идеально

автоматизированной технологической линии - еще далеко. Признан и пока остается неизменным факт лидерства ионной имплантации в рейтинге самых дорогостоящих на сегодняшний день методик обработки.

Ионная имплантация с сепарацией по массам по праву считается уникальной в качестве метода исследования и модификации поверхностных слоев. Уникальность распространяется на спектр и диапазон концентрации примесей для легирования, многообразие вариантов материалов для обработки. Стоит признать, что все аспекты уникальности приемлемы в основном для научно-исследовательских целей на сегодняшний день, так как выявленные векторы практического использования примесей, концентраций, толщин легированного слоя вынуждают искать альтернативные методы с подобным результатом.

В научно-исследовательской работе и производственной практике используются основные виды ионной имплантации: ионная имплантация атомами отдачи и имплантация в условиях ионного перемешивания.

1. Процесс имплантации атомами отдачи происходит при нанесении на поверхность детали методом испарения в вакууме тонкого слоя легирующего элемента. Дальнейшая обработка поверхности первичными ионами приводит к передаче атомам покрытия кинетической энергии. Легирующий состав внедряется в поверхностный слой обрабатываемого изделия. При этом не прекращается частичное распыление материала покрытия. Использование ионов одного сорта (инертного газа, например) и покрытий из разных материалов создает условия для легирования поверхностного слоя изделий различными элементами, что доказывает универсальность самого метода обработки. Однако, постоянно распыляемый материал требует восстановления, что признано значительным недостатком технологии.
2. Суть метода ионной имплантации в условиях ионного перемешивания заключается в одновременном процессе обработки ионами инертного газа поверхности изделия и осаждением на ней ионов легирующего элемента.

Разнообразные технологические приемы и методы ионной имплантации дают широкий спектр возможностей изменения химического состава и структуры слоев материала. Главная же положительная особенность метода заключается в отсутствии изменений размера детали. В таком случае деталь может использоваться сразу после чистовой прецизионной обработки [34-37].

Рассмотрим опыт передовых западных производств на примере британской компании по производству энергетического оборудования и авиа-, судостроения. Корпорацией «Роллс-Ройс» опробовано 45 методов поверхностной обработки нагартованного сплава Ti-6Al-4V с целью повышения сопротивления усталости при фреттинге. Методика испытаний состояла в определении доли нормальной многоциклового усталостной долговечности ($10^7..10^8$ циклов), которая обеспечивалась при приложении к образцам колодок, создающих условия фреттинга. Третьим в рейтинге лучших способов повышения усталости при фреттинге стала имплантация в сплав ионов бария при дозе 10^{16} см⁻². Ионы бария обеспечили 55% нормальной долговечности в сравнении с 62% (полученными при детонационном нанесении карбида вольфрама и хрома). Третье рейтинговое место методики сопровождается более высокой технологичностью по сравнению с детонационными методами, вызывающими изменение геометрических размеров деталей [34-37].

Ионная имплантация также существенно повышает коррозионную стойкость (имплантация молибдена повышает коррозионную стойкость к питтингу чистого алюминия и сплавов из него). При имплантации же ионов палладия в титан с дозой 10^6 х см⁻² при энергии 90 кэВ скорость коррозии в одномолярном растворе серной кислоты снижается практически в 1000 раз.

В современном производстве ионная имплантация получила следующее практическое применение:

1. производство конечных продуктов, требующих создания поверхностных слоев с заданными свойствами (ортопедические импланты, подшипники для авиастроения);

2. изготовление прецезионного инструмента (штампы, пуансоны, прессформы) [34-37];

Максимально перспективными для ионной имплантации являются бериллий, титановые, циркониевые сплавы, нержавеющей инструментальные и подшипниковые стали. Высока эффективность ионной имплантации для антикоррозионной защиты изделий из материалов высокой прочности, которые после стандартной химико-термической обработки теряют уровень прочностных качеств (например, мартенситно-старяющиеся стали).

Ионная имплантация в авиационной технике применяется для упрочнения поверхностей шестерен и высокоточных подшипников. При этом повышается сопротивление износу, коррозионная стойкость и снижается коэффициент трения подшипниковых материалов (без явного изменения геометрии деталей). Применение ионной имплантации так же ликвидирует угрозу отслаивания покрытия, возникающую в результате химико-термической обработки. Отслаивание нивелируется отсутствием четкой поверхности раздела между общим объемом детали и упрочненным слоем [34-37].

Показателен опыт применения ионной имплантации для повышения коррозионной стойкости подшипников самолетов на авианосцах. В условиях осаждения морской соли из воздуха в масле авиадвигателей учащаются случаи коррозионного повреждения подшипников. Имплантация же молибдена, тантала, хрома и фосфора в подшипники из стали М50 значительно повышает их коррозионную устойчивость.

Последовательная имплантация титаном и углеродом подшипниковых сталей повышает сопротивление износу деталей. Имплантирование ионами тантала стальных подшипников и шестерен повышает в тандеме сопротивление износу и коррозии. Этот доказанный факт дает основание для рекомендации по применению обработанных деталей в ракетах и вертолетах [27].

Имплантация ионов бора в бериллиевые подшипники, эксплуатируемые в условиях сильной нагрузки в авиационной технике, кратно снижает износ и коэффициент трения.

Статистически все представленные данные подтверждены в применении ионной имплантации для полученных традиционным производственным способом поверхностей деталей. Предварительные же исследования предполагают высокую вероятность эффективности данного метода для модификации и легирования поверхностей деталей, изготовленных по СЛС-технологии.

1.4.2 Лазерное модифицирование поверхности металлов

Метод модифицирования поверхностей деталей лазерным излучением основывается на последовательном локальном нагреве участка поверхности и охлаждении со сверхкритической скоростью (после прекращения лазерного воздействия). Охлаждение происходит за счет теплоотвода в глубокие слои материала. Таким образом формируется жесткий термический цикл на высоких скоростях перемещения источника нагрева и охлаждения. Регулировка теплового воздействия производится изменениями параметров самого излучения и режимов обработки. Рисунок 1.23 показывает схему классификации лазерных методов модифицирования металлов.

Возможность регулирования и обоснованного выбора скоростей нагрева и охлаждения металла, времени его пребывания в высоких температурах, приводит к получению требуемой структуры и заданных свойств поверхностного участка.



Рисунок 1.23 – Классификация методов лазерного модифицирования поверхности металлов

Лазерное модифицирование технологически может использоваться в финишном этапе обработки, исключая механическую. Достоинство лазерного модифицирования заключается в возможности проведения процедуры уже после сборки узла из деталей или конструкции. Доступность метода к автоматизированию в сочетании с высокой производительностью процесса позволяют встроить операции лазерного модифицирования в технологическое современное производство. Заданные параметры и свойства поверхности достигаются соответствующими термическими циклами, определяемыми максимальной температурой и скоростью нагрева – охлаждения, временным интервалом состояния металла в повышенном температурном режиме.

Обращаясь к проблеме лазерной обработки материалов, необходимо учитывать особенности строения и действия разных видов лазеров, чтобы выбрать наиболее оптимальный вариант для каждого конкретного решения. На сегодняшний день в обрабатывающей промышленности признаны и распространены 3 вида лазеров: CO₂-лазеры, Nd:YAG-лазеры и волоконные лазеры. Принципы действия этих лазеров базируются на совершенно разных материалах, что накладывает ограничения на их использование.

В качестве рабочего тела CO₂-лазера используется газовая смесь, основанная на углекислом газе. Длина волны излучения такого лазера – 10.4 мкм, режим работы непрерывный или импульсный (с модуляцией током накачки). CO₂-лазеры, относящиеся к классу маломощных (до 500 Ватт), используются для обработки органических материалов. Мощные (0.5 – 20 кВт и выше) применяются для обработки металлов.

В качестве рабочего тела Nd:YAG-лазера используется алюмоиттриевый гранат, активированный неодимом. Длина волны излучения – 1.064 мкм, режим работы непрерывный, импульсный, импульсно-периодический, квазинепрерывный. Мощность от 1 до 5 кВт. Часто используются в медицине, в лазерных дальномерах, для обработки определенных материалов.

В качестве рабочего тела волоконного лазера используется кварцевое волокно, легированное ионами редкоземельных металлов (например, иттербия). Длина волны излучения – 1.06 – 1.09 мкм. Мощность от милливатт до 20 кВт. Обосновано применение для обработки металлов и большинства пластмасс.

Большие габариты излучателя, сложная система охлаждения в сочетании с расходными материалами является недостатком мощных газовых лазеров. Достоинством же можно считать относительную дешевизну. Невозможность подачи пиковой мощности излучения свыше 20 кВт является недостатком волоконного лазера. К достоинствам можно отнести компактность, отсутствие расходников, высокий ресурс и технологичность, возможность передачи излучения по волокну в зону обработки. Наличие тепловой линзы Nd:YAG-лазеров становится недостатком, приводящим к изменению параметров пучка в

зависимости от мощности. Возникает необходимость постоянной юстировки. Возможность выдавать короткие мощные импульсы ставит эти лазеры в ряд незаменимых для процессов лазернойковки и очистки.

1.4.3 Метод электронно-пучкового модифицирования поверхностного слоя металлов

Значимое место в области поверхностной модификации отводится методам, основанным на использовании импульсных высокоинтенсивных пучков заряженных частиц и потоков плазмы. Плотность мощности находится в диапазоне от десятых долей до десятков МВт/см². Характерные плотности энергии при этом – от единиц до сотен Дж/см². Без противопоставления импульсных методов стационарным и импульсно-периодическим, стоит отметить обладание первых спектром специфических моментов: кратковременность облучения концентрирует энергию пучка в тонком приповерхностном слое (до десятка микрон), модифицируя его без изменения свойств материала. Так же, высокие скорости закалки из расплава позволяют осуществлять неравновесные структурно-фазовые превращения (например, синтез поверхностных сплавов с аморфной или нанокompозитной структурой). Следующий момент состоит в очистке (рафинировании) поверхностного слоя от неметаллических включений, растворенных газов при импульсном плавлении и частичном испарении с закономерным сглаживанием микрорельефа поверхности.

Изучению влияния сильноточного электронного импульсного пучка (СИЭП) на различные материалы посвящено значительное число исследований, включая и работы по изучению модификации поверхностных слоев ответственных деталей ГТД таких, как рабочие лопатки компрессора и турбины высокого давления [18].

Можно отметить неослабевающий интерес к изучению влияния обработки материалов электронными пучками в настоящий момент. Воздействие СИЭП на поверхность твердых тел определяется факторами, влияющими на морфологию поверхности, динамику структурно-фазовых превращений в поверхностных слоях. Пространственно-временное распределение мощности энерговыделения

(плотность внесенной энергии, длительность воздействия, плавление, испарение, абляция, термические напряжения) ведет к перераспределению элементов сплавов на значительных глубинах материала и массопереносу в зоне кристаллизации [18,19].

В работах, рассматривающих влияние СИЭП на поверхностные и подповерхностные слои, показано, что с помощью облучения сильноточным импульсным электронным пучком микросекундной длительности удается модифицировать 20-25 микронные поверхностные слои лопаток из жаропрочных материалов. При облучении в поверхностных слоях деталей проточной части ГТД протекают следующие процессы:

1. плавление;
2. перераспределение элементов;
3. кратерообразование;
4. абляция;
5. высокоскоростная кристаллизации из расплава;
6. изменение фазового состава и дислокационной структуры;
7. повышение плотности дислокаций;
8. изменения размеров зерен;
9. формирования остаточных растягивающих или сжимающих напряжений и др. [18,19].

При обработке СИЭП поверхностный слой толщиной до 30 мкм, подвергается высокоскоростному нагреву, ударному механическому нагружению и высокоскоростному охлаждению за счет теплопроводности детали (рисунок 1.24).

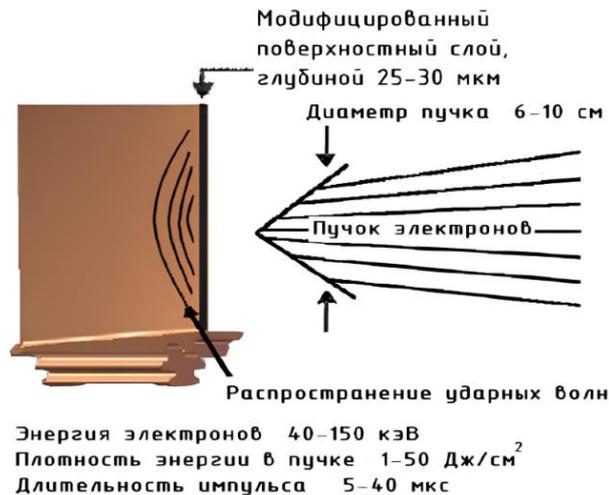


Рисунок 1.24 – Схема обработки лопаток компрессора методом СИЭП

В процессе обработки СИЭП происходит: плавление, испарение, образование волнистого микрорельефа поверхности, перераспределение элементов, фазообразование, формирование напряженно-деформированного состояния, текстурообразование и др.

В результате обработки СИЭП происходит:

1. снижение шероховатости поверхности до $R_a=0,03-0,05$ мкм (исходные величины R_a для различных образцов, изготовленных из жаропрочных сплавов, были на уровне 0,12-0,40 мкм) при формировании волнистого микрорельефа (рисунок 1.25);
2. формирование перекристаллизованного плохо травящегося слоя толщиной от 10 до 30 мкм;
3. изменение химического состава в поверхностных слоях металла;
4. наклеп материала поверхностных слоев при величине деформации в направлении нормали к поверхности $\epsilon_{\perp} = -(0,17 \pm 0,08) \%$;
5. почти полный распад χ^* -фазы в NiCrAlY покрытиях;
6. распад β -фазы в сплаве Ti6Al4V и образование α^* -фазы.

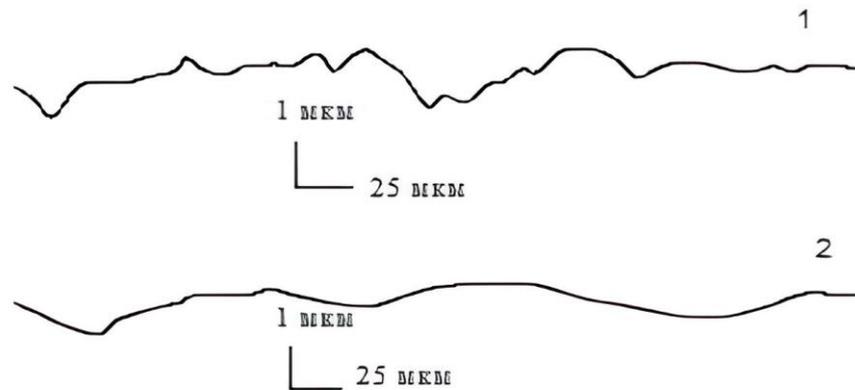


Рисунок 1.25 – Профилограммы поверхности образцов из жаропрочного сплава: 1 - после виброабразивной обработки; 2 - облучение СИЭП в режиме плавления

Обработка сильноточным импульсным электронным пучком на ускорителе ГЕЗА при энергии электронов 115-120 кэВ и плотности энергии 20-22 Дж/см² позволяет повысить следующие характеристики лопаток компрессора:

1. предел выносливости - до 10 %;
2. эрозионную стойкость - более чем в 2 раза (в инкубационный период);
3. жаростойкость – более чем в 3 раза;
4. сопротивление горячей солевой коррозии - более чем в 3 раза.

Существует так же и ряд негативных последствий метода: кратерообразование, являющееся макродефектом поверхности-концентратором напряжений при усталостном нагружении. Особо чувствительными в данном аспекте являются детали из жаропрочных сплавов титана.

1.5 Опыт использования интенсивных импульсных электронных пучков для модификации поверхности деталей ГТД, полученных методом СЛС

Изучению влияния сильноточного электронного импульсного пучка (СИЭП) на различные материалы посвящено большое число работ, включающих и модификацию поверхностных слоев ответственных деталей ГТД, таких как рабочие лопатки компрессора и турбины высокого давления [18]. Отметим, что к настоящему времени интерес к изучению влияния обработки материалов электронными пучками не ослабевает. СИЭП, воздействуя на поверхность твердых

тел определяется факторами, влияющими на динамику структурно-фазовых превращений, морфологию поверхности:

1. мощность энергии (в пространственно-временном распределении);
2. плотность энергии;
3. длительность воздействия;
4. нагрев (плавление), испарение;
5. абляция;
6. термическое напряжение [18,19].

Эти воздействия производят в глубине материала перераспределение элементов сплава и массоперенос в зоне кристаллизации. Исследования влияния СИЭП на поверхностные и подповерхностные слои выявили влияние облучения пучком микросекундной длительности на модификацию поверхностных слоев лопаток из жаропрочных материалов в 20-25 микрон. При облучении сильным электронно-импульсным пучком поверхности проточной части ГТД в слоях наблюдается плавление, кратерообразование, перераспределение элементов, высокоскоростная кристаллизация, абляция, изменение фазового состава и дислокационной структуры. Повышается плотность дислокаций, изменяются размеры зерна, формируются остаточные сжимающие или растягивающие напряжения (рисунок 1.26) [18,19].



Рисунок 1.26 – Процессы, протекающие при облучении СИЭП в зависимости от плотности энергии

Работа ученых [38] направлена на выявление и анализ закономерностей формирования структуры и свойств образцов сплава на основе титана ВТ6, полученных методами традиционной металлургии и сформированных методом послойного селективного электронно-пучкового спекания в вакууме титанового порошка марки ВТ6. Электронно-пучковая обработка литых образцов была подвергнута облучению интенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛО», приводит к формированию в поверхностном слое поликристаллической структуры (размер зерен 50–800 мкм) с пластинчатой внутризерненной субструктурой (рисунок 1.27). Механические испытания, выполненные путем растяжения плоских образцов, показали, что наиболее высоким сочетанием прочности и пластичности обладают образцы, полученные методом послойного селективного электронно-пучкового спекания с последующим облучением интенсивным импульсным электронным пучком [38].

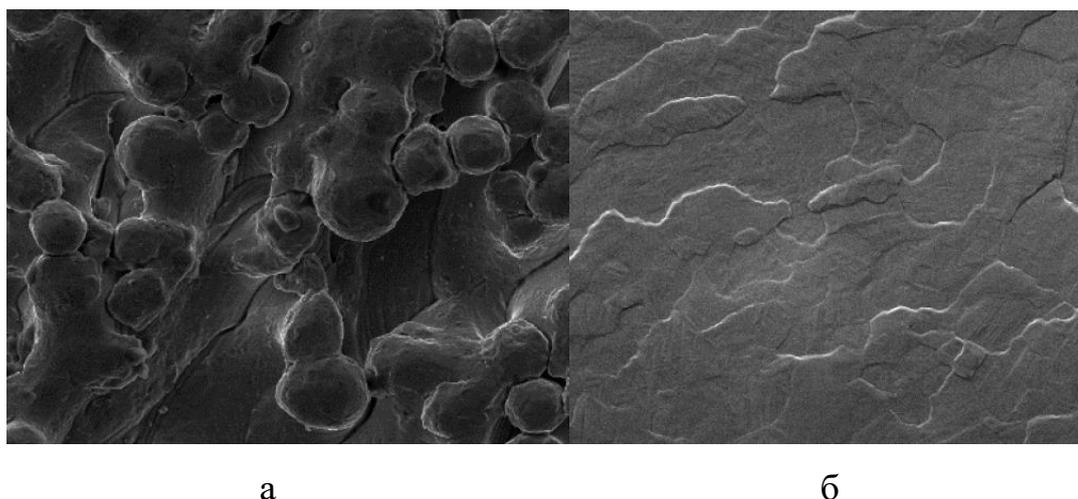


Рисунок 1.27 – Структура поверхности титанового сплава ВТ6 (получен методами аддитивного производства). а – исходная поверхность; б – поверхность после импульсного электронно-пучкового воздействия

Титановый сплав ВТ6 использован для воздействия импульсным электронным пучком на поверхность. Образец для опыта изготовлен методом послойного электронно-пучкового сплавления. Обработка пучком приводит к снижению шероховатости и пористости поверхностного слоя в ~ 20 раз по Ra. При этом образуется однородная поликристаллическая структура [38].

Результаты, полученные в работе [39], позволяют также утверждать, что для комплексной обработки поверхностей, созданных методом аддитивных технологий образцов титанового сплава ВТ6, возможно также использование электронно-ионно-плазменной модификации поверхностного слоя. Данная работа выполнялась в едином вакуумном цикле на установке «КОМПЛЕКС» и включала в себя два основных этапа: осаждение металлической пленки Zr, поверхностное легирование электронным пучком системы «пленка/подложка». Дополнительно варьировалось использование предварительного электронно-пучкового выглаживания поверхности образцов перед напылением пленок и применение финишной обработки после легирования.

Структура поверхности разрушения лучшего и худшего (по пределу прочности) легированных образцов демонстрирует наличие полостей и пор в объеме исходного материала, что свидетельствует о недостаточно качественном сплавлении частиц металлического порошка в процессе выращивания образцов. В целом разрушение структуры образцов носит схожий характер. Кроме того, на обоих образцах различим легированный слой, толщина которого составляет около 20 мкм [39].

Таблица 1.4 – Режимы обработки поверхности образцов титанового сплава ВТ6

№ образца	Предварительная обработка в режиме №1	Напыление Zr-покрытия	Последующая обработка в режиме №1	Финишная обработка в режиме №2
1	Да	Да	Да	Да
2	Да	Да	Да	Нет
3	Нет	Да	Да	Да
4	Нет	Да	Да	Нет

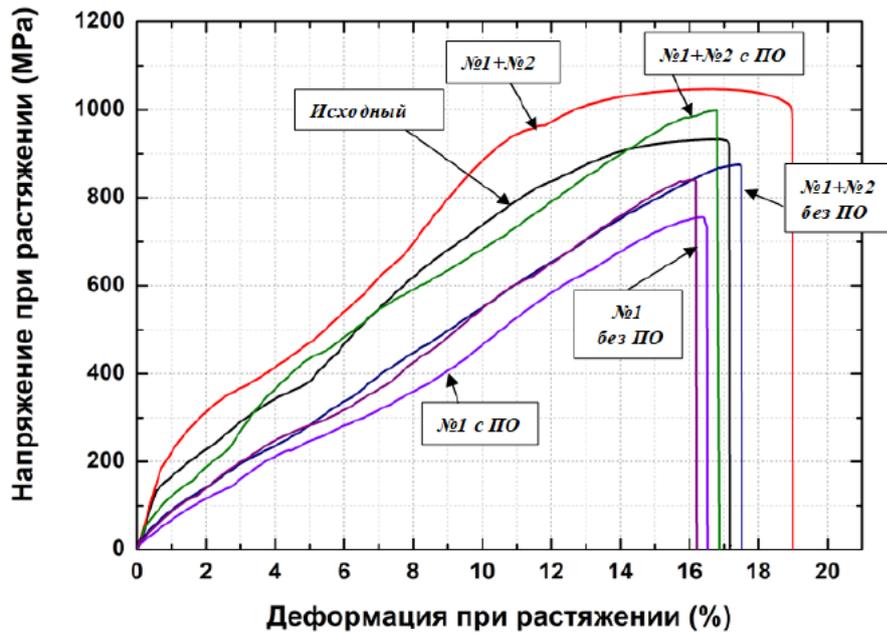


Рисунок 1.28 – Результаты испытаний на растяжение образцов из титанового сплава ВТ6 (легирование цирконием в различных режимах) [38]

Таблица 1.5 – Испытания на растяжение образцов из титанового сплава ВТ6 (изготовленных аддитивным методом)

Номер режима	Предел прочности на разрыв, МПа	Деформация при растяжении, %
№1+№2 с ПО	999.3	17.3
№1+№2 без ПО	874.5	17.6
№1 с ПО	755.7	16.6
№1 без ПО	840.6	16.2
Исходный	933.2	17.2
№1+№2	1047.2	19

Таблица 1.6 – Шероховатость, микротвердость и трибологические свойства поверхности образцов ВТ6, легированных цирконием

Режим	HV ₅₀	μ	$V, 10^{-4} \frac{\text{мм}^3}{\text{Н}} * \text{м}$	R _a	R _z
Исходный	306	0.36	4.6	20.2 ± 1.5	93.8 ± 10
№1+№2	303	0.32	5.2	1 ± 0.5	5 ± 1.5
№1 без ПО	462	0.46	6.6	2.3 ± 0.5	9.6 ± 1.5
№1 с ПО	364	0.47	7.7	1.8 ± 0.5	11.6 ± 1.5
№1+№2 без ПО	437	0.45	6.6	0.8 ± 0.5	5.2 ± 1.5
№1+№2 с ПО	420	0.44	4.7	1.6 ± 0.5	8.1 ± 1.5

В результате проведенных исследований [38,39] было показано, что комплексная технология легирования цирконием в одном вакуумном цикле поверхности образцов титанового сплава ВТ6, изготовленных методом аддитивного производства, позволяет осуществлять одновременное выглаживание и модификацию прочностных свойств поверхностного слоя. В оптимальных режимах обработки было получено увеличение микротвердости на $\approx 40\%$ по сравнению с нелегированными образцами. Значения износостойкости, прочности на разрыв и шероховатости в соответствии с исходным материалом.

1.6 Вопросы обрабатываемости изделий из порошковых сплавов системы Co-Cr-Mo

Высокотехнологичные области техники (авиастроение, производство двигателей, биомедицина, ядерная и газотурбинная промышленность) признают кобальт-хромовый сплав привлекательным материалом для собственных производств [40,41]. Вектор интереса обоснован высочайшими прочностными характеристиками (коррозионная, термо- и износостойкость, высокое сопротивление ползучести) и уровневой биосовместимостью [42-45].

Ортопедические импланты [46] из кобальт-хромовых материалов показывают высокую износостойкость, особенно для коленного и тазобедренного имплантирования [47-53]. Молибден, присутствующий в кобальтовых сплавах, упрочняет твердый раствор за счет уменьшения размера зерен. Как следствие, улучшаются механические свойства сплавов [54]. Немаловажно, что частицы хрома, образующие защитный поверхностный слой, обеспечивают высокую коррозионную стойкость в агрессивной окружающей среде [55]. Данная работа рассматривает критические вопросы повышения эксплуатационных характеристик поверхностного слоя технологическими методами (постобработки деталей, узлов, изготовленных аддитивным методом) и их классификацию.

1.6.1 Классификация сплавов на основе кобальта и методы получения заготовок

В начале XX века сплавы кобальта были впервые представлены Э. Хейсом как «стеллиты» (кобальт-хромовые сплавы). Форма карбида в матрице Co и границы зерен влияют на первичную структуру сплавов на основе кобальта и повышает механическую прочность материала. Обычно кобальт-хромомолибденовые сплавы изготавливаются методом литья (сплав Co-Cr-Mo (F75) [56]),ковки (сплав Co-Cr-W-Ni (F90), сплав Co-Ni-Cr-Mo (F562), сплав W-Fe (F563) [57]) и по технологии порошковой металлургии [50]. Результат сравнения характеристик показывает, что материалы, произведенные методом литья, имеют более высокий показатель прочности на ползучесть и вязкости. По методуковки выявлены показатели более высокой прочности и повышенной устойчивости к усталости и разрушению.

Плохая обрабатываемость, формруемость и свариваемость изделий их кобальт-хромовых сплавов ставит литье в безальтернативную позицию для производства. Обоснованность этой позиции подтверждается и по критериям времени изготовления, и по экономической целесообразности. При литье получают изделия конечной формы при хорошем поверхностном состоянии. Далее требуются лишь незначительные операции по постобработке. В противовес, более

низкие эксплуатационные характеристики материала, по сравнению с формовкой и порошковой металлургией ограничивают применение литья в сложнотехнологичных производствах [58].

Однородная структура и малый размер зерен гарантируют лучшие механические свойства кобальт-хромовых сплавов при методе горячейковки относительно метода литья. Эти же параметры обеспечивают максимальное сочетание свойств в процессах растяжения и относительном удлинении. Логичным недостатком метода становятся трудноисполнимость сложных форм (сетчатых структур).

Использование аддитивных технологий в производствах расширило диапазон применения кобальт-хромовых сплавов. Селективное лазерное сплавление (на основе порошка) и электронно-лучевое плавление дают возможность изготавливать детали со сложной геометрией с высокой точностью. Достигается точность за счет последовательной обработки малого количества мелкодисперсного порошка сфокусированным энергетическим лучом. Доказана возможность оптимизации топологии и внедрения пористых структур, значительно снижающих вес деталей двигателя и корпуса самолета, что экономит расход топлива. Обеспечивается надежная фиксация и долговечность костных имплантов [59,60]. Тройной сплав Co-28Cr-6Mo приоритетно применяется в производстве газовых турбин [61].

Исследовательские и производственные работы доказали существенное снижение объемов постобработки полученных деталей и повышение качества изделий за счет получения максимально близких по конфигурации к конечному изделию заготовок. Именно с аддитивными технологиями мировое экспертное сообщество связывает вектор инноваций в развитии индустрии машиностроения. В авиа- и энергетическом машиностроении АТ рассматриваются, как альтернатива традиционным затратным и малоэффективным в современном моменте методам.

СЛС технология обеспечивает заданный уровень качества поверхности изделия. Критерием этого качества является чистота поверхности. Но вопрос постобработки изделий, произведенных аддитивным методом остается

немаловажным. Принято разделять всю постобработку изделий аддитивного производства на первичную и вторичную. Первичная состоит из ряда этапов, применимых ко всем изделиям: очистка, отделение модели от основания, удаление вспомогательных и поддерживающих элементов. Вторичная постобработка заключается в глубокой обработке моделей для улучшения функциональных характеристик и внешней эстетики изделия. Оба процесса постобработки служат приведению готового изделия к заданным параметрам качества.

Необходимость полного стопроцентного соответствия изделия требуемым параметрам приводит к необходимости применения ряда методов для окончательной обработки.

Типовые операции постобработки:

1. горячее изостатическое прессование (для уменьшения пористости и улучшения усталостной прочности);
2. термическая обработка для снятия остаточных напряжений;
3. механическая обработка для подготовки функциональных поверхностей и приведения образца в соответствие требованиям по размерам и допускам;
4. обработка поверхности для придания требуемого качества.

Следует признать, что механическая обработка Co-Cr-Mo сплавов является производственно сложной. Низкая обрабатываемость данных сплавов обусловлена высоким деформационным упрочнением, низкой теплопроводностью, повышенной твердостью при высоких температурах. Собственно, все качества сплава, гарантирующие качество конечного изделия, и препятствуют доведению до эталона изделия в процессе механической постобработки. В этой связи для устранения дефектов в поверхностном и подповерхностном слоях, снижения шероховатости эффективнее применять обработку ионными и электронными пучками, сходными с самой технологией СЛС по принципу протекающих в материале процессов.

Высококонцентрированные источники энергии широко применяются в современных технологических производствах. Уникальные свойства и структуры материалов становится возможно получить за счет сверхвысоких скоростей

нагрева и охлаждения. Полученные в итоге изделия уровнево выше своего исходного равновесного состояния. Появляется возможность формировать особые защитные, упрочняющие слои и модифицировать поверхность.

1.7 Выводы по главе

В процессе обзора современного состояния по разработке технологических процессов, нацеленных на повышение качества поверхностного слоя, его упрочнение и модификацию, как в российских, так и в зарубежных информационных источниках не обнаружено готовых технологических решений по постобработке деталей и узлов из жаропрочных на основе кобальта. При изучении данного вопроса установлено, что изделия из кобальтохромомолибденных сплавов плохо поддаются механической обработке, поэтому в настоящее время в качестве метода изготовления заготовок для деталей и узлов для данного материала был выбран метод аддитивного производства, в том числе и для деталей сложной формы различного размерного ряда. Существующим недостатком аддитивно произведённых деталей для перспективных ГТД из сплавов на основе кобальта также остаётся сложность получения качественного поверхностного слоя, которое должно соответствовать нормативной документации и уровню заявленных эксплуатационных свойств.

Имеющийся опыт использования интенсивных импульсных электронных пучков для модификации поверхности деталей проточной части ГТД из жаропрочных сплавов показал хороший уровень. Поверхностная обработка с помощью ИЭП позволила не только обеспечить должное качество поверхностного слоя, но повысить такие эксплуатационные свойства как коррозионная стойкость, жаростойкость, эрозионная стойкость и усталостная прочность. Кроме того, в ряде работ имеются положительные результаты использования электронно-пучковой обработки для образцов и деталей, полученных методами аддитивного производства, которые позволяют решить вышеуказанную проблему исходя из ранее полученных результатов для жаропрочных материалов, полученных традиционными методами. Следовательно, выбор обработки с помощью облучения

интенсивными импульсными электронными пучками научно-технически обоснован и имеет реальные перспективы достижения цели и решения поставленных задач данной работы.

2. МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПЫТАНИЙ

2.1 Объект исследования

В качестве объектов исследования были выбраны детали и образцы из сплава КХ28М6, который на сегодняшний день стал достаточно востребованным для деталей, работающих в диапазоне от умеренных до высоких температур. К ним относятся рабочие лопатки, детали форсажной камеры, включая лепестки, кронштейны, а также другие детали. Основными объектами исследования стали образцы-свидетели, выращенные совместно с одной из номенклатурных деталей типа кронштейн. Внешний вид облик деталей и образцов представлены на рисунках 2.1, 2.2, 2.3.



Рисунок 2.1 – Внешний вид лепестков форсажной камеры, изготовленных из сплава КХ28М6



Рисунок 2.2 – Внешний вид рабочих лопаток, изготовленных из сплава КХ28М6

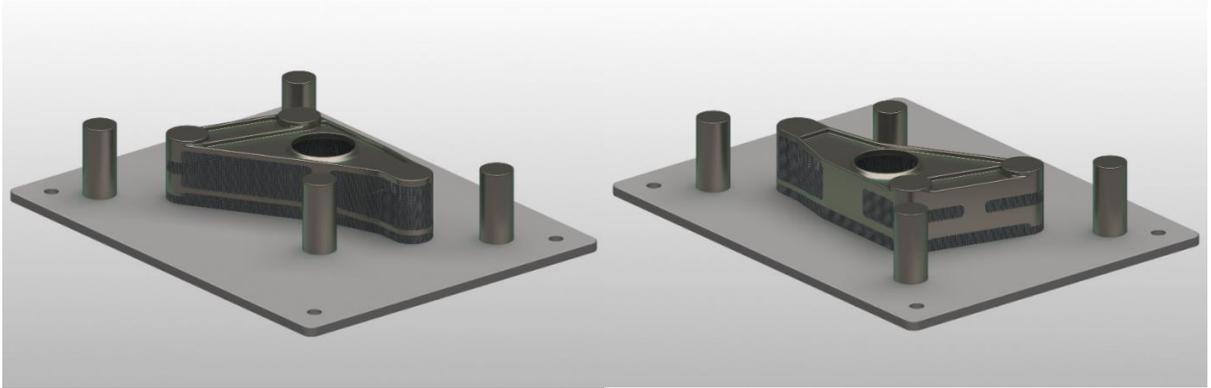


Рисунок 2.3 – Внешний вид платформы построения исследуемых образцов
Химический состав сплава КХ28М6 представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав порошка КХ28М6 по ТУ 14-22-265-2016

Массовая доля, %								
Co	Cr	Mo	Si	Mn	Fe	C	Ni	
			Не более					
Основа	26,0-30,0	5,0-7,0	1,0	1,0	0,75	0,16	0,10	

На различных стадиях исследований и испытаний в качестве мишеней для облучения выступали образцы в виде цилиндров диаметром 10 мм и 20 мм и длиной 100 мм, а также полуцилиндры длиной 10 мм. Для проведения жаростойких испытаний были изготовлены цилиндрические образца диаметров 10 мм и высотой 20 мм.

Образцы изготовлены методом селективного лазерного сплавления на установке Concept Laser M2 Cusing, внешний вид которой изображен на рисунке 30 в соответствии с технологическим процессом изготовления реальной детали малоразмерного двигателя по технологии АО «Центр аддитивных технологий».



Рисунок 2.4 – Внешний вид установки Concept Laser M2 Cusing

2.2 Оборудование и методики облучения с помощью интенсивных импульсных электронных пучков

Облучения образцов проводилось на двух установках: на импульсной электронно-пучковой «РИТМ-СП» (производства ООО «Микросплав», г. Томск) на опытно-промышленной установке «ГЕЗА-ММП» (разработана Институтом электрофизической аппаратуры им. Ефремова, г. Санкт-Петербург по техническому заданию АО «ММП имени В.В. Чернышева»). Внешний вид установок представлен на рисунках 2.5, 2.6, 2.7.



Рисунок 2.5 – Внешний вид установки РИТМ-СП

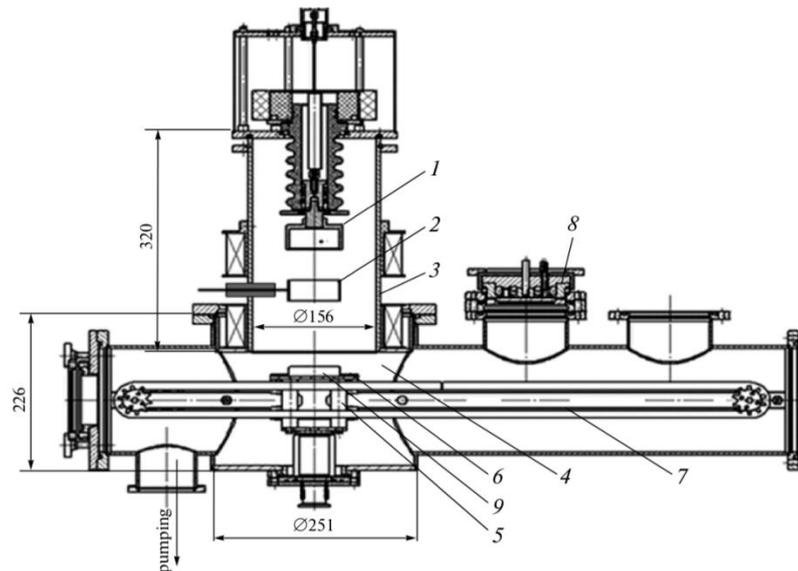


Рисунок 2.6 – Общий вид установки РИТМ-СП. 1 – взрывоэмиссионный катод; 2 – анод; 3 – корпус пушки; 4 – вакуумная камера; 5 – медный стержень; 6 – рабочий стол; 7 – цепная передача; 8 – магнетрон; 9 – образец.



Рисунок 2.7 – Внешний вид опытно-промышленной установки «ГЕЗА-ММП»

Критериями выбора данных установок выступает то, что импульсная энергия заряженных частиц широко применяется для широкого спектра целей и для различных материалов, поэтому на сегодняшний день разработано значительное количество вариантов источников ИЭП. В таблице 8 представлены наиболее перспективные источники ИЭП.

Таблица 2.2 – Ключевые параметры изучаемых источников ИЭП

Название	напряжение U , кВ	длина импульсов τ , $\mu\text{с}$	множитель отклонения пучков, $\text{кг}/\text{м}^2\text{с}^{1/2}$
СОЛО	5–25	50–200	0.1–1.8
РИТМ	5–25	2.5	0.7–7.9
ГЕЗА-1	40–150	5–40	5.6–91.9
ДУЭТ	100–200	10–300	5.8–89.4
ТЭУ-500	400	0.1	2529
СИНУС-7	1000	0.05	14.142

При обработке металлических материалов с помощью ИЭП режим начального плавления широко применяется в ряде практических целей, таких как сглаживание поверхности или обнаружение неровностей на облучаемой поверхности [63,64]. В этом случае преобладающий в сплаве материал попадает на поверхность мишени.

Режим начальной плавки для конкретного материала определяется параметрами ИЭП. Однако удельное потребление энергии, поглощаемое мишенью в режиме начального плавления, называемая порогом плавления материала (ППМ), уже является характеристикой вещества. Помимо прочего, ППМ может быть использован в качестве своего рода ориентира для проведения сравнительного анализа воздействия различных ИЭП на один и тот же материал.

Предполагая, что поверхностный слой облучаемой мишени состоит из набора последовательно расположенных параллельных микроскопических пластин, общая площадь мишени может нагреваться в течение длины импульса t двумя способами: последовательно или одновременно. Последовательный нагрев (пластина за пластиной) обусловлен теплопроводностью, когда фронт нагрева распространяется с определенной скоростью от поверхности к мишени. При одновременном нагреве множество микроскопических пластин нагреваются одновременно. Нагрев происходит за счет мгновенного поступления энергии в общую площадь пластин. Согласно физике твердого тела, любая такая пластина является локальной подсистемой ядер, расположенных в электрическом газе. Соответственно, она может получать энергию (нагреваться) либо от ядерных подсистем соседних пластин, что соответствует последовательному нагреву, либо через возбужденную электронную оболочку атома при мгновенном нагреве. Следует отметить, что ни один из режимов нагрева не связан с массообменом.

Важно понимать, что математически разница между двумя режимами нагрева заключается в том, что энергия (тепло) распространяется с определённой конечной скоростью, последовательно нагревая слой за слоем, в первом случае, в то время как во втором случае мишень нагревается почти мгновенно по всему ее объему, т.е. энергию скорости распространения можно считать бесконечной. Энергия пучка высвобождается на поверхности полностью с толщиной слоя, выделяющего энергию $r=0$ – в первом случае. Во втором случае она выше нуля, что соответствует экстраполированному диапазону частиц в мишени. Имеем поверхностный источник нагрева в первом варианте и объемный – во втором. На этом основании авторами работы [65] был предложен критерий типа нагрева γ .

$$\gamma = r/r_{th} \quad (1)$$

Нагрев поверхности, когда экстраполированный диапазон частиц в мишени r равен нулю, является математическим приближением, но в действительности энергия всегда выделяется в слое конечной толщины. Однако, если толщина слоя, нагреваемого во время импульса за счет теплопроводности r_{th} , намного больше, чем экстраполированный диапазон r частиц в мишени, то источник нагрева можно считать поверхностным. И наоборот, если он намного тоньше, то источник нагрева является объемным.

Критерий типа нагрева γ позволяет понять природу тепловых процессов, происходящих в мишени из конкретного материала при облучении ИЭП.

Очевидно, что возможны следующие три варианта:

$$\begin{array}{ll} \gamma \gg 1 & \text{объёмный нагрев} \\ \gamma \sim 1 & \text{смешанный нагрев} \\ \gamma \ll 1 & \text{поверхностный нагрев} \end{array} \quad (2)$$

Таким образом, в соответствии с условием (2) и формулой для расчёта критерия типа нагрева γ в случае облучения мишени ИЭП фазовое пространство «МОП–ЗП» может быть разделено на три области Z1–Z3, которые соответствуют объемному, смешанному и поверхностному типам нагрева соответственно. Все они выделены разными цветами на рисунке 33. В центральной области Z2 есть пунктирная линия, соответствующая критерию типа нагрева γ , равному 1. Кроме того, показаны пунктирные линии, ограничивающие диапазон изменений МОП для каждого из источников ИЭП, приведенных в таблице 1. Пунктирные линии должны проходить по всему диапазону ЗП, но они ограничены небольшими сегментами, чтобы не загромождать чертеж. Между пунктирными линиями, ограничивающими каждый диапазон МОП, указано название соответствующего источника ИЭП.

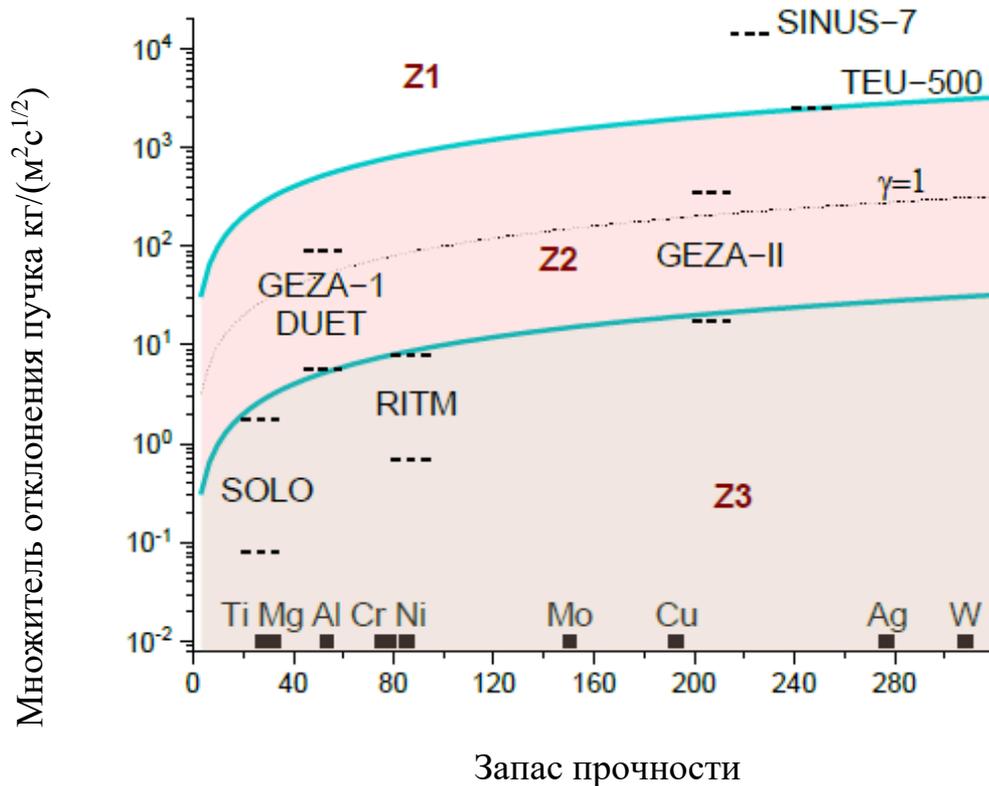


Рисунок 2.8 – Источники ИЭП в фазовом пространстве «МОП–ЗП» [74]

Участки Z1–Z3 соотносятся с объёмным, смешанным и поверхностным нагревом, соответственно [65].

Из графика (рисунок 2.8) следует, что источники ИЭП входят в разные области фазового пространства Z1–Z3, при этом, в зависимости от его параметров и типа мишени, один и тот же ИЭП может быть расположен в нескольких областях. Таким образом, источники ИЭП «РИТМ» и «СОЛО» находятся в области Z3, т.е. их источники нагрева имеют поверхностный тип практически для всех материалов мишени. Однако часть пунктирной линии верхнего диапазона источников ИЭП РИТМ находится в области смешанного нагрева. Это означает, что источник нагрева относится к смешанному типу для мишеней Ti, Mg и Al при напряжениях U в верхних частях диапазона. Источники ИЭП "ГЕЗА" и "ДУЭТ" находятся в зоне смешанного нагрева Z2. Тем не менее, Источники ИЭП «ГЕЗА-1» и «ДУЭТ» можно считать поверхностными в низком энергетическом диапазоне при высокой длине импульсов t для большинства материалов мишеней, за исключением Ti и Mg. Источники "ТЭУ-500" и "СИНУС-7" попадают в область объёмного нагрева Z1, но

ИЭП источник "ТЭУ-500" находится в области смешанного нагрева при облучении W.

Первым критерием при выборе установки было то, что для модификации повышения качества поверхности и повышения эксплуатационных характеристик прежде всего необходимо провести поверхностного облучение, поэтому рассматривались установки из поля Z2 и Z3.

Поскольку при выборе первоначальных режимов облучения были использованы данные компьютерного моделирования динамики температурных полей при облучении ИЭП с использованием программного комплекса "HEATPASC-1.0" (зарегистрированный коммерческий продукт правообладания Томского научного центра Сибирского отделения РАН). Физическая модель, на основе которой был разработан данный программный комплекс, подробно описана в [66, 67]. В этом случае численно решалось одномерное нестационарное уравнение теплопроводности для смеси поверхностных и объемных источников тепла с учетом потерь энергии электронного пучка в облучаемой мишени. За исходную температуру мишени принят средний показатель комнатной температуры. Предполагалось, что задняя сторона мишени будет теплоизолирована. Моделирование процесса плавления проводилось по методу эффективной удельной емкости. Однако в данном исследовании параметры ИЭП были выбраны таким образом, чтобы температура поверхности мишени достигала точки плавления к концу импульса и не превышала ее [65]. Экспериментальная проверка представленной аналитической модели проводилась авторами [65] именно на электронно-пучковой установке «РИТМ-СП». Кроме того, автором данной работы уже проводились поисковые работы по облучению мишеней на данной установке.

Показанная на графике в качестве источника ИЭП для модификации поверхности электронно-лучевая установка «ГЕЗА-1» обладает такими же основными характеристиками, как и опытно-промышленная установка «ГЕЗА-ММП». Кроме того, в отличие от других установок «ГЕЗА-ММП» дает возможность загружать в камеру до 40 деталей.

Параметры установки «РИТМ-СП»:

1. Максимальная энергия электронов пучка 35 кВ;
2. Длительность импульса 2-4 мкс;
3. Диаметр электронного пучка до 100 мм;
4. Скорость напыления 100-300 нм/мин;
5. Толщина поверхностного сплава 0.1-10 мкм;
6. Ток электронного пучка до 25 кА;
7. Неоднородность покрытия по толщине - 20%.

Параметры ускорителя «ГЕЗА-ММП»:

1. Энергия электронов 40-150 кэВ;
2. Длительность импульса 5-40 мкс;
3. Плотность энергии в пучке 1-50 Дж/см²;
4. Площадь поперечного сечения пучка 30-80 см²;
5. Неоднородность плотности по сечению пучка 5-10%;
6. КПД передачи запасенной в накопителе энергии в энергию пучка 45-50%.

Выбор режимов облучения был реализован на основании графика «Вклад термофизических свойств материала в значения ППМ», который был получен авторами работы [65].

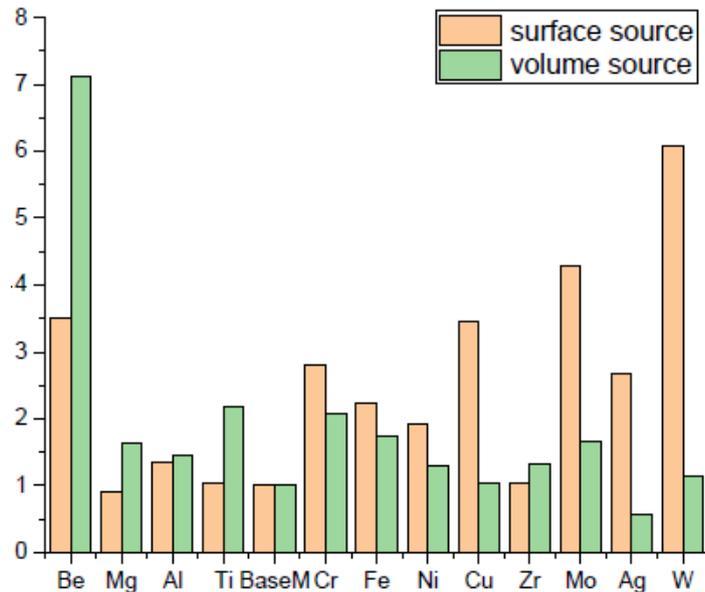


Рисунок 2.9 Вклад термофизических свойств материала в значения ППМ [74]

На данном графике левые (жёлтые) и правые (зелёные) колонки соответствуют условиям, при которых $\gamma \ll 1$ и $\gamma \gg 1$.

Данные по значению энергии порога плавления материала для сплава КХ28М6 рассматриваются относительно свойств хрома, поскольку данный материал не представлен на рисунке 2.9. Тем не менее, можно провести оценку, учитывая, что все свойства этой стали близки к свойствам чистого хрома (за исключением теплопроводности, которая примерно на 30% ниже). Из рисунка 2.9 следует, что значение ЭППМ для хрома (желтый столбец) составляет $2,95 \text{ Дж/см}^2$ при $\tau \sim 1,0 \text{ мкс}$. Необходимо умножить это значение на $\sqrt{2.5}$, в соответствии с формулой (3).

$$E_{tm} = j_m U = [\sqrt{\rho c \lambda (T_m - T_0)}] \sqrt{\tau} (2ierfc(0))^{-1} \quad (3)$$

Учитывая, что теплопроводность сплава КХ28М6 на 30% больше, в результате получаем, что ЭПП $\approx 3,9 \text{ Дж/см}^2$.

Выбор режимов облучения для установки ГЕЗА-ММП выбирались с учетом графиков, представленных на рисунке 35, а также на основании режимов жаропрочных сплавов, ранее облученных на установках «ГЕЗА 1» и «ГЕЗА-ММП».

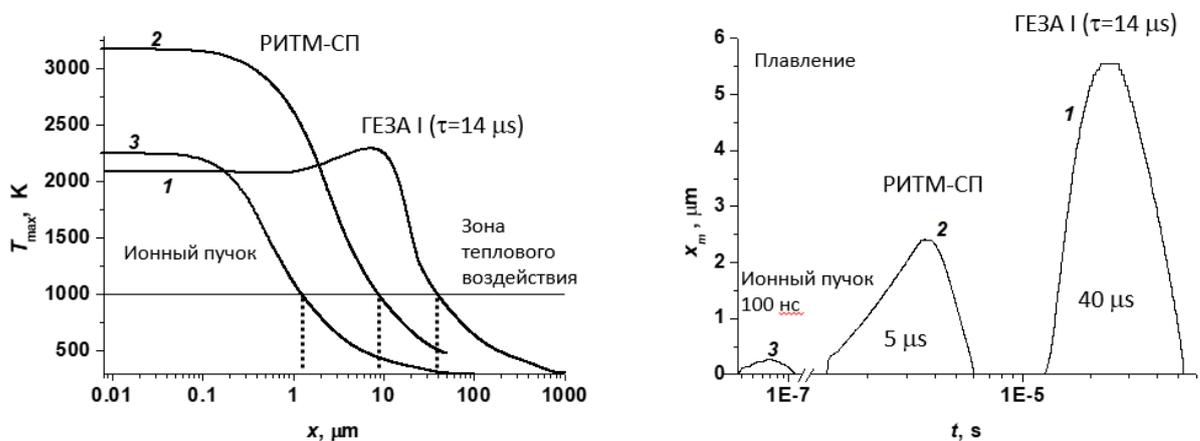


Рисунок 2.10 – Графики зависимости глубины проникновения пучка в материал от температуры

Поскольку априорная информация о физико-химическом состоянии жаропрочных порошковых сплавов системы Co-Cr-Mo и их свойствах после такой обработки практически отсутствует, необходимо провести экспериментальное исследование влияния режимов облучения СИЭП на химический состав, фазовый состав и структуру изучаемых материалов, а также реализовать испытания

образцов и деталей, изготовленных из них до и после электронно-лучевой обработки.

2.3 Оборудование и методики исследований и испытаний поверхностных слоев облученных образцов

Методика исследования состояния поверхностного слоя состоит из минимального набора этапов:

1. морфологическое исследование поверхности по критерию шероховатости;
2. определение уровня (знака, глубины) залегания поверхностных остаточных напряжений;
3. металлографическое исследование (степень, глубина наклепа).

В данной работе проведено комплексное исследование состояния поверхностного слоя до и после электронно-импульсной обработки, который включал как спектр металлофизических методов исследований, так испытания эксплуатационных свойств (жаростойкость).

2.3.1 Металлографический анализ

Металлография – метод контроля и исследования материалов который позволяет оценить структуру и химический состав металлов, керамик, пластиков, электронных компонентов и других материалов с помощью визуального наблюдения при различном увеличении для прогнозирования поведения материалов в эксплуатационных условиях.

Макроанализ материала образцов, а также топография поверхности после облучения с помощью СИЭП были проведены с помощью бинокулярного микроскопа в диапазоне увеличений 4 - 20 крат.

Микроскопический анализ металлов проводится с помощью оптического и электронного микроскопа с целью исследования структуры самого металла. Оптический микроскоп использует ультрафиолетовое или обычное белое излучение. С помощью микроанализа получают данные о размерах, расположении различных фаз сплавов при размере частиц фаз не менее двух десятых мкм. Размер многих фаз в металлических сплавах составляет 10^{-4} - 10^{-2} см и хорошо

просматривается в микроскоп. Изображения же в оптическом микроскопе сформировывается отраженным светом.

Металлографическое исследование микроструктуры синтезированного материала образцов проведено методом оптической микроскопии. В качестве исследовательского оборудования для микроанализа образцов был выбран микроскоп Axiovert 40 (Carl Zeiss) (рисунок 2.11), исследование проводилось в диапазоне увеличений от 50 до 500 крат.



Рисунок 2.11 – Внешний вид микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40

При использовании метода растровой электронной микроскопии изображение формируется за счет вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью. Непрерывно перемещающийся поток первичных электронов падает на исследуемую поверхность. В результате получаем качественную (достаточно высокого разрешения) и количественную информацию по химическому составу материала в топографии поверхности.

Топография поверхности образцов осуществлялась с помощью растровой электронной микроскопии на электронном микроскопе TESCAN 5130 LM VEGA при увеличении в диапазоне от 500 до 2000 крат, а также на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 200.



Рисунок 2.12 – Внешний вид микроскопа TESCAN 5130 LM VEGA

TESCAN VEGA – сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) четвертого поколения с термоэмиссионным вольфрамовым катодом, позволяющий получать СЭМ-изображения и проводить анализ элементного состава.



Рисунок 2.13 – Внешний вид микроскопа FEI Quanta 200

Для проведения металлографического анализа выполнена пробоподготовка образцов на оборудовании датского производителя «Struers». Исследования

проводилось на нетравленных шлифах, а также после травления. Этап травления проведен в реактиве составом 1 части концентрированной азотной кислоты HNO_3 и 5 частей соляной HCl .

2.3.2 Рентгеноспектральный микроанализ

Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) является методом определения состава вещества с помощью характеристического рентгеновского излучения. Объект исследования находится под воздействием высокоэнергетического электронного пучка, вызывающего рентгеновское излучение. Рентгеноспектральный анализ определяет элементный состав микрообъемов по возбуждаемому в них характеристическому рентгенизлучению. Существующие типы спектрометров: с кристаллом-анализатором и бескристалльный используются для анализа характеристического спектра методом РСМА. Само возбуждение первичного излучения при этом подобно РЭМ и осуществляется максимально узким электронным зондом в малых объемах образца. Базой для РСМА логично становится электронно-оптическая система РЭМ.

РСМА проводился с помощью энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора Oxford X-Max 80T на всех стадиях исследования при проведении исследования с помощью растровой электронной микроскопии.



Рисунок 2.14 – Внешний вид рентгеновского микроанализатора Oxford X-Max 80T

2.3.3 Исследование микротвёрдости

Испытания на микротвёрдость – это один из статических методов определения твердости путем вдавливания. От других способов он отличается по величине прикладываемой нагрузки. Результаты испытаний на микротвёрдость зависят от структурного состояния материала и их применяют, в основном, как один из методов исследования микроструктуры.

При таких испытаниях возможно измерение твердости на деталях небольшой толщины, в очень тонких слоях или в микрообъемах металла, Измерения микротвердости применяют и при оценке различных по структуре и свойствам слоев металла

Метод микротвердости позволяет определить твердость фаз и структурных составляющих и дает возможность решать вопросы, связанные с влиянием этих составляющих на упрочнение. В результате возможно установить вид легирующего компонента, максимально влияющего на упрочнение исследуемого сплава. Учитывая чувствительность замера микротвердости к незначительным изменениям состава фаз, метод подходит для исследования пределов растворимости. Следовательно, измерение микротвердости дает результаты металлографического анализа (анализа микроструктуры).

Измерения микротвёрдости были реализованы на приборах ПМТ-3М и при нагрузке от 0,2 Н. Микротвердость при выбранной нагрузке определялась не менее чем в 10 точках для каждого из 5-7 образцов, обработанных по адекватному режиму. В настоящей работе величины H_{μ} приводятся в виде средних значений с указанием среднеквадратичных ошибок или посредством указания границ интервалов, в которых лежат зафиксированные величины H_{μ} .

2.3.4 Замер шероховатости

Параметр шероховатости поверхности рассматривается как один из основных геометрических критериев качества поверхности изделия, оказывающий существенное влияние на эксплуатационные показатели.

До и после облучения проводился замер шероховатости (R_a) в соответствии с ГОСТ 19300-86 «Средства измерений шероховатости профильным методом» на профилометре HOMMEL TESTERT1000.



Рисунок 2.15 – Внешний вид профилометра HOMMEL TESTERT1000

2.3.5 Оценка уровня остаточных поверхностных напряжений

Напряжения, наблюдаемые в материале, в условиях отсутствия внешних силовых и тепловых воздействий считаются остаточными. Микронапряжения наблюдаются в объеме зерна металла (сплава), а макронапряжения – в объеме заготовки (детали).

Остаточные напряжения любой природы в металлах разделяются на три рода (по Давиденкову Н.Н.):

1. напряжения первого рода. Уравновешивающиеся в пределах областей (размерами одного порядка с телом) напряжения;
2. напряжения второго рода. Уравновешивающиеся в объемах одного порядка с размерами зерен напряжения;
3. напряжения третьего рода. Уравновешивающиеся в объемах одного порядка с размерами элементарной кристаллической ячейки.

В данной работе будут исследоваться уровни именно остаточных напряжений первого рода, возникающих под влиянием неоднородного нагрева или

охлаждения, наклепа, фазовых, структурных изменений. Описанные напряжения существенно влияют на поведение металла при эксплуатации под нагрузками, воздействуя на ряд механических свойств изделия.

Величину и характер распределения остаточных напряжений 1 рода в образцах, облученных сильноточным импульсными электронными пучками, определяли по методу Давиденкова Н. Н. путём послойного электрохимического травления напряжённых слоёв металла с поверхности образца на Комплексе SRS-01.

2.3.6 Испытания на жаростойкость

Определение жаростойкости исследуемых образцов проводили двумя методами:

1. весовым методом по увеличению массы образца;
2. методом непосредственного измерения глубины коррозии.

Для испытаний применяли муфельную печь, нагретую до заданной температуры, которая определяется и поддерживается постоянной соответственно с помощью термопары и терморегулятора. Температура испытаний - 800°C.

Взвешивание проводили на аналитических весах с точностью 0,0001 г. после 20, 75, 100 и 200 часов окисления в воздушной атмосфере с последующим их охлаждением в печи до нормальной температуры. Максимальная длительность окисления составила двести часов. Результаты испытания оценивались по привесу на единицу первоначальной площади поверхности образца [68].

Глубину коррозии определяли, как среднее значение от суммы глубины равномерной коррозии и максимальной локальной коррозии.

Для сравнительного анализа влияния электронно-импульсной обработки на жаростойкость жаропрочных материалов были проведены жаростойкие испытания для образцов из порошковых сплавов ХН55МЗБ5ТЮ и ЭП648.

3. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПРОЦЕССА МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА КХ28М6

3.1 Оценка качественного состояния поверхностного слоя образцов

Одним из ряда основных параметров качества поверхностного слоя, являющимся и нормативным требованием к детали считается шероховатость поверхности. Определяющим параметром для достижения необходимого состояния поверхностного слоя при обработке как высокоинтенсивными (при использовании установки «ГЕЗА-ММП»), так и низкоинтенсивными импульсными электронными пучками (при использовании установки «РИТМ-СП»), является плотность энергии в импульсе (W). Исходя из ранее полученных результатов [69-73, 89, 90] известно, что с увеличением плотности энергии при облучении протекают ряд последовательных процессов, а именно: прежде всего на малых плотностях энергии происходит унос органических примесей. Затем в результате повышения плотности энергии в пучке происходят процессы плавления и испарения, которые сопровождаются процессами кратерообразования, образованием трещин, плазмобразованием и процессом абляции. Значения плотности при этом зависят от физико-химических свойств облучаемого материала.

Руководствуясь требованиями нормативной документации на деталь, основное внимание уделялось прежде получению требуемой шероховатости. Поэтому первоначально внимание и отбор режимов был сфокусирован именно на данном параметре. Это также определило выбор установки для облучения и режимы. Используя ранее разработанные методики для жаропрочных материалов, а также выводы работы [65,74] были предложены режимы облучения, представленные в таблице 7, причем на первом этапе работы облучение проводилось на установке «РИТМ-СП».

Результаты замера шероховатости приведены в таблице 3.1. Сравнения проводились со значением исходной шероховатостью равной $Ra = 5,8$ мкм.

Таблица 3.1 – Влияние режимов облучения на установке «РИТМ-СП» уровень на шероховатость поверхности

№ образца	Режимы облучения		Шероховатость R_a , мкм
	W, Дж/см ²	n, имп	
1.1	7,1±1,5	60	3,3
1.2	4,8±1	60	3,9
1.3	6,2±1,2	30	5,7
1.4	4,8±1	30	3,9
1.5	3,9±0,9	30	4,5
1.6	3,1±0,8	30	4,9
2.1	6.2±1.2	20	5,8
2.2	7.1±1.5	20	4,6
2.4	7.1±1.5	30	4,4
2.5	6.2±1.2	45	4,1
2.6	7.1±1.5	45	3,7
Исходный			5,8

Из табличных данных видно, что наиболее интенсивно происходит снижение шероховатости при плотности энергии $\approx 7,1 \pm 1,5$ Дж/см², причем хорошо просматривается зависимость уровня снижения шероховатости от числа импульсов. Менее интенсивно идет процесс формирования необходимого рельефа поверхности при плотности энергии $\approx 6,2 \pm 1,2$ Дж/см². При равных значениях импульсов (n=45) качество поверхностного слоя у образца 2.6 выше, чем у образца 2.5. Следует также отметить, что при сравнении результатов замера шероховатости у образца 1.4 (режим облучения: W=4,8±1 Дж/см², n=30) наблюдается достаточно

хорошая динамика снижения шероховатости, но при увеличении числа импульсов до $n=60$ дальнейшего снижения значений шероховатости не происходит. Скорее всего это связано с невозможностью при данном режиме облучения, а именно значениях плотности энергии, более интенсивно происходить процессам плавления и испарения, за счет которых, собственно, и происходит снижение шероховатости и модифицирования поверхностного слоя.

Подытоживая анализ табличных данных можно сделать следующий предварительный вывод, что наименьшая шероховатость достигается при облучении на установке «РИТМ-СП» по режиму $W=7,1\pm 1,5$ Дж/см² при числе импульсов равном 60 ($R_a = 3,3$ мкм). Следующими предпочтительным режимом может стать режим $W=7,1\pm 1$ Дж/см² при числе импульсов равном 45 ($R_a = 3,7$ мкм).

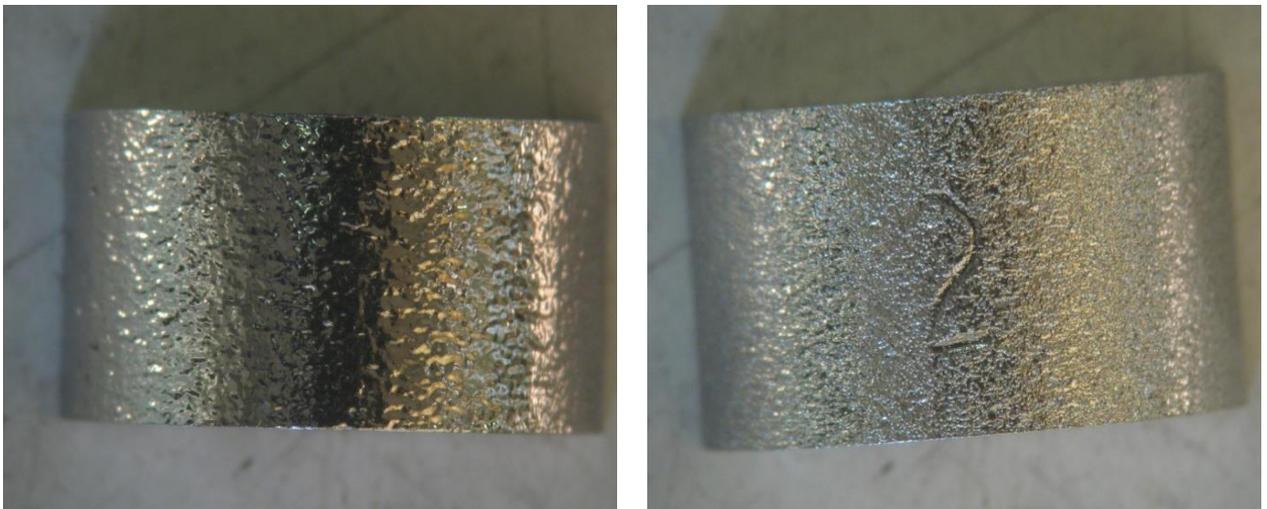
Однако при выборе режима облучения необходимо также руководствоваться и другими критериями. В качестве этих критериев были выбраны физико-химическое состояние поверхностного слоя, а именно микротвёрдость и структурно-фазовое состояние. Результаты замеров микротвёрдости показаны в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Влияние режимов облучения на микротвердость образцов, облученных на установках «РИТМ-СП» при нагрузке $P=20$ г.

№ образца	Облученный слой			Основной материал кгс/мм ²
	Середина кгс/мм ²	Край 1 кгс/мм ²	Край 2 кгс/мм ²	
1.1	376; 356; 356	376; 376; 356	356; 402; 402	356; 376; 356
1.2	376; 402; 402	402; 376; 376	426; 446; 426	402; 376; 376
1.3	446; 446; 426	446; 426; 402	402; 426; 402	376; 402; 402
1.4	376; 402; 402	446; 426; 426	402; 376; 402	356; 376; 376
1.5	446; 426; 426	446; 426; 426	446; 446; 426	356; 376; 356
1.6	446; 426; 446	446; 426; 426	402; 376; 402	356; 376; 356
2.1	376; 356; 356	376; 376; 356	336; 402; 402	356; 376; 356
2.2	376; 402; 402	402; 376; 376	426; 446; 426	402; 376; 376

2.3	446; 446; 426	446; 426; 402	402; 426; 402	376; 402; 402
2.4	376; 402; 402	446; 426; 426	402; 376; 402	356; 376; 376
2.5	446; 426; 426	446; 426; 426	446; 446; 426	356; 376; 356
2.6	446; 426; 446	446; 426; 426	402; 376; 402	356; 376; 356

Анализируя полученные результаты исследования микротвёрдости можно сделать следующий вывод: микротвёрдость поверхностного слоя в средней части образцов несколько выше, чем по краям (ближе к резу на полуцилиндры). Наиболее равномерные значения микротвёрдости по поверхности всего образца были получены на образце 2.5, облучённого по режиму: $W = 6,2 \pm 1,2$ Дж/см², $n = 45$. Микротвёрдость образца 1.1 имеет такие же значения, что и микротвёрдость основного материала, а микротвёрдость поверхностного слоя образца 2.6 на 21% выше, чем основного металла (сердцевины), что приводит к неоднозначному выводу по влиянию режима облучения на поверхностный слой данных образцов. Результаты топографии поверхности образцов 1.1. и 2.6 представлены на рисунке 3.1.



а

б

Рисунок 3.1 – топография образцов, х4: а) образец 1.1 (режим облучения $\approx 7,1 \pm 1,5$ Дж/см², $n=60$); б) образец 2.6 (режим облучения $\approx 7,1 \pm 1,5$ Дж/см², $n=45$)

Топографическое исследование показало, что на поверхности образца 1.1 имеется незначительное количество кратеров типа многокольцевые круглые с

выпуклостью внутри, что является дефектом технологического процесса облучения с помощью низкоинтенсивных импульсных электронных пучков, но не критичным поскольку редко выступает в качестве очага эксплуатационного разрушения [69] однако при более детальном исследовании было установлено наличие трещин в центральной части кратера, что является недопустимым дефектом (рисунок 3.2).

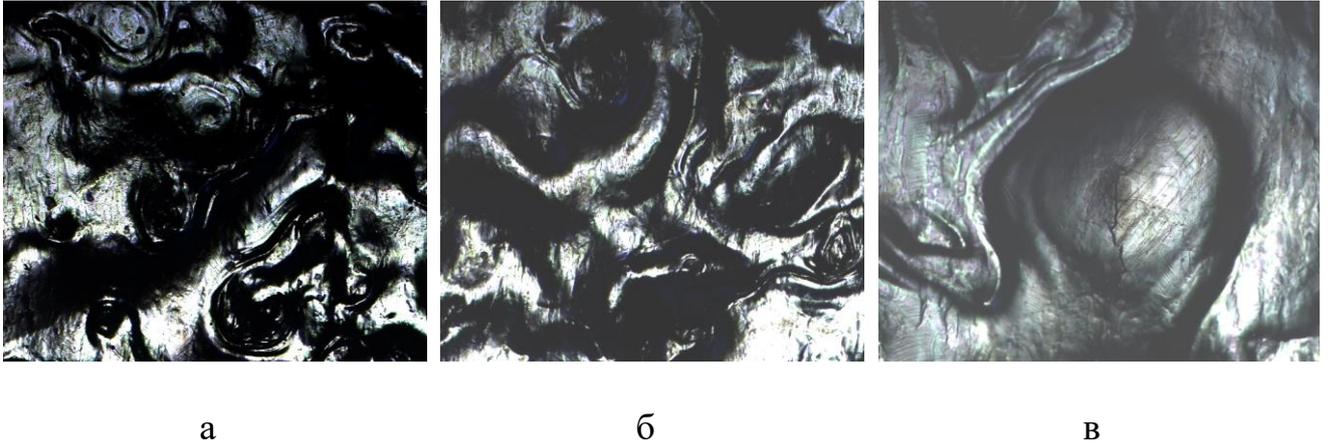


Рисунок 3.2 – Топография поверхности образца 1.1 (режим облучения $\approx 7,1 \pm 1,5$ Дж/см², n=60): а), б) наличие кратеров типа многольцевые круглые с выпуклостью внутри x50; в) наличие трещины в центральной части кратера, x100

Следовательно, от данного режима следует отказаться в пользу режима образца 2.6, так как при исследовании топографии у данного образца кратеров не обнаружено.

Вторым этапом при выборе режима облучения стало изучение структурно-фазового состояния поверхностного слоя. При исследовании поверхностного слоя образцов, выбранных на основании результатов замера шероховатости, методом оптической микроскопии было установлено, что на поверхности образцов наблюдается измененный слой. Замер измененного слоя проводился в 10 точках, среднее значение представлено в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Глубина измененного слоя в зависимости от режима облучения на установке «РИТМ-СП»

№ образца	Режимы облучения		Размер измененного слоя, мкм
	W, Дж/см ²	n, имп	
1.3	6,2±1,2	30	5,5
2.1	≈6.2±1.2	20	4,6
2.2	≈7.1±1.5	20	5,1
2.4	≈7.1±1.5	30	5,7
2.5	≈6.2±1.2	45	6,5
2.6	≈7.1±1.5	45	6,7

Полученные данные показывают, что при равных плотностях энергии размер измененного слоя увеличивается с увеличением числа импульсов, что хорошо согласуется с подобной закономерностью для облученных жаропрочных материалов, полученных традиционным способом изготовления.

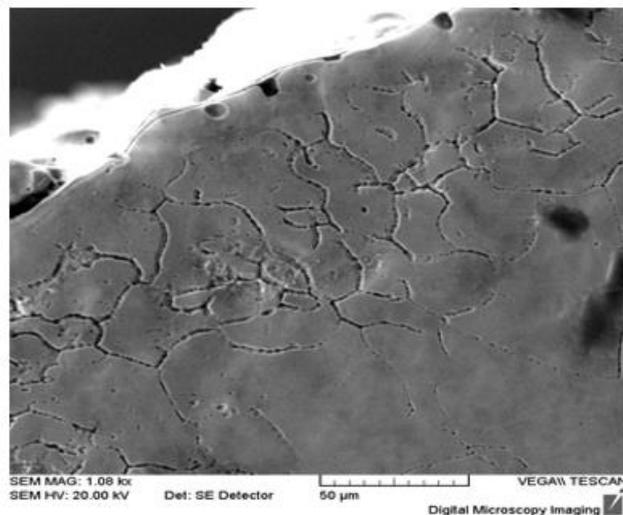


Рисунок 3.3 – Микроструктура модифицированного слоя образца 1.6 (W=3,1±0,8 Дж/см², n=30 импульсов)

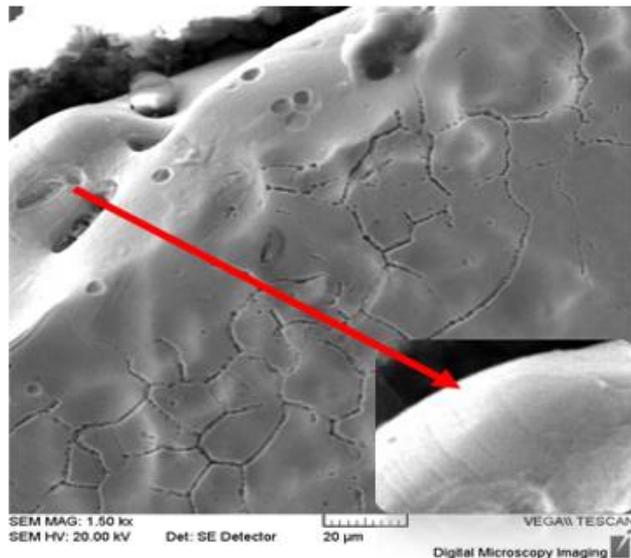


Рисунок 3.4 – Микроструктура образца 1.6 ($W=3,1\pm 0,8$ Дж/см², $n=30$ импульсов): угол края шлифа с захватом поверхности

При исследовании микроструктуры методом растровой электронной микроскопии образца 1.6 ($W=3,1\pm 0,8$ Дж/см², $n=30$ импульсов) было установлено следующее: на фотографии видно, что имеется зона влияния облучения на поверхность образца в виде оплавленного участка, расположенного по всей окружности образца. Однако, как видно из рисунка 3.4, следы треков построения еще просматриваются, что нельзя сказать об образцах, облученных при более высоких плотностях энергии, а именно $W=4,8 \pm 1$ Дж/см² и выше (рисунок 3.6), т.е. результаты РЭМ показывают, что при данном режиме происходит только процесс плавления. Следовательно, значение плотности энергии ($W=3,1\pm 0,8$ Дж/см²), зависящее от значения энергии порога плавления материала, которая была рассчитана на основании методики, указанной в главе 2 [74], является верным.

При более высоком значении плотности энергии $W=3,9\pm 0,9$ Дж/см² (рисунок 3.5), видно, что поверхность образцов практически не имеет следов треков, а наблюдаются отдельные участки с непереплавленными границами треков.

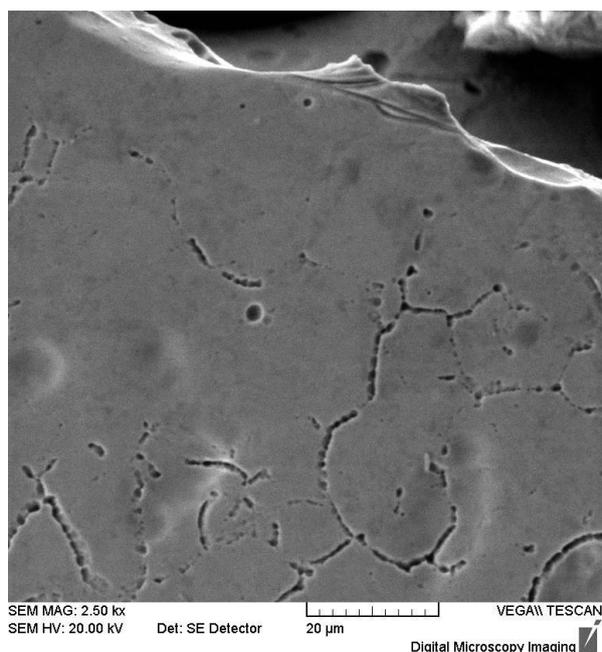
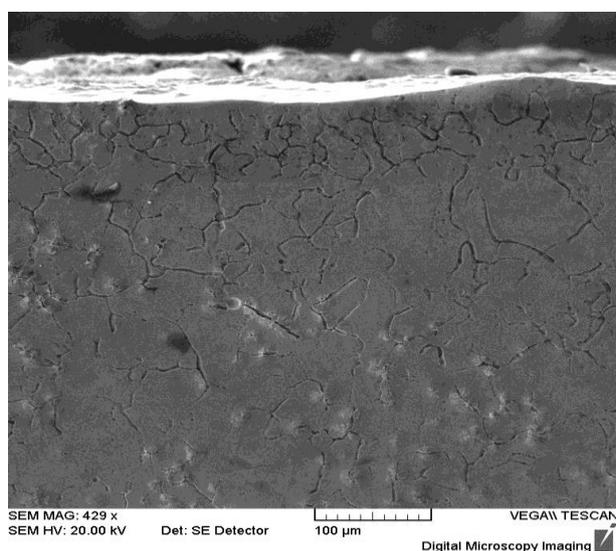
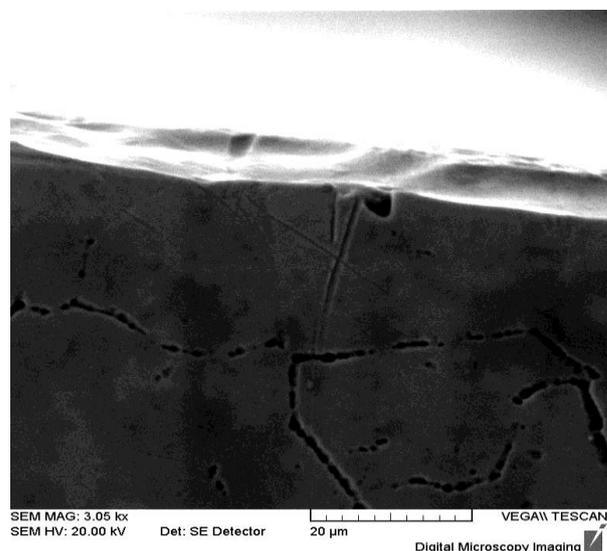


Рисунок 3.5 – Микроструктура образца 1.5 ($W=3,9\pm 0,9$ Дж/см², $n=30$ импульсов)

Также при анализе полученных изображений наблюдается важное явление, заключающееся в том, что с увеличением плотности энергии полностью отсутствуют границы треков на поверхности.



а



б

Рисунок 3.6 – микроструктура образцов после облучения на опытно-промышленной установке «РИТМ-СП»: а - образец 1.4 ($4,8 \pm 1$ Дж/см², $n=30$ импульсов); б - образец 1.3 ($6,2 \pm 1,2$ Дж/см², $n=30$ импульсов)

Результаты РСМА показали, что после облучения в зоне модифицирования происходит изменения химического состава, что свойственно для данной обработки [69] (рис. 3.7). Происходит перераспределение таких элементов, как Si, C, Fe, Co и Mo в той или иной степени, причем перераспределение элементов начинается уже при плотности энергии $W=3,1\pm 0,8$ Дж/см².

Прежде всего следует отметить, что в результате облучения низкоинтенсивными импульсными электронными пучками в поверхностном слое увеличивается концентрация таких элементов как молибден и кремний (рис.43). Как известно Mo является сильным карбидообразующим элементом, который уменьшает пористость, а его наличие обеспечивает повышение прочности за счет твердорастворного упрочнения, и повышение в поверхностном слое кремния позволяет повысить жаростойкость сплавов системы Co-Cr-Mo. Данные, полученные в результате исследования, подтверждаются данными замера микротвердости.

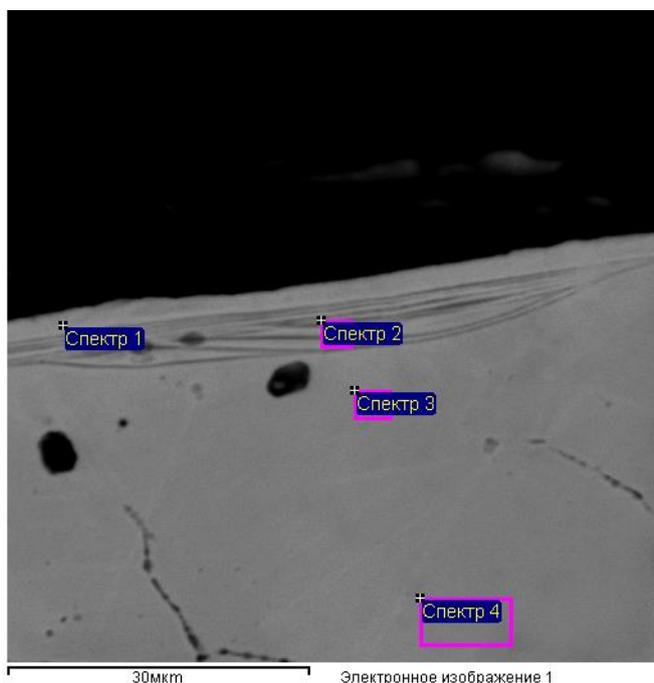


Рисунок 3.7 – Микроструктура образца 1.6 ($W=3,1\pm 0,8$ Дж/см², $n=30$ импульсов)

Таблица 3.4 – Результаты рентгено-спектрального анализа образца 1.6
($W=3,1\pm 0,8$ Дж/см², $n=30$ импульсов)

Спектр	C	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Mo	Итог
Спектр1	8,37	0,87	19,44	0,32	3,86	59,75	7,39	100
Спектр2	16,93	0,72	21,44	0,32	1,60	54,71	5,43	100
Спектр3	18,00	0,64	23,46	0,32	0,32	51,69	5,27	100
Спектр4	5.30	0.46	26.69	0.32	0,56	60,42	5,84	100

По сравнению с матрицами, элементы сплава имели более высокие концентрации Mo, C и Si, но более низкие концентрации Co и Cr.

Наилучший результат по заявленным требованиям при облучении на установке «РИТС-СП» показал, что режим облучения образца 2.6 (режим облучения $\approx 7,1\pm 1,5$ Дж/см², $n=45$), который был выбран в качестве базового режима. С помощью методик, описанных в главе 2, были выбраны режимы для облучения на опытно-промышленной установке «ГЕЗА-ММП», который представлены в таблице 3.5.

Таблица 3.5 – Режимы облучения образцов и шероховатость из порошкового сплава KX28M6 на опытно-промышленной установке «ГЕЗА-ММП»

№ образца	Режимы облучения		Шероховатость R_a , мкм
	W, Дж/см ²	n, имп	
1.7	27	3	2,0
1.8	30	3	2,4
1.9	35	3	2,1
1.10	27	6	1,8
1.11	30	6	1,7
1.12	35	6	1,6
Исходный			5,8

Минимальное значение шероховатости после облучения на установке «ГЕЗА-ММП» получено при плотности энергии $W=35$ Дж/см². Использованное число импульсов $n=6$.

Таблица 3.6 – Влияние режимов облучения на микротвердость образцов и глубину модифицированного слоя образцов после обработки с помощью СИЭП на установке ГЕЗА-ММП при нагрузке $P=20$ г.

№ образца	Режимы облучения	Толщина измененного слоя, мкм	Микротвердость, кгс/мм ²	
	$W, \text{ Дж/см}^2 - n$		Облученный слой	Основной материал
1.7	27 – 3 имп	18,1	460	378
1.8	30 - 3 имп	20,2	489	362
1.9	35 - 3 имп	23,5	501	356
1.10	27 -6 имп	26,8	406	369
1.11	30 - 6 имп	28,9	435	362
1.12	35 - 6 имп	44,5	422	362

По результатам замера микротвёрдости можно сделать следующий вывод: микротвердость поверхностного слоя в границах модифицированного слоя выше, чем у основного материала. Аналогичная зависимость наблюдалась у образцов, облученных на установке «РИТМ-СП». Наиболее высокое значение микротвердости по поверхности образца были получены на образце 1.9, облучённого по режиму: $W= 35$ Дж/см², $n = 3$.

Результаты замера модифицированного слоя, полученного при металлографическом анализе методом оптической микроскопии, показали, что наибольший размер был получен на образце 1.12, облученный по режиму 35 Дж/см² с числом импульсов $n=6$ (рисунок 3.9). Также прослеживается зависимость увеличения глубины модифицированного с увеличением числа импульсов при равных значениях плотности энергии, причем чем выше плотность энергии, тем значительнее увеличение размера модифицированного слоя.

Стоит также отметить, что с увеличением плотности энергии при равном числе импульсов наблюдается аналогичная зависимость, что согласуется с ранее полученными результатами в работах [70-73, 89, 90].

При исследовании микроструктуры образца 1.7, облученного по режиму с наименьшей плотностью энергии из выбранных ($W=27$ Дж/см²; $n=3$ импульса), и с наименьшей глубиной модифицированного были обнаружены изменения как в модифицированном слое, так в переходной зоне. Из результатов исследования микроструктуры видно, что в поверхностном слое увеличивается количество карбидов по границам зерен, также хорошо просматривается пластинчатая структура (типа перлит), причем количество данной структурной составляющей снижается по мере удаления от модифицированного слоя.

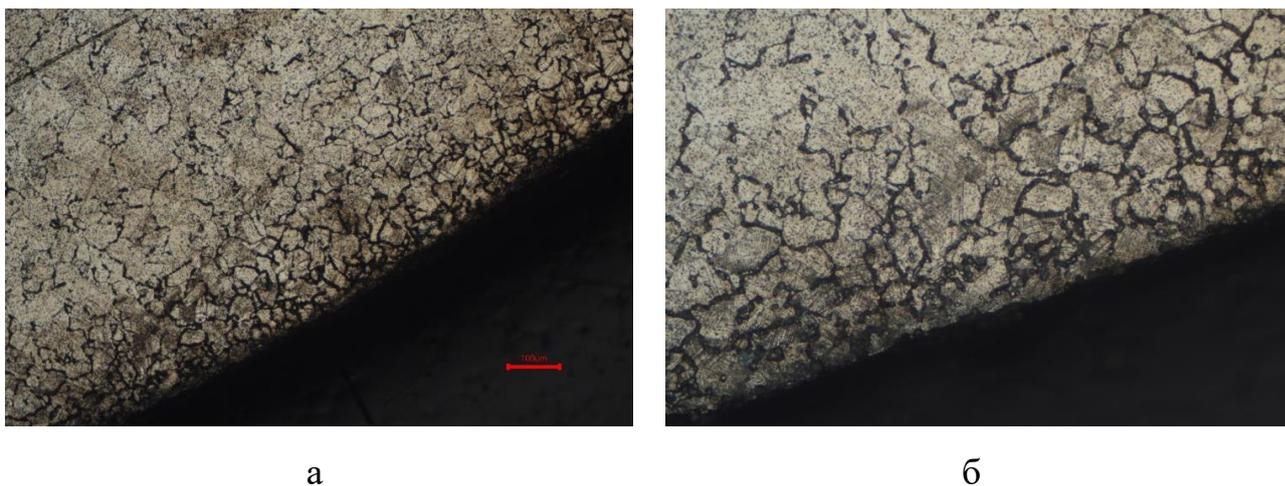
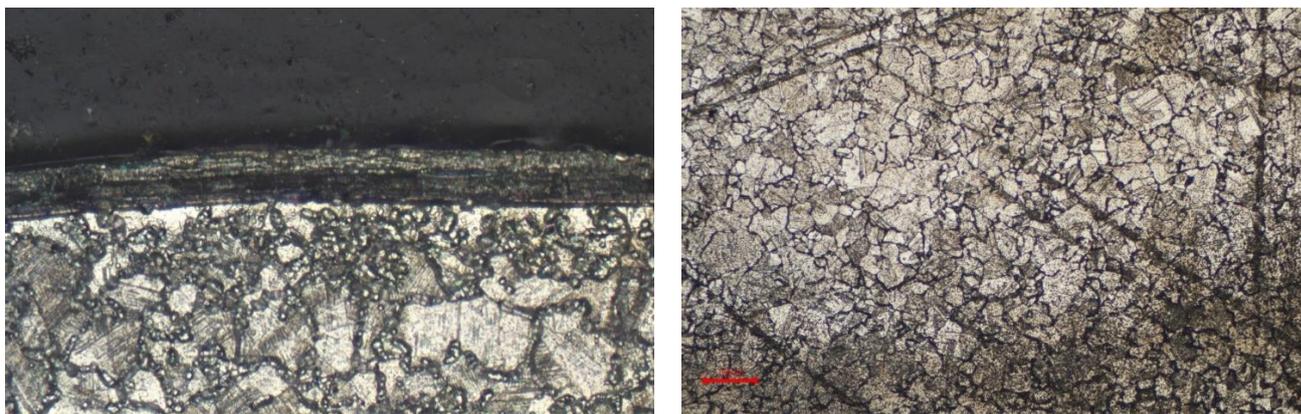


Рисунок 3.8 – Микроструктура образца 1.7 ($W=27$ Дж/см²; $n=3$ импульса):

а) $\times 100$; б) $\times 200$

Микроструктура поверхностного слоя образца при минимальных значениях шероховатости с максимальной глубиной модифицированного слоя, полученного после облучения по режиму $w=35$ Дж/см², с числом импульсов $n=6$ на установке «ГЕЗА-ММП» представлена на рисунке 3.9. Следует отметить, что модифицированный слой образца 1.12 имеет две зоны, а общая глубина которых составила более 44,5 мкм.



а

б

Рисунок 3.9 – Микроструктура образца 1.12 при увеличении $\times 200$ после облучения по режиму $w = 35 \text{ Дж/см}^2$, с числом $n=6$: а) модифицированный слой; б) переходная зона и основной материал

На рисунке 3.10 показана микроструктура основного материала. В качестве основы выступает богатый кобальтом твердый раствор с островками карбидов и темный эвтектоид по границам зерен.

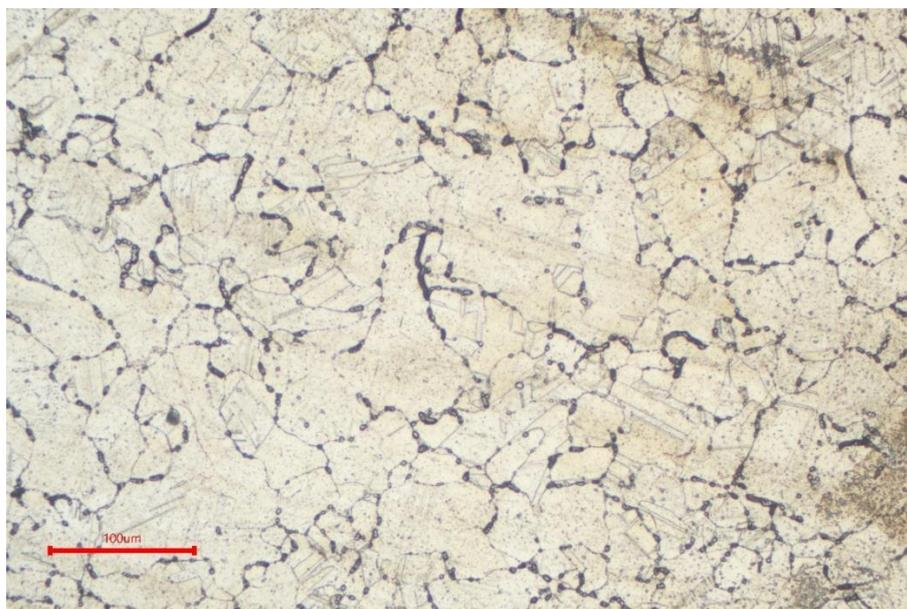


Рисунок 3.10 – Микроструктура основного материала образца 1.12 при увеличении $\times 200$ после облучения по режиму $W=35 \text{ Дж/см}^2$, с числом $n=6$

На основании проведенных исследований и испытаний, можно сделать следующие выводы для образцов, облученных на опытно промышленной установке «ГЕЗА-ММП».

Минимальная шероховатость и максимальный размер модифицированного слоя имеет образец 1.12 после облучения по режиму $W=35$ Дж/см², с числом импульсов $n=6$. При облучении шестью импульсами строго прослеживается зависимость по снижению шероховатости у всех образцов, облученных данным количеством импульсов вне зависимости от плотности энергии. Кроме того, даже при минимальном значении глубины модифицированного слоя наблюдаются структурные изменения в поверхностном и подповерхностных слоях облученных образцов, а именно происходит увеличение числа карбидов в модифицированном слое и переходной зоне наблюдаются участки структурной составляющей типа перлит. При этом также наблюдается, что число карбидов увеличивается с увеличением плотности энергии, а их распределение по границам зерен становится более равномерным, включая и переходную зону. Известен принцип упрочнения кобальтохромовых сплавов за счет процесса осаждения карбидов на границах зерен. Карбиды типа $M_{23}C_6$, осаждающиеся во внутризеренных областях с однородным распределением, могут увеличивать механическую прочность, что сдерживает также рост зерен.

3.2 Выбор оптимальных режимов облучения

Полученные результаты исследования влияния режимов облучения на качество поверхностного слоя и структуру поверхностных слоев и подповерхностных слоев образцов, облученных на установках с различной интенсивностью импульсных электронных пучков, а также результаты выполненных расчетов на основании выбранной методики позволяют уже на этом этапе сделать предварительные выводы о наиболее перспективных величинах параметров электронно-лучевой обработки для порошкового сплава КХ28М6.

Исследования по варианту выбора плотности энергии в импульсе позволяют сделать следующие выводы. При облучении мишеней (образцов, деталей, узлов) из порошкового сплава системы Со-Сг-Мо необходимо добиться оптимального перераспределения элементов и фазовых составляющих в поверхностном слое при снижении шероховатости, а также получения оптимальной микроструктуры

материала, обеспечивающей необходимый уровень эксплуатационных свойств. Видно, что для деталей, полученных методом СЛС присущи свойственные данному методу дефекты. Кроме того, ярко выраженные границы треков на поверхности деталей также могут стать нежелательной проблемой при последующей обработке. Известно, что данные сплавы, которые относятся к категории труднообрабатываемых материалов, из-за уникального сочетания в них таких характеристик, как высокая прочность, вязкость, высокая износостойкость и низкая теплопроводность. Высокая твердость сплавов системы Co-Cr-Mo повышает устойчивость к деформации, что также приводит к увеличению силы резания и стойкости к истиранию. Обычно механическая обработка материалов с высокой твердостью, таких как кобальт-хромо-молибденовые сплавы, приводит ко многим нежелательным проблемам, которые часто связаны с коротким сроком службы режущего инструмента и низким качеством поверхности из-за тепловыделения и пластической деформации. Низкая теплопроводность сплавов системы Co-Cr-Mo приводит к увеличению износа режущего инструмента из-за большого количества тепла, которое передается режущей кромке в процессе резания. Следовательно, основным вопросом обработки стоит разработка альтернативного метода.

Как следует из полученных данных, обработка низкоинтенсивным импульсным электронным пучком при плотности энергии $W=6-7$ Дж/см² на установке «РИТМ-СП» позволяет получить высокое качество поверхностного слоя, с шероховатостью со снижением по сравнению с исходной на 25-30 %.

При облучении при более низких плотностях энергии 4-5 Дж/см² происходит оплавление поверхности мишеней, но без испарения, о чем свидетельствует уровень шероховатости, наличие сглаженных следов треков или участков со следами треков.

Поскольку вопрос стоит в последующей разработке технологического процесса для серийного производства стало необходимо адаптировать полученные режимы для опытно-промышленной установки «ГЕЗА-ММП», причем выбирался диапазон плотности энергии, при котором должны происходить процессы

плавления и испарения, так как уровень шероховатости и качество поверхностного слоя должны отвечать требованиям конструкторской документации.

Кроме того, необходимо отметить хорошую корреляцию расчетных и экспериментальных данных по выбору режимов облучения, что свидетельствует о возможности использовать методику, описанную ранее для оптимизации процессов электронно-лучевой обработки деталей широкой номенклатуры из широкой линейки конструкционных металлических материалов.

На основании данных замера шероховатости, микротвердости и исследования структуры материала поверхностного, подповерхностного слоя и основного материала образцов наилучший результат был у образца с режимом облучения $W=35$ Дж/см², с числом $n=6$. Однако в соответствии с требованиями конструкторской документации на выбранную базовую деталь, шероховатость основных поверхностей должна соответствовать 2,1 мкм.

Поэтому необходимо провести исследования и испытания образцов по режиму $W=35$ Дж/см², с числом $n=3$.

Более конкретные выводы о данном методе постобработки деталей из порошкового сплава КХ28М6 после облучения с помощью СИЭП по выбранному режиму могут быть сделаны после комплексного исследования структурно-фазового состояния материала, подтвержденного испытанием эксплуатационных свойств (в данном случае жаростойкости).

3.3 Выводы по главе

1. Установлено, что воздействие интенсивного импульсного электронного пучка вне зависимости от выбранного источника излучения и режимов приводит к снижению шероховатости, при этом минимальное значение составляет 3,3 мкм (установка «РИТМ-СП», 7 Дж/см², 60 импульсов) и 1,6 мкм (установка «ГЕЗА-ММП», 35 Дж/см², 6 импульсов).

2. Установлено, что облучение с помощью интенсивного импульсного электронного пучка вне зависимости от выбранного источника излучения и режимов приводит к повышению микротвердости образцов в поверхностном слое.

3. Определено, что в процессе облучения происходит увеличение концентрации таких элементов как кремний и молибден.

4. Установлено, что в процессе облучения при максимальной плотности и энергии и числе импульсов (установка «РИТМ-СП», 7 Дж/см², 60 импульсов) происходит процесс кратерообразования, при котором формируются кратеры типа многокольцевые с выпуклостью внутри с трещиной в центральной части кратера.

5. Установлены зависимости увеличения глубины модифицированного слоя от увеличения числа импульсов при равных значениях плотности энергии, а также увеличение глубины модифицированного слоя от увеличения плотности энергии при равном числе импульсов вне зависимости от выбора установки.

6. Установлено, что при повышении плотности энергии наблюдается отсутствие границ треков, начиная с режима с плотностью энергии 4,8 Дж/см².

7. Выявлено, что оптимальным режимом для технологического режима облучения деталей горячей части ГТД из порошкового сплава КХ28М6 при использовании опытно-промышленной установки «ГЕЗА-ММП» является режим 35 Дж/см², 3 импульса.

4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ПОСТОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО- ХИМИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

4.1 Исследование топографии поверхности и структурно-фазового состояния поверхностного слоя

Общепризнанным фактом является прямая зависимость свойств детали от выбора оптимальных параметров процесса СЛС. Мощность лазерного излучения, стратегия, скорость и шаг сканирования, значительно влияют на ряд свойств будущей детали, включая и эксплуатационные свойства.

Одним из важных параметров при выборе режимов построения будущей детали является стратегии сканирования. Именно выбор стратегии сканирования влияет на распределение температуры в процессе СЛС, что в свою очередь влияет на распределение температуры по объему детали, которое может оказывать воздействие на такие свойства синтезируемого материала как плотность, тепловые и остаточные напряжения, увеличение числа дефектов, неоднородность микроструктуры и т.д.

С учетом вышеизложенного, необходимо установить влияние выбранного режима облучения с помощью СИЭП на топографию и качество поверхности, микроструктуру и уровень остаточных напряжений при изготовлении деталей из порошкового сплава КХ28М6 для перспективных ГТД.

Для этой цели были изготовлены цилиндрические образцы диаметров 20 мм на установке Concept Laser M2 Cusing по технологии АО «ЦАТ», используя два метода стратегии сканирования: островковую диагональную и зигзагообразную (рисунок 4.1).

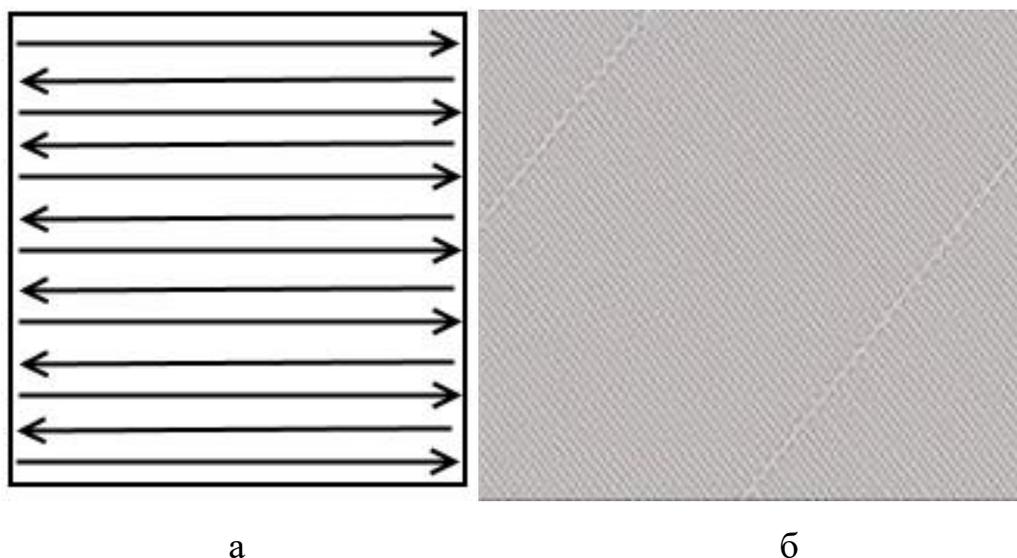


Рисунок 4.1 – Методы сканирования а) зигзагообразная, б) островковая диагональная



Рисунок 4.2 – Внешний вид образцов а) с островковой диагональной штриховкой, б) с зигзагообразной штриховкой

Полученные образцы №1, №2 с островковой диагональной штриховкой (образцы серии 1) и образец №3 с зигзагообразной штриховкой (образец серии 2) были облучены на установке «ГЕЗА-ММП» по выбранному режиму $W=35 \text{ Дж/см}^2$, $n=3$ импульса.

После облучения был проведён замер шероховатости образцов, которая соответствовала заявленному уровню $R_a = 2,1 \text{ мкм}$.

Далее было проведено топографическое исследование поверхностного слоя образцов (рисунок 4.3).

Образец 1

Образец 2

Образец 3

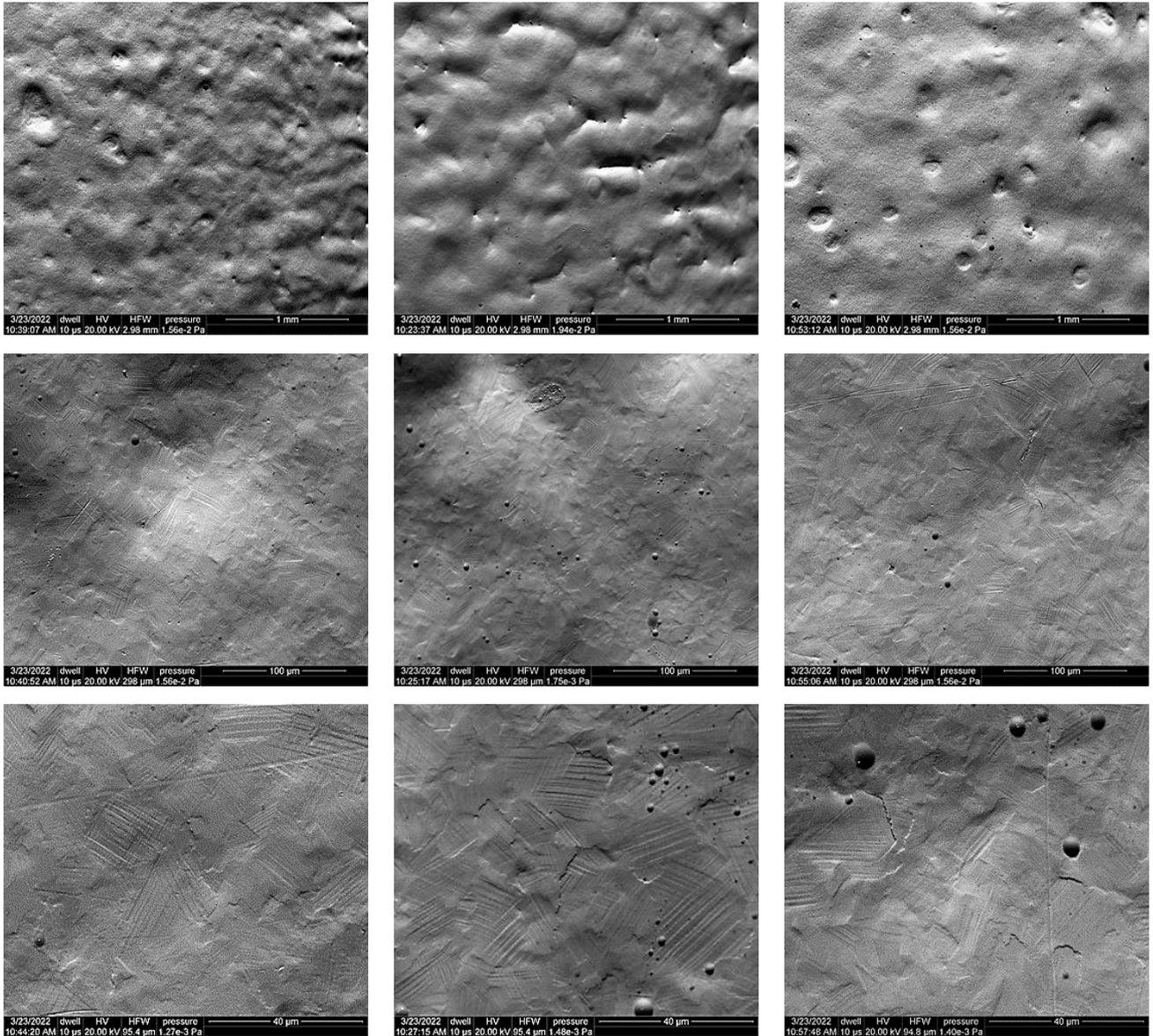
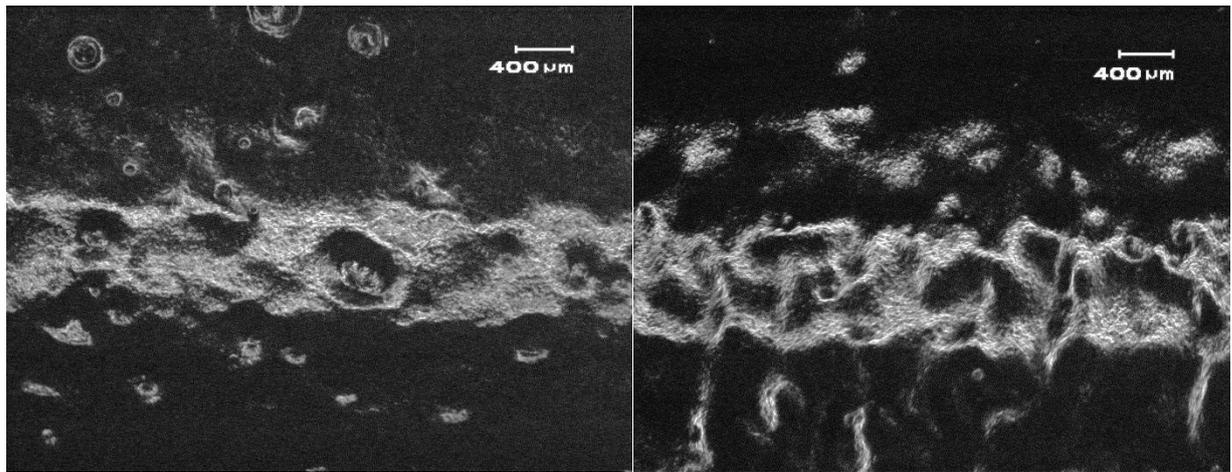


Рисунок 4.3 – Результаты топографического исследования помощью РЭМ при различных увеличениях

Полученные данные при исследовании топографии поверхности образцов выявили наличие кратеров на поверхности образца серии 1 (рисунок 4.4).



а

б

Рисунок 4.4 – Результаты исследования кратеров а) Образец серии 1, б) Образец серии 2

Образование кратеров на поверхности облучаемой мишени относят к нежелательным результатам радиационной обработки.

При исследовании процесса кратерообразования при облучении металлических материалов, полученных традиционным способом [75,76] были рассмотрены следующие механизмы образования кратеров: филаментация пучка; филаментация электронной составляющей пучка при нарушении работы системы согласования диода ускорителя (диод с самоизоляцией); выход на поверхность пузырьков газов, растворенных в приповерхностных областях; экранирование некоторых областей поверхности на начальной стадии действия импульса, в результате образования неоднородного пароплазменного облака легколетучих адсорбированных на поверхности веществ; избирательность плавления отдельных участков поверхности из-за различия в температурах плавления фазовых составляющих сплава; нестационарное и различное по глубине плавление отдельных участков поверхности с различной ориентацией по отношению к направлению распространения пучка; взрывная эмиссия с острых участков поверхности, их локальный перегрев и избирательное интенсивное плазмообразование; избирательное плавление и плазмообразование, обусловленные высокой степенью неоднородности распределения плотности дислокаций в пределах областей действия концентрированного потока энергии;

бомбардировка уже расплавленной поверхности запаздывающими микрочастицами или плазменными сгустками, образованными при эрозии материала катода.

Также ранее было установлено [77-79], что на плотность распределения кратеров после облучения влияет предварительная обработка: чем больше исходная шероховатость, тем больше кратеров появляется на поверхности; наличие на поверхности забоин и царапин;

Как показано в работе [76], динамика отдельного кратера определяется нелинейной стадией развития неустойчивости тейлоровского типа, что влияет на глубину кратеров и их слияние или дробление. Причем скорость роста глубины кратера пропорциональна массе включения, которое в приповерхностном активном слое образца, при его испарении в процессе облучения. Следовательно, при однократном облучении проявятся в кратеры будут лишь включения, расположенные в подповерхностном слое облучаемой мишени, а при многократном облучении за счет процесса испарения будут проявляться и более глубоко расположенные включения. Исходное состояние рельефа поверхности влияет на плотность распределения кратеров. Равную по значимости роль в процессе кратерообразования имеет исходное физико-химическое состояние поверхности мишени и выбор режима облучения. В работах [80,81] была предложена следующая классификация кратеров по форме и рельефу: круглые многокольцевые, круглые с выпуклостью в центре, круглые с вогнутостью в центре, эллиптические, смежные, ограниченные и забоинообразные.

Кратеры, относящиеся к типам эллиптические, смежные, ограниченные и забоинообразные являются крайне опасными, поскольку резко снижают такие эксплуатационные свойства, как коррозионная стойкость и усталость.

При исследовании поверхности образцов установлено, что у образцов серии 1 имеются круглые многокольцевые, круглые с выпуклостью в центре, а у образца серии 2 - круглые с вогнутостью в центре. Также следует заметить, что у образца серии 2 число кратеров – незначительное, по сравнению с образцом серии 1.

Поскольку материал, шероховатость и режим облучения у образцов были одинаковые, то влияние на число и тип кратера влияет выбранная стратегия сканирования. Кроме того, сравнивая полученные результаты с аналогичными исследованиями для образцов, облученных с помощью СИЭП, полученных традиционным способом, как показано в работах [80,81] в образцах, изготовленных по методу СЛС-технологии, при облучении наблюдается образование трех типов кратеров: круглые многокольцевые, круглые с выпуклостью в центре, круглые с вогнутостью в центре. Полученные в результате облучения кратеры на поверхности образцов относятся к так называемым неопасным видам кратеров и не влияют на усталостную прочность и коррозионную стойкость.

Результаты исследований дают основание считать, что для подавления кратерообразования целесообразно проводить обработку образцов в докритическом режиме облучения. Или в этом же режиме для сглаживания рельефа завершать многоступенчатую обработку финальными циклами облучения. В данном случае речь идет о плотности энергии $W=3,1$ Дж/см² для установки «РИТМ-СП» и $W=25$ Дж/см² для установки «ГЕЗА-ММП», последний режим требует дальнейшего уточнения.

Микроструктура сплава системы Co-Cr-Mo состоит из двух основных фаз: высокотемпературной γ -гранецентрированной кубической фазы, которая демонстрирует высокое относительное удлинение и предел прочности при растяжении, и низкотемпературной ϵ -гексагональной плотноупакованной фазы, которая демонстрирует низкое относительное удлинение и хрупкое разрушение при растяжении.

Образование карбидных фаз в кобальтовых сплавах изучено недостаточно из-за их низкой стабильности при высоких температурах, сложного химического состава и многостадийности процесса. В этих сплавах обычно формируются комплексные карбиды типов M_3C_2 , M_7C_3 и $M_{23}C_6$ на основе хрома. В этих карбидах происходит частичное замещение хрома кобальтом или молибденом. Карбиды типа M_3C_2 имеют орторомбическую решетку и реагируют с хромом в перетектическом состоянии. Карбиды типа M_7C_3 обладают тригональной структурой и образуются

при низком соотношении хрома и углерода. Эти карбиды могут превращаться в $M_{23}C_6$ в процессе старения, переходя в твердый раствор при гомогенизационной термообработке, что связано с метастабильностью карбидов типа M_7C_3 . Распад карбидов типа M_7C_3 приводит к упрочнению сплавов из-за выделения вторичных частиц $Cr_{23}C_6$.

Количество карбидов типа MeC остается стабильным и не зависит от увеличения фазы Me_7C_3 . Это указывает на ключевую роль углерода в развитии определенных фаз в структуре сплава, влияя на его прочностные и износостойкие свойства, но не изменяя основных фазовых характеристик. Увеличение кремния улучшает окислительную стойкость, а добавление углерода ведет к формированию укрепляющих карбидов, которые повышают долговечность материала при высоких температурах [91].

Из-за наличия хрома сплав должен затвердеть, исключая эвтектический переход, при $1397^\circ C$. ГЦК γ -фаза, которая затвердевает из жидкости, стабильна до $950^\circ C$, когда должно начаться мартенситоподобное превращение в ГПУ ϵ -фазу [92]. Однако, согласно [93], γ -фаза в стоматологических сплавах остается стабильной вплоть до комнатной температуры. При более низких температурах в сплавах с высокой концентрацией хрома (24-30 масс.%), наблюдается эвтектоидный распад: $\epsilon \rightarrow Co_3Cr + Co_2Cr$.

Сигма фаза относится к разряду топологически плотноупакованных фаз (ТПУ) и является нежелательной фазой, поскольку приводит к сильному охрупчиванию сплава [94].

На рисунке 4.5 представлены результаты металлографического анализа методом оптической микроскопии поверхностного слоя и сердцевины образца. На поверхности образцов хорошо виден рельеф поверхностного слоя, а также отдельных частиц. Кроме того, хорошо просматривается тенденция коагуляции зёрен твёрдого раствора от периферии к сердцевине образца, структура однородная аналогична структуре в средней части образца.

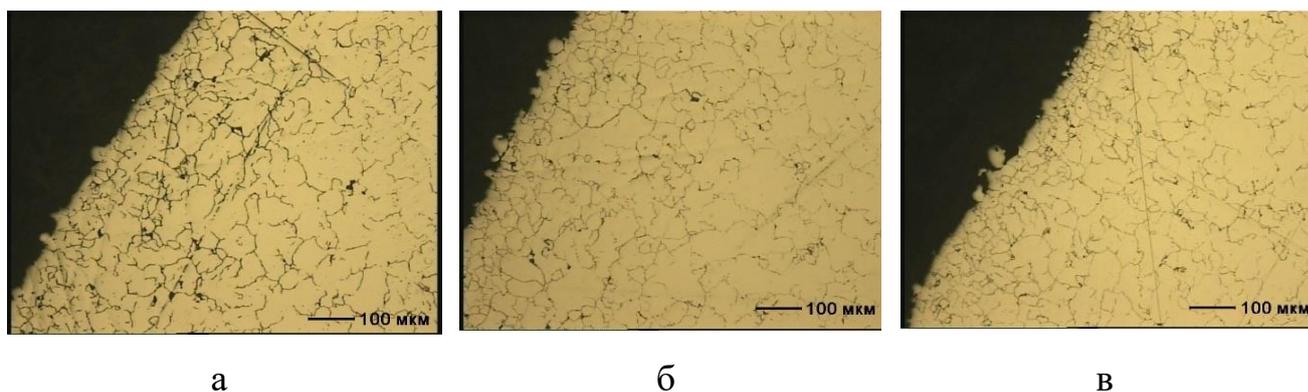


Рисунок 4.5 – Микроструктура поверхностного слоя образцов: а) образец 1, б) образец 2, в) образец 3

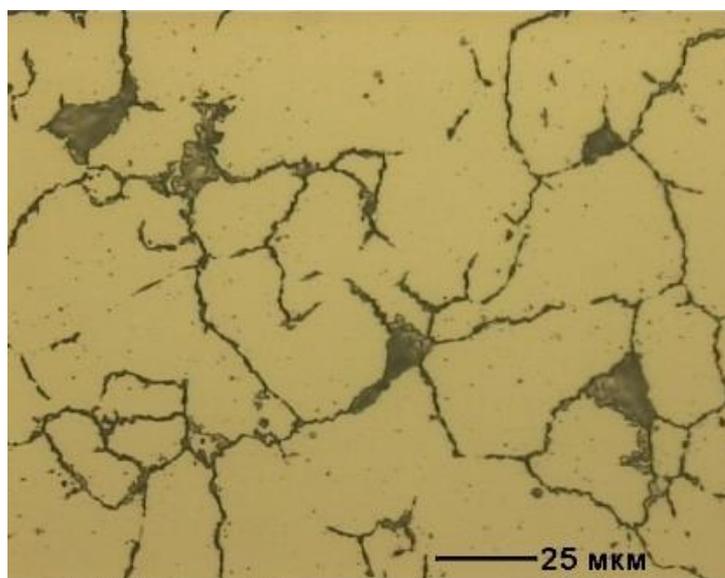


Рисунок 4.6 – Микроструктура основного материала образцов

Микроструктура сплава образцов до облучения с помощью высокоинтенсивных импульсных электронных пучков состоит в основном из γ -фазы и карбидов типа $M_{23}C_6$, что подтверждается результатами РСМА, представленного для каждого образца на рисунках 4.7, 4.8, 4.9 и в таблицах 4.1, 4.2, 4.3.

В полученном методом СЛС сплаве формирование нестабильной однофазной γ -структуры с большим количеством двойников происходит в процессе его синтеза за счет быстрого теплоотвода окружающим порошком. Такой эффект является специфической особенностью метода селективного лазерного сплавления [95].

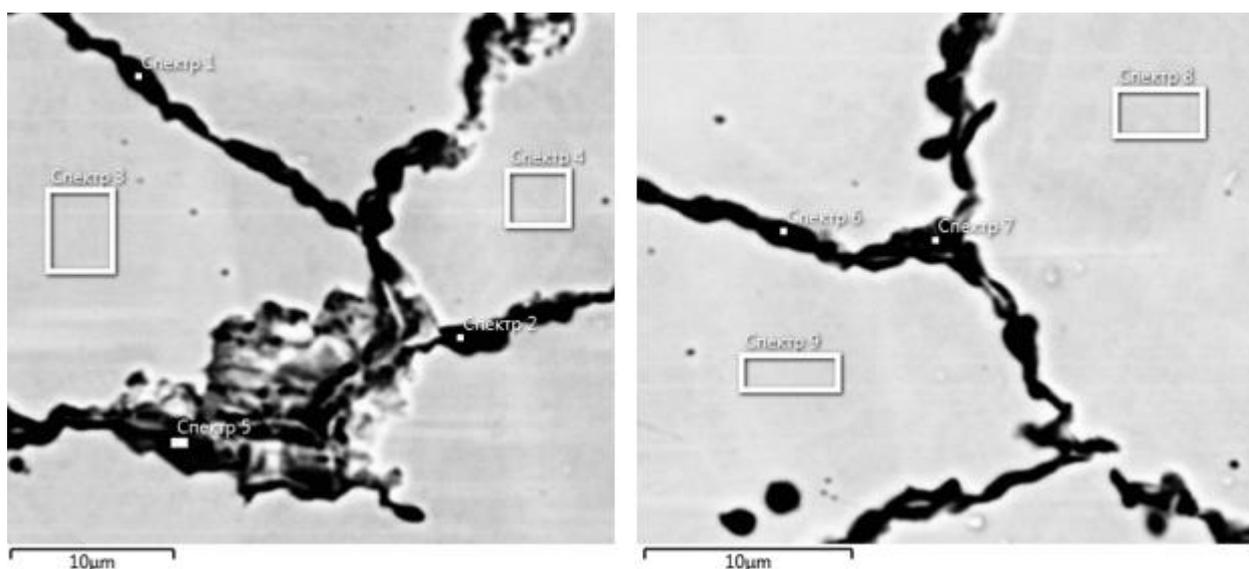


Рисунок 4.7 – Микроструктура образца 1 до облучения с указанием положения набора спектров для РСМА

Таблица 4.1 – Результаты РСМА для образца 1 в исходном состоянии

Название спектра	Si	Cr	Co	Mo	Сумма
Спектр 1	0.06	41.10	58.34	0.49	100.00
Спектр 2	0.28	43.62	52.17	3.92	100.00
Спектр 3	0.86	29.51	63.50	6.13	100.00
Спектр 4	0.84	29.50	63.54	6.12	100.00
Спектр 5	0.65	43.45	49.64	6.26	100.00
Спектр 6	0.18	42.76	54.18	2.88	100.00
Спектр 7	0.96	42.31	48.17	8.56	100.00
Спектр 8	0.83	29.61	63.48	6.08	100.00
Спектр 9	0.87	29.64	63.22	6.26	100.00

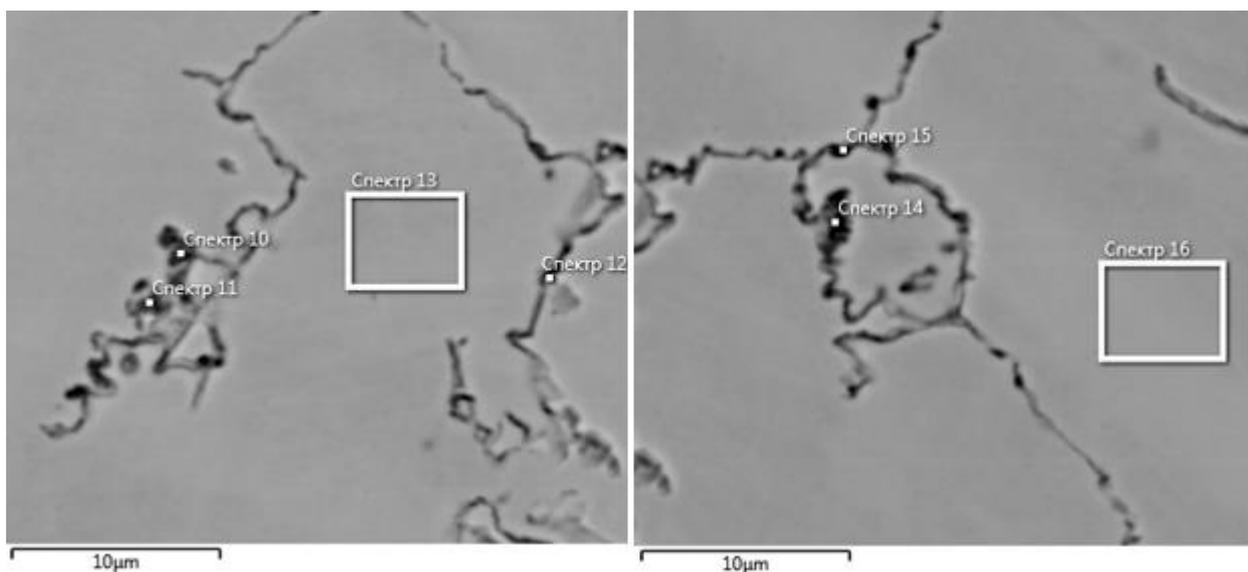


Рисунок 4.8 – Микроструктура образца 2 до облучения с указанием положения набора спектров для РСМА

Таблица 4.2 – Результаты РСМА для образца 2 в исходном состоянии

Название спектра	Si	Cr	Co	Mo	Сумма
Спектр 10	2.20	37.77	52.46	7.57	100.00
Спектр 11	3.09	33.89	55.90	7.12	100.00
Спектр 12	1.03	31.63	60.87	6.47	100.00
Спектр 13	0.81	29.48	63.66	6.04	100.00
Спектр 14	1.09	36.25	55.56	7.10	100.00
Спектр 15	0.43	41.25	53.88	4.44	100.00
Спектр 16	0.83	29.31	63.74	6.12	100.00

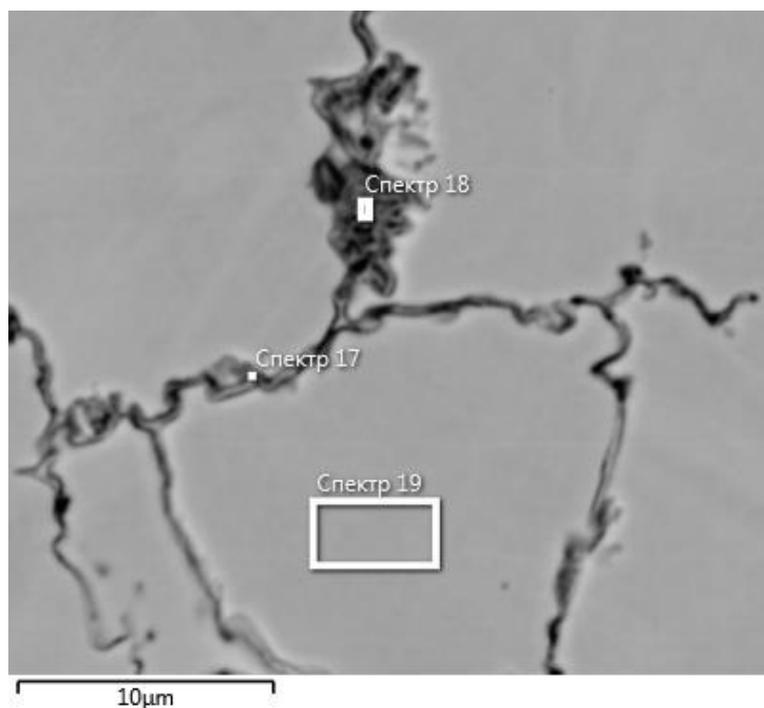


Рисунок 4.9 – Микроструктура образца 3 до облучения с указанием положения набора спектров для РСМА

Таблица 4.3 – Результаты РСМА для образца 3 в исходном состоянии

Название спектра	Si	Cr	Co	Mo	Сумма
Спектр 10	2.20	37.77	52.46	7.57	100.00
Спектр 11	3.09	33.89	55.90	7.12	100.00
Спектр 12	1.03	31.63	60.87	6.47	100.00
Спектр 13	0.81	29.48	63.66	6.04	100.00
Спектр 14	1.09	36.25	55.56	7.10	100.00
Спектр 15	0.43	41.25	53.88	4.44	100.00
Спектр 16	0.83	29.31	63.74	6.12	100.00

После облучения в микроструктуре образцов наблюдается плохо травящийся поверхностный слой (рисунок 4.10).

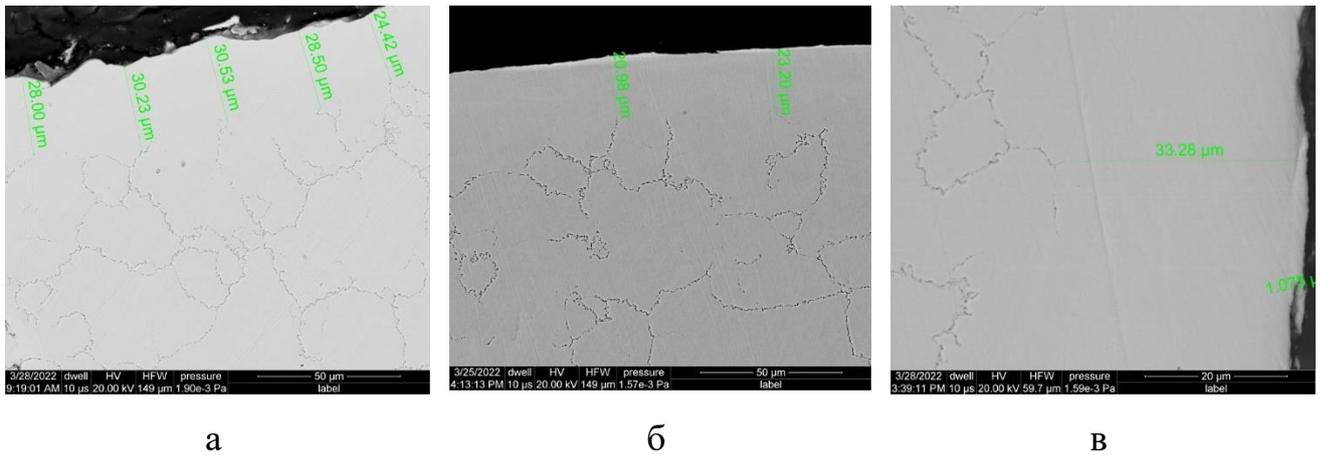


Рисунок 4.10 – Микроструктура поверхностного слоя образцов после облучения по режиму $35 \text{ дж/см}^2 - 3$ импульса: а) образец 1, б) образец 2, в) образец 3
 Размер модифицированной зоны составил, в среднем:

1. для образца 1 - до 28 мкм;
2. для образца 2 - до 28 мкм;
3. для образца 3 - до 30 мкм.

Микроструктура образцов в поверхностной зоне в границах модифицированного слоя имеют отличную от основного материала структуру (рисунок 4.11), а также хорошо просматриваются изменения: большое число карбидов (рисунок 4.12). Ранее наблюдавшаяся разноразмерность твёрдого раствора сохранилась в границах до 80 мкм. Однако в этой зоне также наблюдается рост числа карбидов.

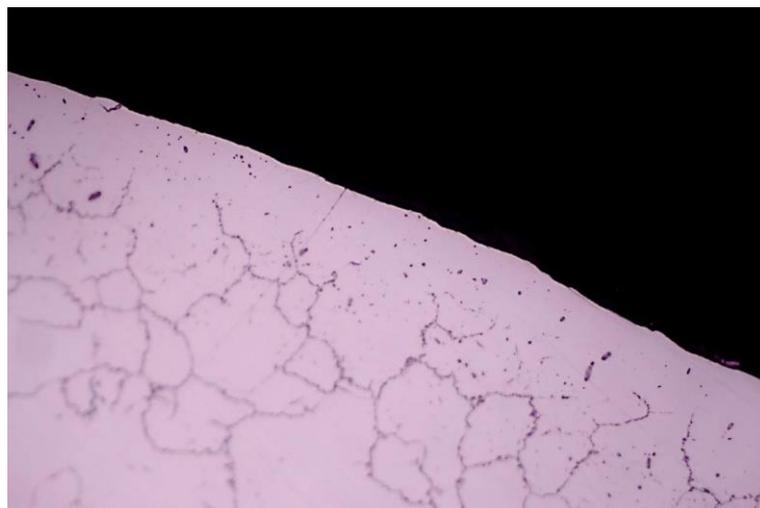


Рисунок 4.11 – Микроструктура образца 2 после облучения (рост числа карбидов в модифицированном слое) при увеличении $\times 500$

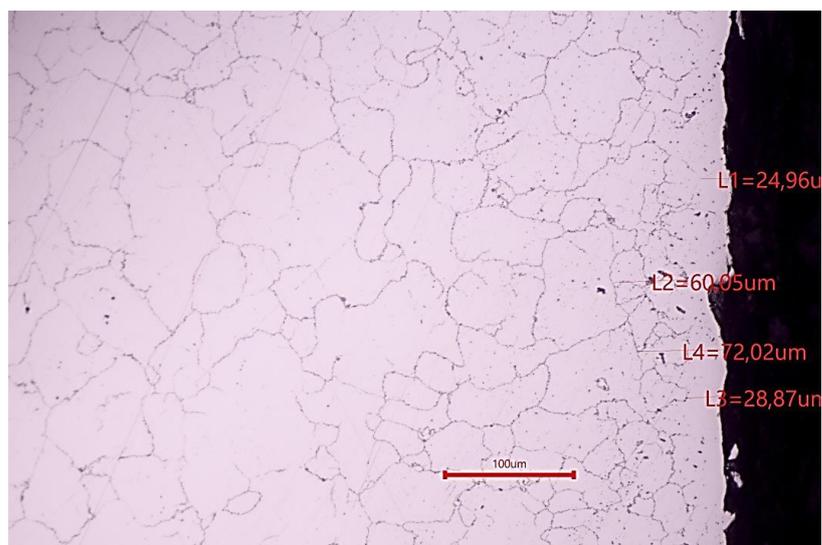
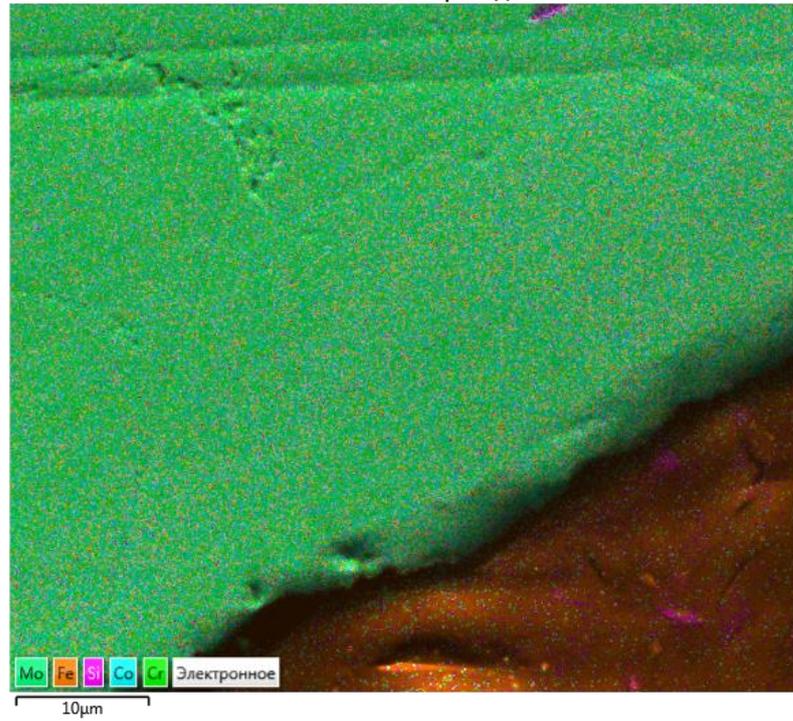


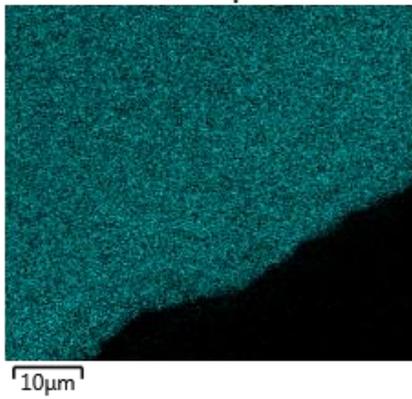
Рисунок 4.12 – Микроструктура образца 1 после облучения (разнозернистость и рост числа карбидов) при увеличении x200

Полученные данные подтверждаются результатами РСМА и картирования элементного состава поверхностного слоя (рисунки 4.13, 4.14, 4.15, таблица 4.4): в поверхностном слое наблюдается повышение концентрации таких элементов как кремний, молибден железо.

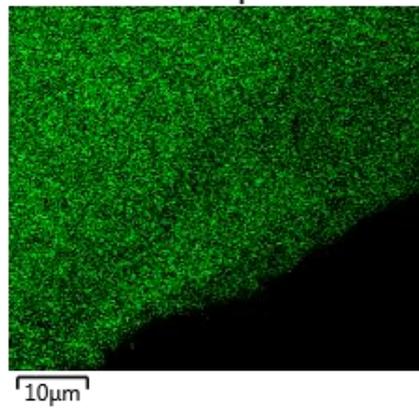
Многослойная карта ЭДС 3



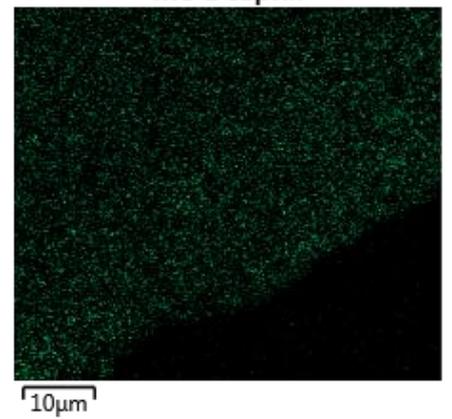
Co K серия



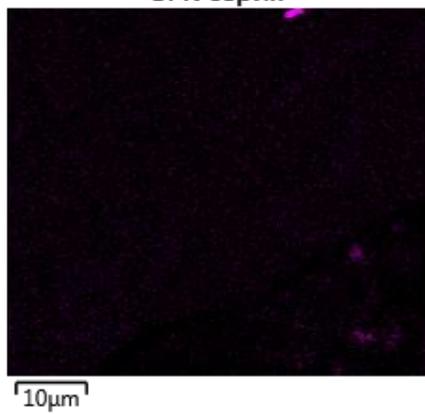
Cr K серия



Mo L серия



Si K серия



Fe K серия

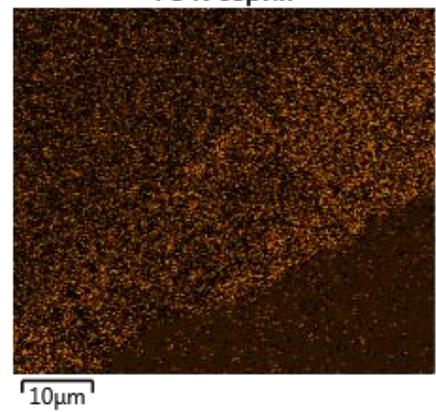
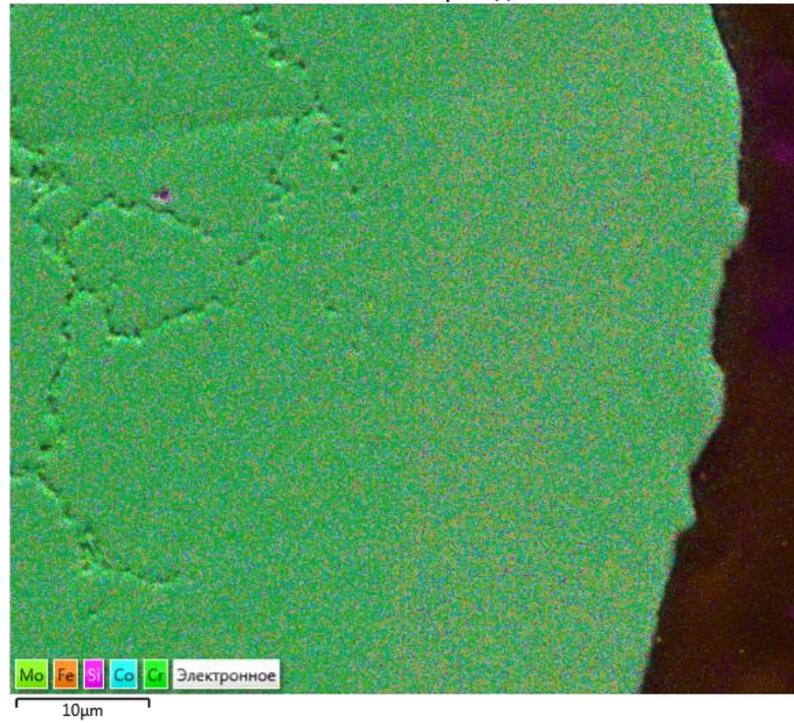
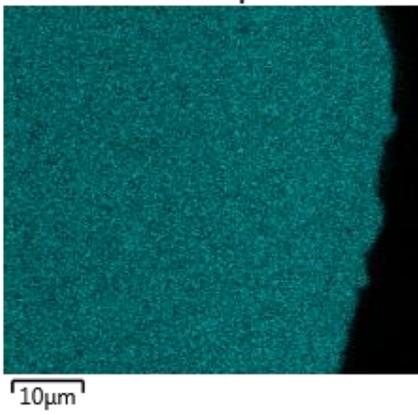


Рисунок 4.13 – Результаты картирования образца 1

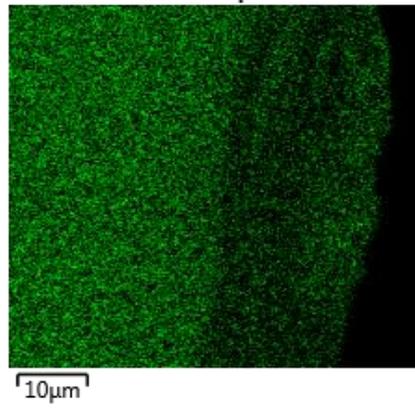
Многослойная карта ЭДС 2



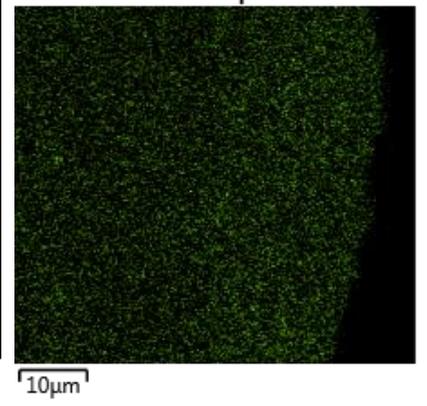
Co K серия



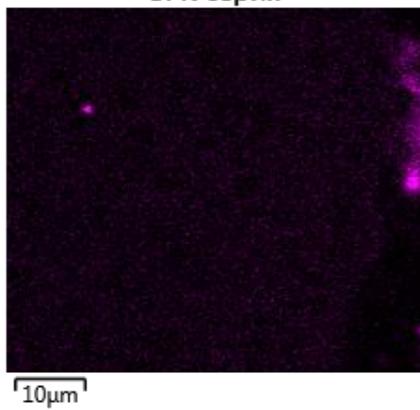
Cr K серия



Mo L серия



Si K серия



Fe K серия

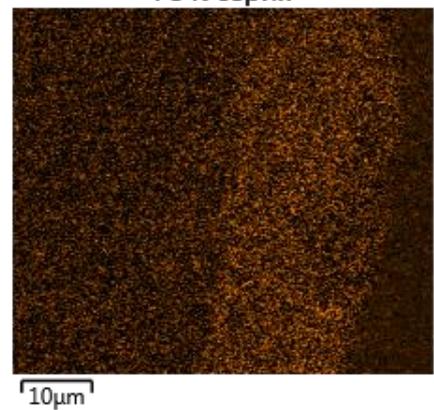


Рисунок 4.14 – Результаты картирования образца 2

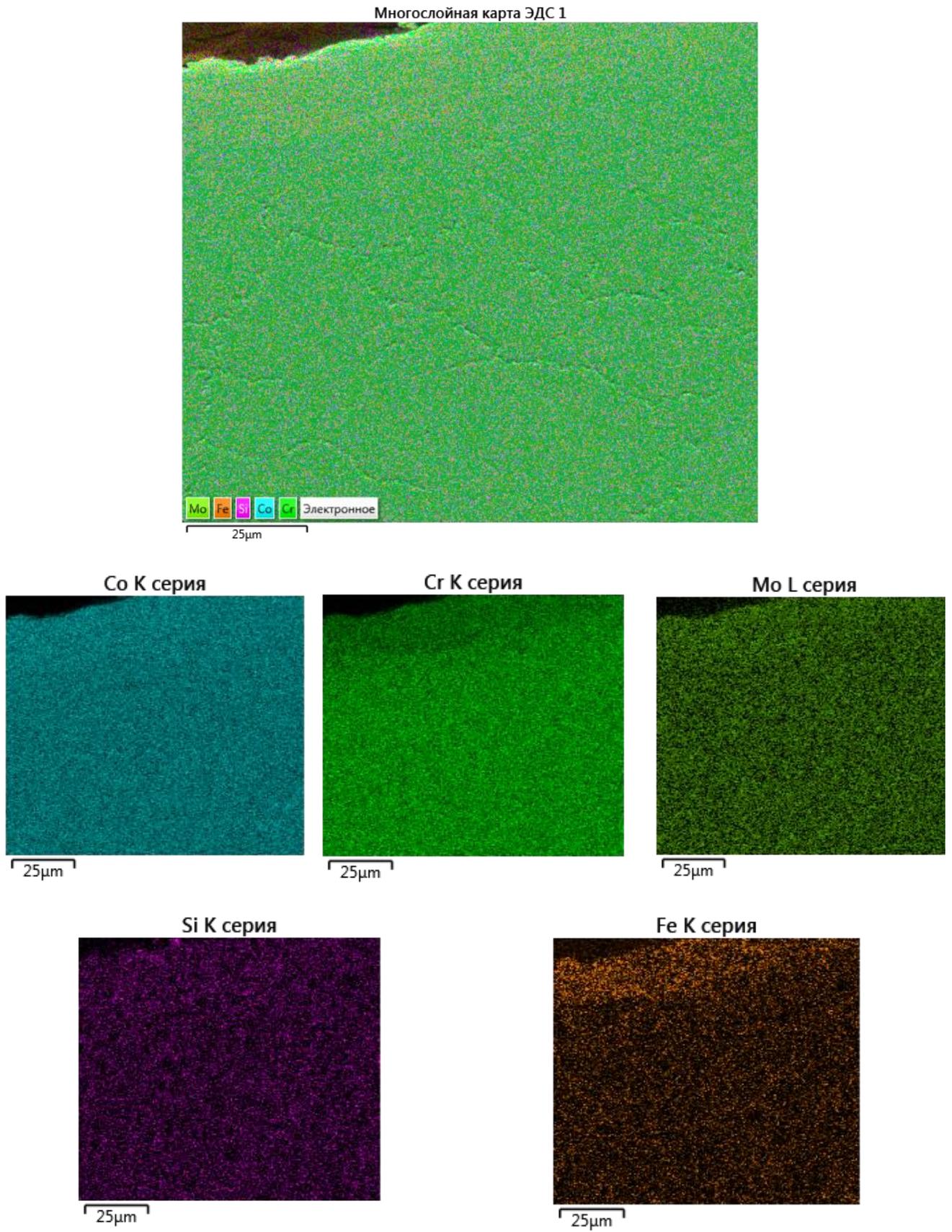


Рисунок 4.15 – Результаты картирования образца 3

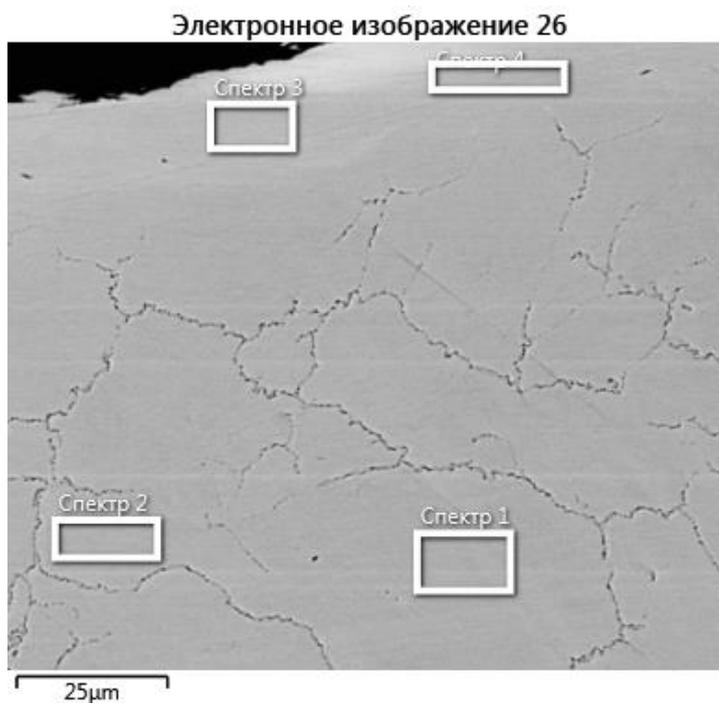


Рисунок 4.15 – Результаты РСМА образца 3

Таблица 4.4 – Результаты РСМА для образца 3

Название спектра	Si	Cr	Fe	Co	Mo	Сумма
Спектр 1	0.84	29.45		63.43	6.28	100.00
Спектр 3	1.10	21.21	1.85	68.21	7.64	100.00
Спектр 4	1.10	21.85	1.81	67.91	7.34	100.00
Спектр 2	0.83	29.25		63.48	6.43	100.00

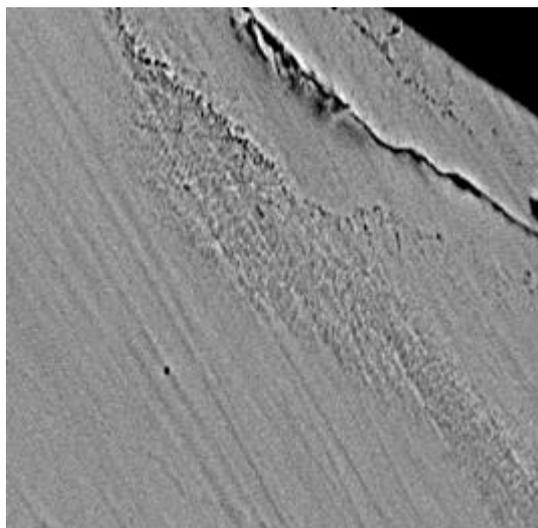


Рисунок 4.16 – Микроструктура образца 3 (образование участков ГПУ фазы)

Согласно литературным данным, ГЦК→ГПУ превращение в сплавах Co-Cr-Mo может быть достигнуто с помощью пластической деформации [96], закалкой из ГЦК высокотемпературной области [96] или посредством изотермического старения в температурном диапазоне 800-850°C [97]. Энергия дефектов упаковки в ГЦК кобальте очень низкая и составляет порядка 10-50 мДж/м² [98]. Дефекты упаковки, образованные частичными дислокациями Шокли, служат зародышами для образования ГПУ-фазы. Эти же дефекты упаковки участвуют и в формировании ГЦК-двойников.

На основании выше изложенного можно сделать следующие выводы: после облучения по режиму $W=35$ дж/см², $n=3$ импульса происходит формирование модифицированного слоя глубиной 28-30 мкм, в поверхностном слое происходит перераспределение таких легирующих элементов как кремний, железо и молибден, что приводит к образованию карбидов как непосредственно в модифицированном слое, так и в переходной зоне. Однако по мере удаления их число снижается. Эта зона имеет глубину до 50 мкм (без учета модифицированной зоны). Полученные данные хорошо согласуются с результатами исследований и испытаний, изложенных в главе 3.

Кроме того, в границах изменённого поверхностного слоя обнаружены участки с гексагональной фазой, которая, как известно, приводит к упрочнению, но снижает пластичность. Следует также отметить, что в процессе облучения происходит незначительное образование кратеров, причем их разновидности относятся к так называемым «неопасным» кратерам, так как не снижают характеристики усталостной прочности и коррозионной стойкости. Различий в структурно-фазовом состоянии поверхностного слоя исследуемых образцов после облучения СИЭП в зависимости от стратегии сканирования не выявлено, за исключением процесса кратерообразования.

4.2 Исследование влияния технологических режимов облучения на уровень остаточных поверхностных напряжений образцов

Эксплуатационные свойства деталей ГТД и их геометрические параметры зависят от физико-механического состояния поверхностного слоя, конкретно, от остаточных поверхностных напряжений.

Остаточными считаются напряжения, возникающие в теле под влиянием внешнего воздействия с последующим освобождением от него. При этом внешние воздействия создают в теле и упругую и пластическую деформацию. Причиной возникновения остаточных напряжений также могут служить неравномерное охлаждение после пластической деформации при высокой температуре, то есть после горячей обработки давлением, и фазовые превращения при термообработке, сопровождающиеся изменением объема.

Процесс возникновения внутренних напряжений происходит практически при любой обработке. Одна технологическая операция влияет на создание разных по сути своего происхождения остаточных напряжений. Это могут быть термические, фазовые напряжения или напряжения от неоднородной пластической деформации.

Особенно вредными для деталей, эксплуатируемых при знакопеременной нагрузке, считаются растягивающие остаточные напряжения. Они ведут к усталостному разрушению, поскольку сама усталостная трещина возникает на поверхности детали.

Повышение общей химической активности металла так же является следствием вредного действия остаточных напряжений. Усиление межкристаллической коррозии под действием растягивающих остаточных напряжений можно считать особенно вредным процессом.

Действие коррозионной среды в условиях высоких температур может вызвать в поверхностном слое детали значительное окисление и образование различных химических соединений, которые будут отличаться по своей структуре и свойствам от материала детали. Наличие первичных остаточных напряжений ускоряет эти процессы в поверхностном слое. Однако новые химические

образования в поверхностном слое будут создавать в нем вторичные остаточные напряжения, которые складываясь с первичными и эксплуатационными напряжениями, могут в течение времени до их снятия оказывать влияние на величину результирующего напряжения, а, следовательно, и на усталостную прочность детали.

Технология СЛС обладает большими преимуществами и возможностями по сравнению с традиционными технологиями производства [82]. Следует отметить, что остаточные напряжения, возникающие в процессе изготовления деталей, накладывают серьезные ограничения на практическое применение этой технологии, поскольку они приводят к деформации изготавливаемых деталей и/или к образованию микротрещин.

Помимо этого, большие значения остаточных напряжений могут существенно снижать механические свойства изготавливаемых деталей. Деформации, возникающие в процессе СЛС относятся к типу «сварочных деформаций». «Сварочные деформации», как термин предполагает процесс перемещения различных точек изготавливаемого изделия (изгиб, поворот сечения, укорочение, потерю устойчивости листовых соединений). Что ведет к искажению форм и размеров деталей в процессе изготовления по СЛС-технологии. При этом больше всего страдают тонкостенные участки с толщиной до 0,5 мм и нависающие части деталей. Другие типы форм с низкой геометрической жесткостью попадают по такое же влияние.

При анализе работы [83] было установлено, что в поверхностном слое после обработки СИЭП в образцах и деталях из жаропрочных титановых порошков формируются растягивающие остаточные напряжения. Также было установлено, что их уровень тем больше, чем выше значение плотности энергии в пучке электронов. Остаточные напряжения одинаково распространены на глубине 50-60 мкм и не имеют зависимости от плотности энергии в пучке, количества импульсов. Следует заметить, что в работе [84] было показано, что при одновременном облучении сильноточными импульсными электронными пучками всех сторон мишеней из жаропрочных титановых сплавов были сформированы сжимающие

остаточные напряжения в поверхностных слоях образцов. Это объясняется тем, что одностороннее облучение в режиме плавления мишеней из жаропрочных сплавов приводит к образованию остаточных напряжений растяжения за счет механического воздействия обратной необлученной стороны, что и снижает прочностные характеристики детали.

Для проведения исследований по влиянию выбранного технологического параметра облучения с помощью СИЭП были изготовлены цилиндрические образцы диаметров 20 мм на установке Concept Laser M2 Cusing по технологии АО «ЦАТ», используя два метода стратегии сканирования: островковую диагональную (образец 1) и зигзагообразную (образец 2).

Испытываемые образцы были облучены по режиму 35 Дж/см^2 тремя импульсами по всей цилиндрической поверхности. Облучения по всей поверхности стало возможным за счет планетарного механизма, установленного в камере опытно-промышленного ускорителя «ГЕЗА-ММП». Следует отметить, что данные условия облучения отличаются от предложенных авторами работы [84].

Исследование напряженного состояния поверхностного слоя после облучения с помощью СИЭП дало возможность установить взаимосвязь между технологическими параметрами процесса электронно-пучковой обработки и характером формирующихся остаточных поверхностных напряжений. Для сравнения также был установлен уровень остаточных поверхностных напряжений в исходном состоянии. Результаты испытания образцов серии 1 и 2 продемонстрированы на рисунках 4.17 и 4.18. Как видно из графиков образцы серии 1 и 2 в исходном состоянии имеют достаточно высокий уровень поверхностных растягивающих остаточных напряжений, что свойственно для образцов и деталей, полученных методом СЛС. При этом уровень остаточных напряжений с зигзагообразной стратегией сканирования (образец серии 2) до облучения выше, чем у образца с островковой диагональной стратегией сканирования (образец серии 1) на 26%.

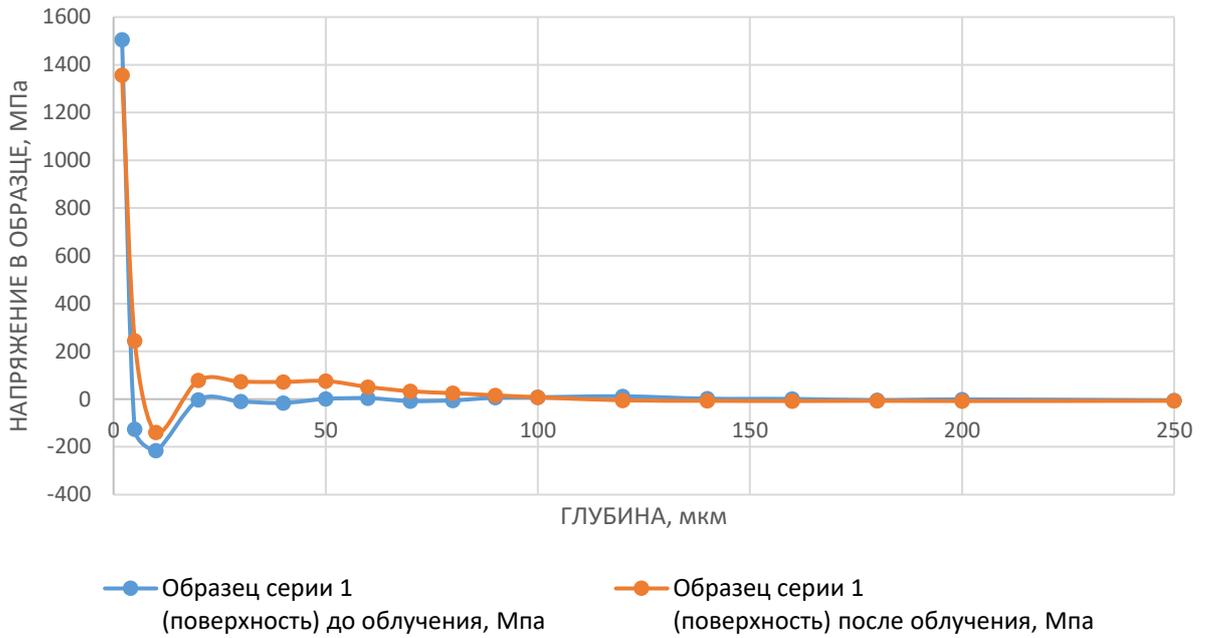


Рисунок 4.17 – Поверхностные напряжения в образце серии 1 до и после облучения

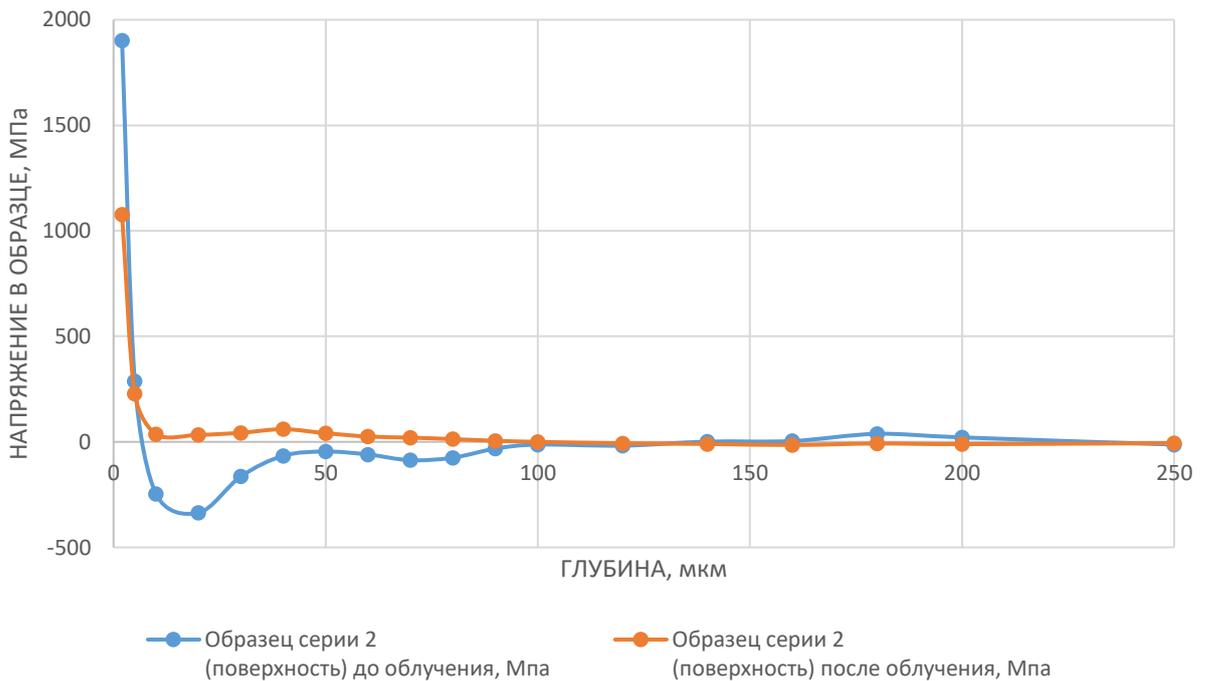


Рисунок 4.18 – Поверхностные напряжения в образце серии 2 до и после облучения

Анализ эпюр распределения остаточных поверхностных напряжений по глубине залегания остаточных напряжений образцов серии 1 и 2, подвергнутых облучению показал снижение уровня остаточных растягивающих напряжений,

причем для образца серии 1 снижение составило - 10%, для образца серии 2 - 46%. Это связано с процессами, как релаксации напряжений в начальной стадии облучения (период нагрева поверхности), так и с изменением структурно-фазового состава поверхностных и подповерхностных слоев мишеней. Последнее подтверждается результатами металлофизического комплексного исследования, представленными п.4.1 данной главы. Следует также отметить, что глубина распространения остаточных напряжений одинакова для обеих серий образцов 1 и 2 и равна ~ 80 мкм.

4.3 Исследование влияния облучения сильноточными импульсными электронными пучками на жаростойкость образцов из порошковых жаропрочных сплавов, полученных методом СЛС

В современных ГТД разрушение деталей может происходить в результате большой температурной и силовой напряженности, в которых они работают. Например, детали реактивных двигателей, образующие горячий тракт (форсажные камеры, кожухи камер сгорания, жаровые трубы) эксплуатируются в условиях высоких температур, постоянно меняющейся теплонапряженности и под воздействием вибрационных нагрузок, вызывающих переменные напряжения. Таким образом, разрушение материала, как проявление данного процесса старения, может являться следствием комплекса разнообразных необратимых процессов, но прежде всего инициированным разрушением поверхностного слоя материала, и как следствие нарушением целостности расчетного сечения. Рассматривая в данной работе детали перспективного ГТД, можно сделать вывод о влиянии на изделие небольшого сечения избирательного обогащения поверхности окислами легирующих элементов. При длительных нагревах это вызывает понижение концентрации легирующих элементов в сплаве и приводит к понижению жаростойкости (реже – жаропрочности) изделия.

В двух слоях окарины количество легирующего элемента может снизиться до 10% его содержания в основном металле. В сплавах с высоким уровнем содержания хрома наблюдается непрерывное увеличение концентрации

легирующих элементов во внутреннем слое окалины до состояния слоя, практически полностью, из жаростойкой окиси. При этом максимально снижается скорость диффузии элементов через нее. Наивысшая же жаростойкость сплава наблюдается, если окалина, контактирующая с металлом, состоит только из жаростойкого окисла.

В данной работе были проведены два метода оценки жаростойкости по удельному приросту массы [68] и глубине коррозионных повреждений [85].

Образцы из кобальтохромового сплава КХ28М6 испытывались до и после высокоинтенсивного облучения с помощью импульсных электронных пучков. Режимы облучения выбраны с учётом ранее полученных результатов исследований структурно-фазового и физико-химического состояния поверхностных и подповерхностных слоёв, представленных в работах [69-73, 89, 90], а также в данной работе [74]. Каждый из предлагаемых режимов представляет собой:

1. для образцов серии 1.1 - быстрый нагрев;
2. для образцов серии 1.2 - быстрый нагрев, плавление и активный процесс испарения;
3. для образцов серии 1.3 - быстрый нагрев и плавление, а также испарение.

Последний режим выбран в качестве режима обработки поверхностного слоя деталей как технологический. В качестве исходного состояния материала выбраны образцы серии 1.0.

Два последних режима имеют особую значимость, поскольку близкие значения режима облучения, могут в последствии стать полноправными технологическими режимами облучения, с учетом необходимого значения шероховатости.

Для сравнительного анализа были также испытаны образцы из порошковых жаропрочных сплавов ХН55МЗБ5ТЮ и ХН58МБЮ (ЭП648), предлагаемые в качестве материалов для изготовления деталей форсажной камеры. Оба сплава относятся к жаропрочным никелевым сплавам с рабочей температурой до + 950 °С. Режимы облучения вышеуказанных образцов представлены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Перечень образцов и режимы облучения для проведения жаростойких испытаний

№ серии образцов	Материал	Режим облучения	
		Число импульсов, n	Плотность энергии W, Дж/см ²
1.0	Сплав КХ28М	Без обработки	
1.1	Сплав КХ28М	4	25
1.2	Сплав КХ28М	4	40
1.3	Сплав КХ28М	3	35
2.0	Сплав ХН55МЗБ5ТЮ	Без обработки	
2.1	Сплав ХН55МЗБ5ТЮ	4	40
2.2	Сплав ХН55МЗБ5ТЮ	4	45
3.0	Сплав ХН58МБЮ (ЭП648)	Без обработки	
3.1	Сплав ХН58МБЮ (ЭП648)	4	35
3.2	Сплав ХН58МБЮ (ЭП648)	4	20
3.3	Сплав ХН58МБЮ (ЭП648)	4	25

Образцы испытывались в состоянии без облучения и после электронно-импульсной обработки. Подбор режима облучения обоснован представленным выше методическим подходом.

Облучение всех образцов происходило на установке «ГЕЗА-ММП». Результаты испытаний на жаростойкость представлены графиках зависимости удельного прироста массы от времени выдержки (рисунки 4.19, 4.20, 4.21).

Анализ графика зависимости удельного прироста массы от времени выдержки образцов из сплава КХ28М6 показал, что образцы серий 1.2 и 1.3 имеют показатели жаростойкости, выше, чем у исходного материала на 25%, причем у образцов серии 1.2 параметры жаростойкости выше. Следовательно, при облучении в диапазоне плотностей энергии, при которых происходят такие процессы, как нагрев, испарение и происходит повышение жаростойкости. При меньшей плотности энергии удельный привес массы образцов также ниже, чему у

образца в исходном состоянии, несмотря на то что при режиме облучения образцов серии 1.2 процессы, инициирующие модификацию поверхностного слоя, проходят не столь интенсивно.

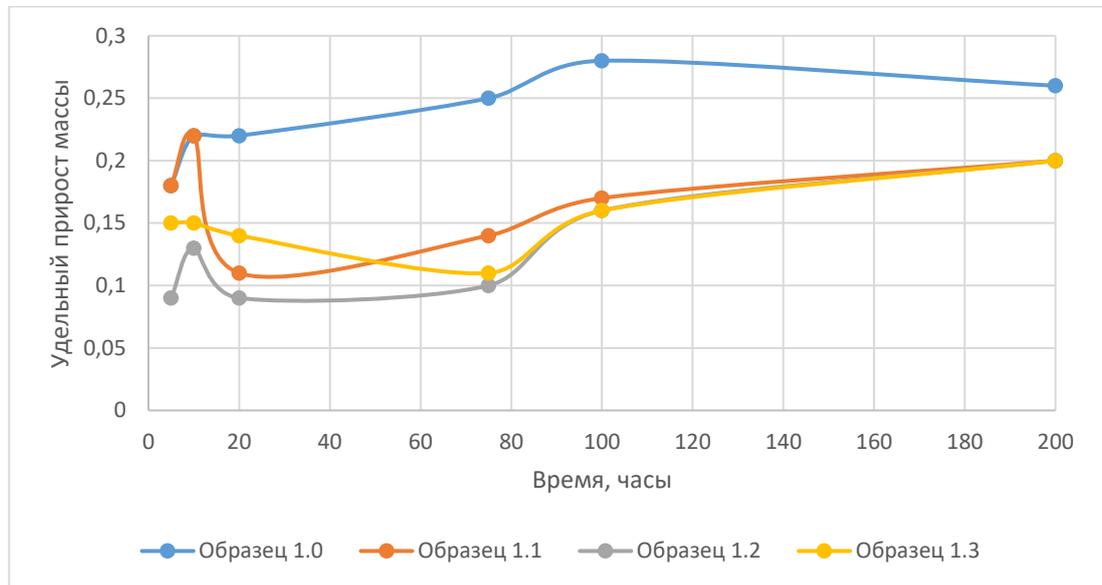


Рисунок 4.19 – График зависимости удельного прироста массы от времени выдержки для сплава KX28M6

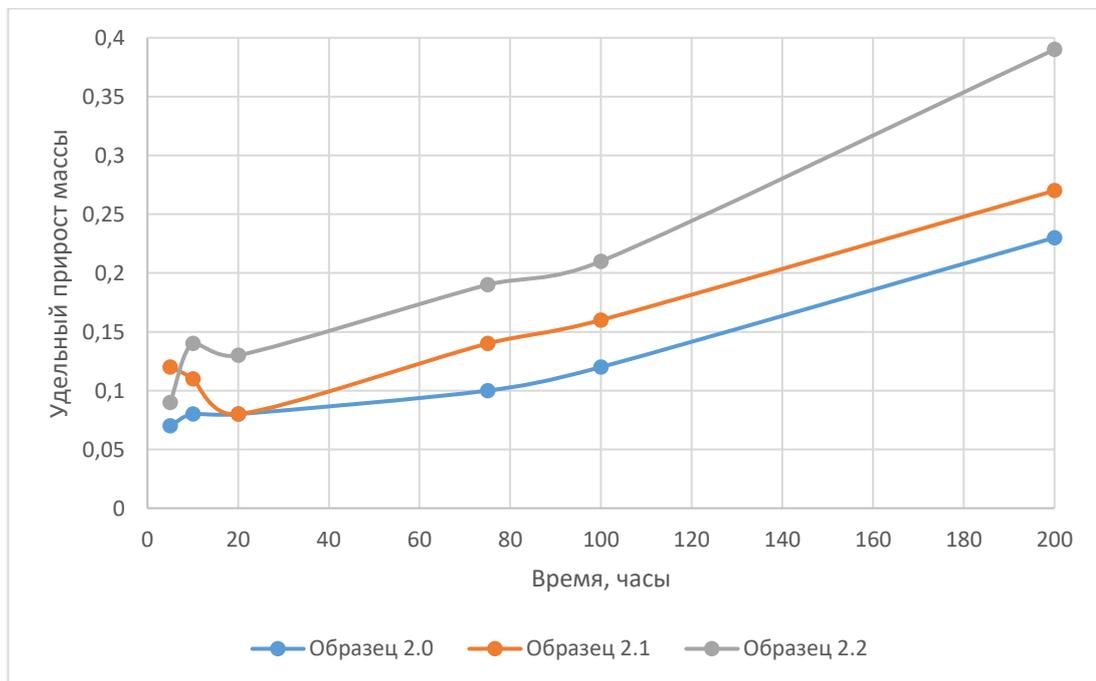


Рисунок 4.20 – График зависимости удельного прироста массы от времени выдержки для образцов из сплава ХН55МЗБ5ТЮ

Результаты испытания, представленные на графиках, показывают, что после облучения жаростойкость у образцов снижается. Следует отметить, что значение

плотности энергии 40 Дж/см^2 для образца из сплава ХН55М3Б5ТЮ выше порогового значения процессов нагрев – испарение, а при плотности энергии 45 Дж/см^2 происходит процесс абляции. Это было установлено при осмотре рабочей камеры установки продуктов уноса материала образцов на поверхностях после облучения. Данные результаты являются крайне важными, поскольку облучение в диапазоне процесса абляции представляет практический интерес, поскольку протекание этого явления является основой для ремонтной технологии поверхностных слоев. Известно, что реализация режимов облучения в режимах абляции и кратерообразования приводит к снижению жаростойкости образцов и деталей, полученных традиционными методами изготовления [69]. Следовательно, для образцов и деталей, полученных методом СЛС, данный вывод также является верным, но для однозначного заключение необходимо проведение дополнительных исследований.

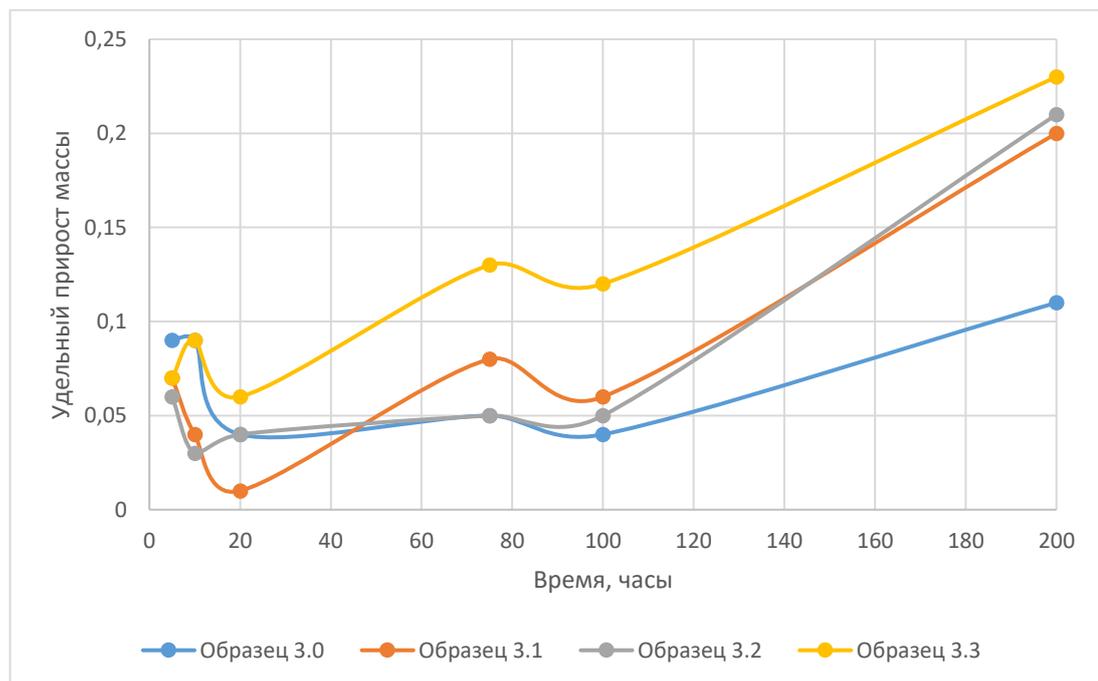


Рисунок – 4.21 График зависимости удельного прироста массы от времени выдержки для образцов из сплава ХН58МБЮ (ЭП648)

Испытания на жаростойкость образцов из сплава ХН58МБЮ (ЭП648) показали неоднозначный результат, а именно резкое снижение жаростойкости при 200 часах выдержки для всех облученных образцов. Снижение жаростойкости может быть связано с образованием большого числа кратеров, увеличения

дефектов в поверхностных и подповерхностных слоях, рекристаллизацией упрочняющих фаз, высоким уровнем остаточных напряжений и др., что требует дополнительного комплексного исследования структурно-фазового состояния образцов.

Испытание на жаростойкость методом непосредственного измерения глубины коррозии показали значительный рост жаростойкости после облучения (рис. 4.22), что подтверждается результатами металлографического анализа (рис. 4.23 - 4.26).

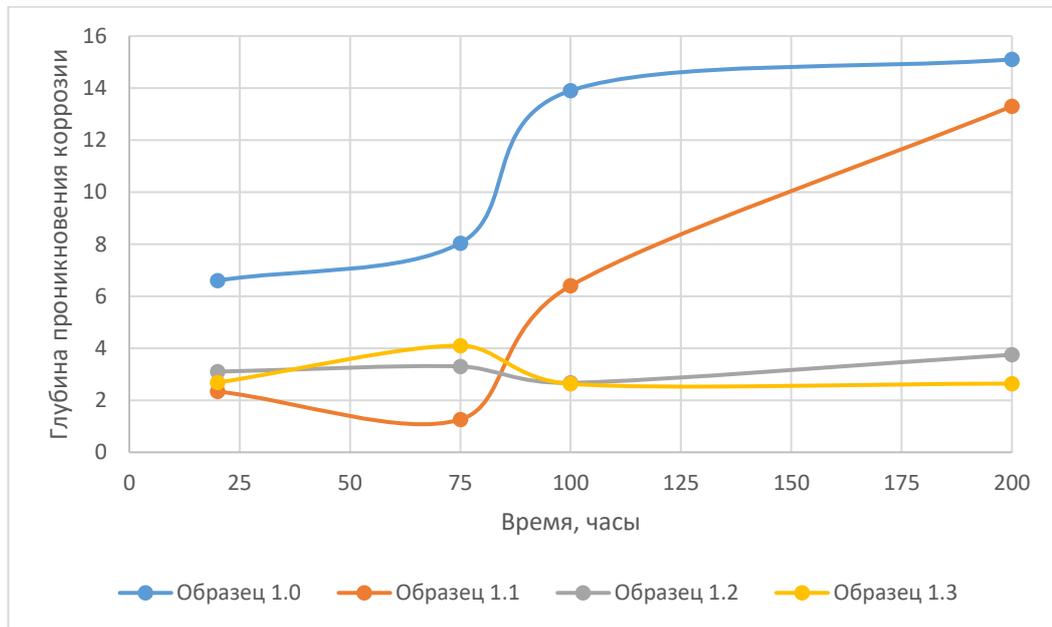


Рисунок 4.22 – График зависимости глубины проникновения коррозии от времени выдержки для KX28M6

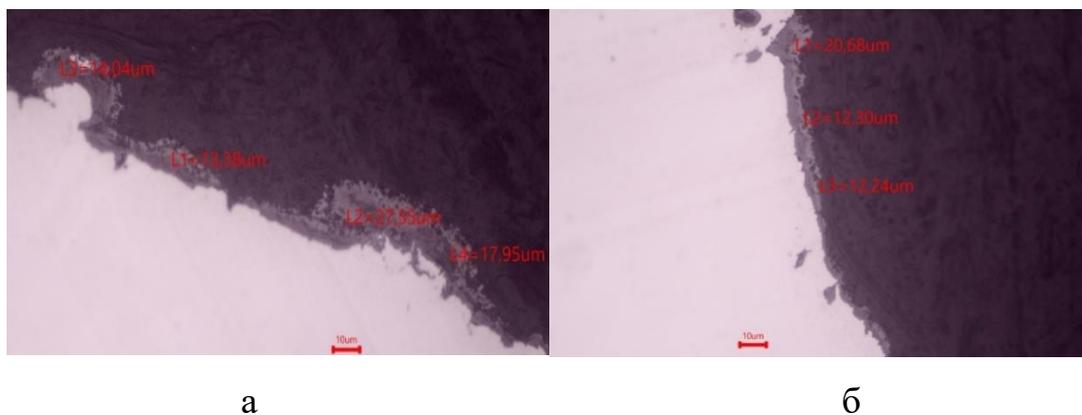
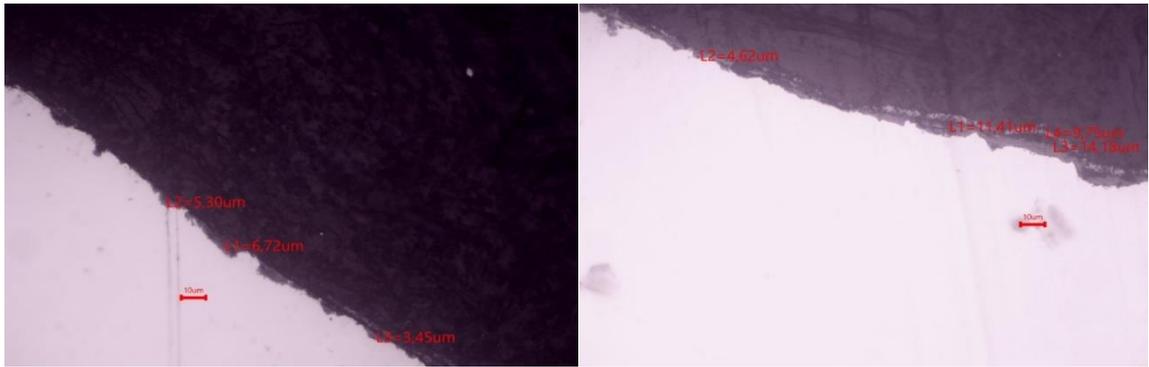


Рисунок 4.23 – Микроструктура образцов серии 1.0 (увеличение x200):
 а) микроструктура поверхностного слоя после выдержки 100 часов,
 б) микроструктура поверхностного слоя после выдержки 200 часов



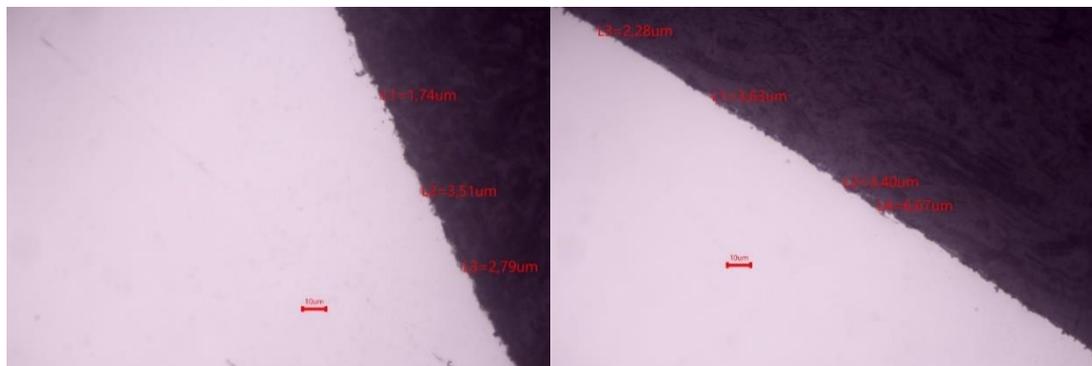
а

б

Рисунок 4.24 – Микроструктура образцов серии 1.1 (увеличение x200):

а) микроструктура поверхностного слоя после выдержки 100 часов,

б) микроструктура поверхностного слоя после выдержки 200 часов



а

б

Рисунок 4.25 – Микроструктура образцов серии 1.2 (увеличение x200):

а) микроструктура поверхностного слоя после выдержки 100 часов,

б) микроструктура поверхностного слоя после выдержки 200 часов

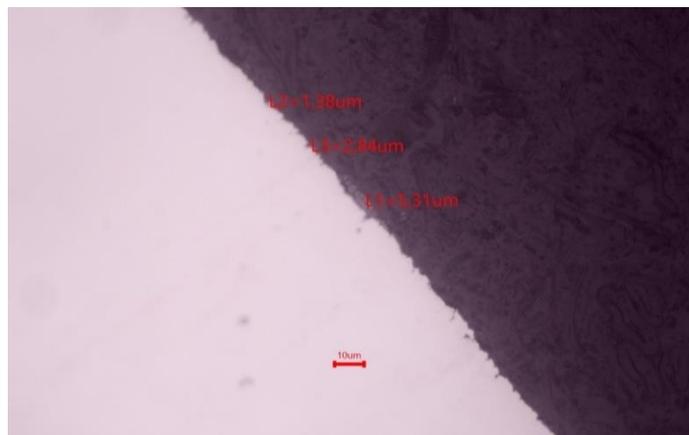


Рисунок 4.26 – Микроструктура поверхностного слоя образца серии 1.3 после выдержки 200 часов (увеличение x200)

4.4 Выводы по главе

1. Установлено, что после облучения по режиму $W=35$ Дж/см², $n=3$ импульса происходит формирование модифицированного слоя глубиной 28-30 мкм вне зависимости от стратегии сканирования.

2. Установлено, что в поверхностном слое происходит перераспределение таких легирующих элементов как кремний, железо и молибден, что приводит к образованию карбидов как непосредственно в модифицированном слое, так и в переходной зоне, глубиной до 50 мкм, и по мере удаления их число снижается.

3. Определено, что в границах изменённого поверхностного слоя обнаружены участки с гексагональной фазой, что приводит к упрочнению, но снижает пластичность.

4. Установлено, что в процессе облучения происходит незначительное образование кратеров, причем их разновидности относятся к так называемым «неопасным» кратерам, так как не снижают характеристики усталостной прочности и коррозионной стойкости.

5. Установлено, что различий в структурно-фазовом состоянии поверхностного слоя исследуемых образцов после облучения СИЭП в зависимости от стратегии сканирования не выявлено.

6. Анализ эпюр распределения остаточных поверхностных напряжений по глубине залегания остаточных напряжений образцов после облучения показал снижение уровня остаточных растягивающих напряжений, причем для образца с островковой стратегией сканирования снижение составило - 10%, для образца с зигзагообразной стратегией сканирования - 46%.

7. Установлено, что глубина распространения остаточных напряжений равна ~ 80 мкм вне зависимости от стратегии сканирования.

8. Установлено, что при облучении жаропрочных порошковых сплавов в режиме абляции происходит снижение жаростойкости.

9. Установлено, что при облучении порошкового сплава КХ28М6 при плотностях энергии 35 и 40 Дж/см² жаростойкость увеличивается на 25%.

5. РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ПРОМЫШЛЕННОМУ ИСПОЛЬЗОВАНИЮ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС

5.1 Возможность технологического применения установок интенсивных сильноточных электронных пучков для повышения качества и модификации поверхностного слоя деталей перспективных ГТД

Сплавы Co-28Cr-6Mo широко используются в ядерной, аэрокосмической и медицинской промышленности (элементы клапанов для АЭС, лопатки аэрокосмических двигателей, топливные форсунки). Вышеупомянутые области применения зависят от важных свойств материала из кобальтохромового сплава – прочность при высоких температурах, коррозионная стойкость, износостойкость. Сплавы обладают высокой механической прочностью, жесткостью, являются немагнитными.

Именно из-за их уникального сочетания таких характеристик, как высокая прочность, вязкость, высокая износостойкость и низкая теплопроводность сплавы на основе системы Cr-Co-Mo относят к труднообрабатываемым металлическим материалам.

Внедрение технологии аддитивного производства в процесс обработки кобальтохромовых сплавов открыло новые возможности. Такие технологии, как селективное лазерное сплавление или электронно-лучевое плавление, позволяют напрямую изготавливать детали сложной формы с высокой точностью благодаря последовательной обработке небольшого количества мелкодисперсных порошков точно сфокусированным энергетическим лучом. Технология СЛС позволяет осуществлять полуавтоматическую обработку металлических деталей высокой степени геометрической сложности при значительном сокращении затрат, энергопотребления и времени производства. Технология СЛС в том числе позволяет изготавливать детали из сплавов системы Cr-Co-Mo с улучшенными механическими свойствами, при этом стоит отметить значительное повышение коэффициента использования материала, по сравнению с деталями, изготовленными с помощью традиционных технологий литья. Наряду с явными

преимуществами СЛС - технологии необходимо отметить, и ее недостатки, главным из которых является то, что в напечатанных деталях возникают остаточные напряжения высокого уровня, которые приводят к образованию микротрещин или деформации, а также снижают результирующие механические свойства деталей и изделий.

Обычно для постобработки деталей из кобальтохромомолибденовых сплавов используют нетрадиционные методы обработки, такие как электроэрозионная обработка, лазерно-лучевая обработка. Но на ряде предприятий применяются и традиционные методы: токарная обработка, фрезерование и шлифование. К настоящему времени разработано большое количество методов финишной обработки поверхностей. В основном это различные виды механического, электрохимического и ультразвукового полирования, после которых, при необходимости, осуществляется окончательная ручная полировка и притирка.

Однако эти методы зачастую не отвечают современным требованиям из-за увеличивающейся сложности форм изделий, их миниатюризации, необходимости улучшения эксплуатационных свойств и повышения производительности обработки.

В сфере поверхностной модификации особое место занимают методы, основанные на использовании импульсных высокоинтенсивных пучков заряженных частиц и потоков плазмы. Характерные плотности мощности находятся в диапазоне от десятых долей до десятков МВт/см². Характерные плотности энергии от единиц до сотен Дж/см². Не противопоставляя импульсные методы стационарным и импульсно-периодическим, стоит отметить, что первые из них обладают целым спектром специфических черт:

1. кратковременность процесса облучения позволяет сконцентрировать энергию пучка в тонком приповерхностном слое (от долей до десятков микрон), модифицируя его без изменения объемных свойств материала (изделия);
2. высокие скорости закалки из расплава (до 1010 К/с) дают возможность осуществлять неравновесные структурно-фазовые превращения, в том числе

синтез поверхностных сплавов с аморфной или нанокompозитной структурой;

3. при импульсном плавлении и частичном испарении поверхностного слоя происходят его очистка (рафинирование) от неметаллических включений, растворенных газов, а также сглаживание микрорельефа поверхности.

Эти эффекты позволяют улучшить функциональные свойства материалов и изделий.

Появление в лабораториях ряда стран электронно-пучковых установок базе источников ИЭП привело к развитию новых направлений использования таких пучков. К настоящему времени разработаны методы финишной ИЭП-обработки некоторых изделий промышленного назначения. Эти направления продолжают активно развиваться, и ИЭП-обработка, несомненно, является перспективной технологией, не имеющей в ряде случаев альтернативы.

Однако в связи с тем, что сплавы системы Co-Cr-Mo сплавы практически не были востребованы в машиностроении в РФ ранее, то научно-поисковых и научно-исследовательских работ в части как механических методов обработки, так и с использованием пучков заряженных частиц и потоками плазмы не проводились.

Хорошо известно, что ИЭП-обработка позволяет не только сгладить поверхность, но и избавиться от поверхностных микротрещин, удалить микрозаусенцы, одновременно улучшая микроструктуру поверхностного слоя. Благодаря этому, данный метод может быть использован для создания высокопроизводительных технологий финишной обработки металлических изделий сложной формы.

В данной работе были впервые использованы две установки для повышения качества поверхностного слоя и модификации поверхности с целью повышения эксплуатационных свойств: интегрированная установка «РИТМ-СП» и опытно-промышленная установка «ГЕЗА-ММП».

На сегодняшний момент можно отметить развитие интереса к формированию поверхностных сплавов методом жидкофазного перемешивания покрытий, нанесенных предварительно, при облучении ИЭП. Очевидно, что

наилучших результатов можно добиться, если процессы нанесения покрытий и их сплавления в подложку осуществляются в едином вакуумном цикле. Для этих целей в 2010 г. была создана первая интегрированная установка «РИТМ-СП» (рисунок 5.1) [86], которая основана на источнике НСЭП и двух планарных магнетронах для нанесения покрытий.



Рисунок 5.1 – Внешний вид установки «РИТМ-СП»

Электронная пушка со взрывоэмиссионным катодом и плазменным анодом на основе сильноточного отражателя разряда является основной частью источника НСЭП [87].

Эмиттером электронов служит многопроволочный медный катод, изготавливающийся из оплетки радиочастотного кабеля. Диаметр эмитирующей части катода составляет 62 мм.

Питание электронной пушки осуществляется от генератора высоковольтных импульсов. Катушка генератора с намоткой из нихромового провода ($d = 1$ мм), индуктивность которой равна 139 мкГн, а активное сопротивление – 25 Ом.

Наличие активного сопротивления у катушки служит защитой выпрямительного моста источника зарядки от перенапряжения в моменте холостого хода (в нагрузке) с последующим обрывом тока в разряднике.

Нанесение пленок осуществляется с помощью планарного водоохлаждаемого магнетрона, функционирующего в непрерывном режиме. На

рабочей камере предусмотрена возможность установки второго магнетрона на имеющийся резервный патрубок.

При напряжении горения 250-550В потребляемая мощность магнетрона находится в диапазоне 400-900Вт. Образцы для облучения располагают на подвижном рабочем столе. Стол с помощью цепной трансмиссии перемещается вдоль направляющих рельсов. Через вакуумный ввод вращения шагового двигателя ведущая шестерня трансмиссии приводится в движение.

Основные параметры и свойства источника НСЭП (рентгенобезопасность, уникальное сочетание параметров пучка, надежность и простота инженерных решений) дают основание целесообразности его технологического применения.

В 2003-2004 гг. на базе разработанного источника, аналогичного установке «РИТС-СП» японской компанией ITAC Ltd создано 100 электронно-пучковых установок, используемых для финишной очистки и сглаживания металлических зубных протезов, штампов и других изделий [88]. Данная партия установок была изготовлена по заказу и при участии японской корпорации SODICK. В основном поставленное оборудование используется для отработки технологий, обработки поверхностей и выпуска мелких партий изделий, в частности, медно-хромовых электродов вакуумных выключателей, упрочненных шестеренок из специальных сталей, компонентов твердотопливных элементов для водородной энергетики, различных изделий медицинского назначения (рисунок 5.2).

шероховатости. Кроме того, существует возможность оснастить камеру установки роботизированной рукой для модификации внутренних поверхностей деталей (как пример, посадочные места под подшипник).

Рассмотренные режимы облучения позволяют получить возможность варьировать значениями шероховатости в зависимости от требований нормативной документации. На основании проведенных исследований разработаны режимы облучения с помощью СИЭП, позволяющих достичь шероховатости в диапазоне $Ra_{2,5} \dots 1,6$ для технологического процесса облучения в качестве постобработки деталей из сплава КХ28М6. Шероховатость $Ra_{1,6}$ характеризует шероховатость большинства деталей перспективных ГТД.

Установка ГЕЗА-ММП (рисунок 5.3) позволяет за один раз обрабатывать до 40 сложно профильных деталей, высота которых не превышает 25 сантиметров, что однозначно является большим преимуществом по сравнению с другими видами обработки.

Модификация поверхностных свойств материалов осуществляется двумя способами:

1. непосредственным воздействием электронного пучка на поверхность материала (прямая модификация);
2. легированием поверхностных слоев с помощью обработки электронным пучком предварительно нанесенных покрытий.



а



б



в

Рисунок 5.3 – Установка «ГЕЗА-ММП»

а) внешний вид, б) рабочая камера, в) пульт управления

Основными узлами этого ускорителя являются: инжектор электронов (EI), высоковольтный генератор с контролируемой длительностью импульса, собранный по схеме Маркса (HVG), фокусирующие магнитные катушки (MC), дрейфовый канал (DC), рабочая камера (IC), радиационная защита (RP), система контроля (CU). Электронный инжектор состоит из высоковольтного размыкателя, взрывоэмиссионного катода, сетки контроля и анода (триодная схема).

Соединение сетки контроля с заземленным анодом (через резистор R_g) дает возможность контроля величины тока электронного пучка в определенном интервале (без изменения кинетической энергии электронов на выходе инжектора). При этом создается высокая напряженность электрического поля около поверхности катода на начальной стадии формирования импульса. Таким образом соблюдаются необходимые условия для однородной эмиссии электронов. Источником электронов в ускорителе «ГЕЗА-ММП» является многоточечный взрывоэмиссионный катод (со стабилизированной катодной плазмой). Исчисляемая площадь поверхности эмиссии равно 700 см^2 . Высоковольтный генератор содержит четыре ступени, представляющие собой формирующие линии, включающие 8 ячеек с выпрямляющими сетками (RC). Длительность плоской части импульса достигает 40 мкс, а амплитуда на углеграфитовом поджигающем электроде - 150 кВ. При этом длительность высоковольтного импульса установлена и поддерживается системой стабилизации с временным инкрементом в 1 мкс. В начальной стадии действия импульса подача напряжения производится на катодно сжимающую пушку (т.к. сетка заземлена через резистор). Данный процесс поддерживает однородность эмиссии электронов. Магнитная фокусирующая система, состоящая из 6 катушек индуктивности, обеспечивает формирование и транспорт пучка требуемого диаметра в диапазоне 6-10 см, площадь поперечного сечения пучка $30\text{-}80 \text{ см}^2$.

В рамках данной работы по выбранному режиму технологического процесса модификации поверхностного слоя с помощью СИЭП проведены испытания на жаростойкость, результаты которых однозначно свидетельствуют о повышении сопротивления окислению при высоких температурах материала сплава KX28M6

после облучения по выбранному режиму. Следовательно, можно сделать вывод о том, что предлагаемое технологическое решение позволит не только решить вопрос с постобработкой деталей, полученных методом СЛС из трудно деформируемого сплава КХ28М6, но одновременно получить на поверхности детали модифицированный слой, обладающий более высокими эксплуатационными свойствами.

В данной связи полученные результаты представляют практический интерес и могут быть использованы в качестве технологической рекомендации для постобработки деталей современных и перспективных ГТД, а также для повышения эксплуатационных свойств узлов и деталей ответственного назначения, изготавливаемых из Со-Сг-Мо сплавов.

Данные, полученные экспериментальным путем, дали возможность сформулировать технологическую рекомендацию по повышению качества поверхностного слоя с помощью интенсивных импульсных электронных пучков в текущем производстве и для инновационных проектов, что подтверждается актом об использовании результатов исследования в АО «ММП имени В.В. Чернышева» (Приложение 1).

Относительно академической значимости полученных результатов следует отметить, что они носят фундаментальный характер и расширяют представления о влиянии электронно-пучковой обработки на структуру и свойства Со-Сг-Мо сплавов.

Основные положения диссертационной работы представляют интерес как учебный материал в курсе лекций, лабораторных и практических занятий (Приложение 2), что подтверждается актом о внедрении результатов исследования в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)».

5.2 Оптимизация технологического процесса обработки с помощью СИЭП для деталей из порошкового сплава KX28M6

Одним из важных этапов производства является дополнительная механическая обработка после изготовления заготовки. Сюда относится удаление материала поддержки и финишная обработка поверхности. Материал подложки классифицируют по двум типам:

1. материал построения, окружающий деталь. Естественная поддержка (металлический порошок);
2. жесткие специально спроектированные структуры, поддерживающие деталь на платформе построения.

При естественной поддержке деталь легко выделяется из рыхлого порошка. Сам металлический порошок в СЛС-технологии выполняет функцию естественной и дополнительной поддержки детали. Поддерживающие структуры устанавливаются с целью уменьшения деформации, вызванной тепловой нагрузкой. При этом сама структура удаляется из заготовки на этапе постобработки. Контактующая со структурой поверхность детали так же подвергается механической обработке. Моделирование материала поддержки происходит с учетом требования минимизации самой формы, так как основное правило построения детали – соблюдение заданного угла при выращивании наклонных поверхностей.

После выполнения всех вышеописанных этапов разработки технологического процесса изготовления детали следует этап оформления технологических инструкций, где указывают последовательность обработки заготовки детали, основные технологические параметры СЛС, точность выполняемых размеров, значение шероховатости поверхности и применяемое оборудование.

Традиционный технологический процесс обработки аддитивно произведенных заготовок, как правило, включает в себя около 150 операций, таких как токарная, фрезерная, резьбошлифовальная, слесарная полировальная и т.д. (рисунки 5.4, 5.5, 5.6).

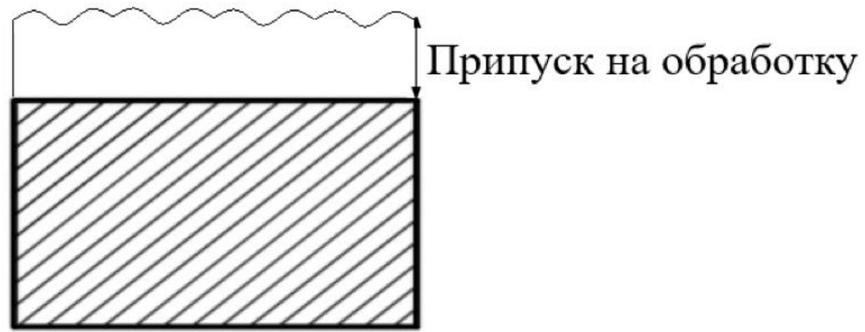


Рисунок 5.4 – Деталь после построения по серийной технологии

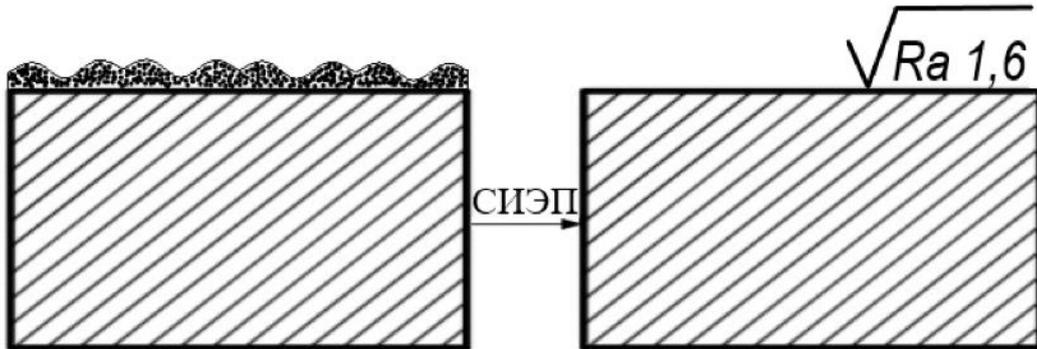


Рисунок 5.5 – Деталь после построения по предлагаемой технологии

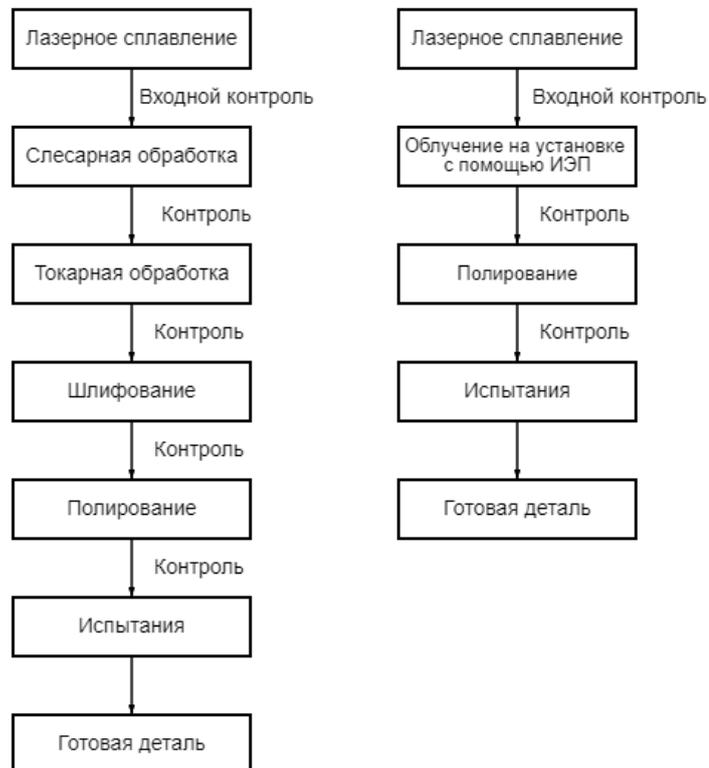


Рисунок 5.6 – Сравнение традиционного технологического процесса обработки с обработкой СИЭП

В соответствии с техническим заданием, деталь, полученная методом 3D печати, подвергается контролю требуемых поверхностей. Следующим этапом производятся стендовые испытания (в условиях, максимально приближенным к реальным эксплуатационным для детали условиям). Заключительный анализ результатов испытаний определяет условия возможного использования детали в эксплуатации. Таким образом, функциональность произведенной детали определяется стендовыми испытаниями. Отрицательный результат при этом свидетельствует о необходимости отката к этапу моделирования заготовки детали с корректировкой параметров печати и поддержки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения диссертационной работы удалось достичь цели и решить ряд поставленных задачи, а именно:

1. Разработана методика выбора режимов облучения с помощью как низкоинтенсивных, так и высокоинтенсивных импульсных электронных пучков для постобработки поверхности деталей ГТД из современных порошковых жаропрочных сплавов;

2. Разработана методика исследования физико-химического и структурно-фазового состояний поверхностного слоя образцов и деталей горячей части современных ГТД из порошкового жаропрочного сплава на основе комплексного исследования с помощью металлофизических методов;

3. Проведено комплексное исследование влияния параметров облучения на качество и структурно-фазовое состояние поверхностного слоя образцов-свидетелей ответственных деталей двигателей современных летательных аппаратов из порошкового сплава системы Co-Cr-Mo, что позволило получить следующие новые результаты:

- 3.1. Установлено, что с помощью облучения ИЭП удастся модифицировать поверхность толщиной до 5 мкм при облучении на «РИТМ-СП» и до 40 мкм при облучении на «ГЕЗА-ММП»;
- 3.2. Установлено, что, используя обработку с помощью ИЭП, удастся снизить шероховатость поверхности облучения на «ГЕЗА-ММП» примерно в 3 раза, и на «РИТМ-СП» в 1,5 раза;
- 3.3. Установлено, что в поверхностном слое происходит перераспределение таких легирующих элементов как кремний, железо и молибден, что приводит к образованию карбидов как непосредственно в модифицированном слое, так и в переходной зоне, глубиной до 50 мкм, и по мере удаления их число снижается, а также определено, что в границах изменённого поверхностного слоя обнаружены участки с гексагональной фазой, что приводит к упрочнению, но снижает пластичность;

- 3.4. Установлено, что уровень остаточных поверхностных растягивающих напряжений после облучения образцов снижается, причем для образца с островковой стратегией сканирования снижение составило - 10%, для образца с зигзагообразной стратегией сканирования - 46%, а также установлено, что зона изменения уровня остаточных напряжений равна ~ 80 мкм вне зависимости от стратегии сканирования;
- 3.5. Установлено, что при облучении образцов из порошкового сплава КХ28М6 при плотностях энергии 35 и 40 Дж/см² жаростойкость увеличивается на 25%, а при облучении жаропрочных порошковых сплавов в режиме абляции происходит снижение жаростойкости.
4. Показано, что высокоэнергетический импульсный электронный пучок микросекундной длительности позволяет значительно снизить трудоемкость обработки деталей и является высокоэффективным инструментом для модифицирования поверхности сплавов, полученных методом аддитивных технологий из порошка кобальт-хрома.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ротштейн В. П., Проскуровский Д. И., Озур Г. Е., Иванов Ю. Ф. Модификация поверхностных слоев металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками // – Новосибирск: Новосибирское отделение издательства "Наука", 2019. – 348 с. – ISBN 978-5-02-038809-3. – DOI: 10.7868/978-5-02-038809-3. – EDN RTFNSF.
2. Озур Г. Е., Проскуровский Д. И. Формирование субмикросекундных низкоэнергетичных сильноточных электронных пучков в пушке с плазменным катодом // Письма в ЖТФ, 1988. т. 14, №5. с. 413-416.
3. Проскуровский Д. И., Озур Г. Е., Месяц Г. А. и др. Генерация сильноточных наносекундных низкоэнергетических электронных пучков // Письма в ЖТФ, 1981. т. 7, №20. с. 1227-1230.
4. Марков А. Б., Проскуровский Д. И., Ротштейн В. П. Формирование зоны теплового влияния в железе и стали 45 при воздействии низкоэнергетичных сильноточных электронных пучков // Томский научный центр, СО РАН, Препринт №17. 1993. с. 63.
5. Пайкин А. Г., Львов А. Ф., Шулов В. А., Ночовная Н. А., Энгелько В. А. Использование сильноточных импульсных электронных пучков для модификации свойств лопаток ГТД // Проблемы машиностроения и автоматизации, 2003, №3, с. 41-49.
6. Mechanisms of element redistribution into the surface layer of refractory alloy parts during their irradiation by intense pulsed electron beams/ V.A. Shulov, V.I. Engelko, G. Mueller, K.I. Tkachenko, A.G. Paikin, A.B. Belov // Abstracts of 15th International Conference on High-Power Particle BEAMS, Saint Petersburg, Russia, July 18-23, 2004. p. 215.
7. Technological Aspects of Intense Pulsed Electron Beam Application for Properties Improvement and Repair of Gas Turbine Engine Blades from Titanium Alloys / N. Nochovnaya, V. Shulov, A. Paikin etc. // Материалы 11 Международного съезда по титану, Гамбург, 2003. т. 3. с. 1147.

8. Шулов В. А., Пайкин А.Г., Фомин Н.И. и др. Сопротивление солевой коррозии деталей из жаропрочных сталей ЭП866ш и ЭП718ИД, подвергнутых обработке высокоточными импульсными электронными пучками // Материалы 5 Междун. конф. по взаимодействию излучений с твердым телом. Минск: БГУ, 2003. с. 320-322.
9. Пайкин А. Г. Разработка высокоинтенсивной технологии поверхностной модификации лопаток КВД из жаропрочных сталей типа ЭП866ш с применением высокоточных импульсных электронных пучков // Диссертация на соискание уч. ст. к.т.н., МАИ, 2003. с. 103.
10. Mechanisms of salt corrosion resistance alteration of refractory steels irradiated by intense pulsed electron beams/ V.A. Shulov, V.I. Engelko, G. Mueller, A.G. Paikin, A.B. Belov, A.F. Lvov // Abstracts of 15th International Conference on High-Power Particle BEAMS, Saint Petersburg, Russia, June 18-23, 2004. p. 216.
11. Белов А. Б. Разработка технологии модификации поверхности лопаток КВД из $\alpha+\beta$ -титановых сплавов с применением высокоточных импульсных электронных пучков // Диссертация на соискание уч. ст. к.т.н., МАИ, 2006. с. 138.
12. Аддитивное производство из металла / 3D-печать. [Электронный ресурс] URL: <https://www.laserbulat.ru/articles/148/> (дата обращения: 28.09.2024).
13. 3D-Printed Parts Become Mission Critical at Lockheed Martin. [Электронный ресурс] URL: <https://www.assemblymag.com/articles/93645-d-printed-parts-become-mission-critical-at-lockheed-martin?v=preview> (дата обращения: 28.09.2024).
14. Рынок технологий 3D-печати в России и мире: перспективы внедрения аддитивных технологий в производство. [Электронный ресурс] URL: <https://delprof.ru/press-center/open-analytics/rynok-tekhnologiy-3d-pechati-v-rossii-i-mire-perspektivy-vnedreniya-additivnykh-tekhnologiy-v-proizv/> (дата обращения: 28.09.2024).
15. Довбыш В. М., Забеднов П. М., Зеленко М. А. Аддитивные технологии и изделия из металла. [Электронный ресурс]. URL:

http://nami.ru/uploads/docs/centr_technology_docs/55a62fc89524bAT_metall.pdf (дата обращения: 28.09.2024).

16. Тимирязев В. А., Схиртладзе А. Г., Мелетьев Г. А., Шебашев В. Е. Основы технологии машиностроения: учебник. — Йошкар-Ола: ПГТУ, 2016. с. 424.
17. Voparai K.S., Singh R., Singh H. Development of rapid tooling using fused deposition modeling: A review. Rapid Prototyp. J. 2016, no 22, Pp. 281-299.
18. Rombouts M., Kruth J.P., Froyen L. and Mercelis P. Fundamentals of Selective Laser Melting of alloyed steel powders // Manufacturing Technology, 2006. V. 55. I. 1. P. 187-192.
19. Hao L., Dadbakhsh S., Seaman O., Felstead M. Selective laser melting of a stainless steel and hydroxyapatite composite for load-bearing implant development // Journal of Materials Processing Technology. 2009. V. 209. I. 17.9. P. 5793-5801.
20. Sabina L. Campanelli et. al, Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting Process. Polytechnic of Bari, Department of Management and Mechanical Engineering, Viale Japigia, 182 Italy. [Электронный ресурс]. URL: <https://www.intechopen.com/chapters/12285> (дата обращения: 28.09.2024).
21. ASM Metals HandBook Vol. 1. Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys. ASM International, 2002. p. 2521.
22. Безобразов Ю. А., Зленко М. А., Зотов О. Г. Анализ структуры образцов, полученных DMLS и SLM-методами быстрого прототипирования // Материалы 6-й Международной молодежной научно-практической конференции «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении», Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. с. 154-157.
23. Грязнов М. Ю., Шотин С. В., Чувильдеев В. А. Эффект мезоструктурного упрочнения стали 316L при послойном лазерном сплавлении // Вестник Нижегородского университета. 2012. No5 (1). с. 43-45.
24. Yadroitsev, L. Thivillon, Ph. Bertrand, I. Smurov. Strategy of manufacturing components with designed internal structure by selective laser melting of metallic powder // Applied Surface Science, 2007. No254. p. 980-983.

- 25.Алешин Н.П., Мурашов В.В., Григорьев М.В. и др. Дефекты жаропрочных сплавов, синтезированных методом селективного лазерного сплавления //Материаловедение. 2016. №3.
- 26.Алешин Н. П., Мурашов В. В., Щипаков Н. А. и др. Классификация дефектов металлических материалов, синтезированных методом селективного лазерного сплавления, и возможности методов неразрушающего контроля для их обнаружения // Дефектоскопия. 2016. №1. с. 48-55.
- 27.Antonysamy A.A. Microstructure, Texture and Mechanical Property Evolution during Additive Manufacturing of Ti6Al4V Alloy for Aerospace Applications. /PhD in Engineering thesis – University of Manchester. 2012. p. 315.
- 28.Nilsson P., et. all. Automatic Ultrasonic testing for Metal Deposition //Proceedings of the 18th World Conference on NDT. 2012.
- 29.Ahsan M. N., Bradely R., Pinkerton A. J. Microcomputed tomography analysis of intralayer porosity generation in laser direct metal deposition and its causes //J. Laser Appl. 2011. Vol. 23. No. 2. 022009. p. 10.
- 30.Kruth J.P., et. all. Part and material properties in selective laser melting of metals //Proceedings of the 16th International Symposium on Electromachining. 2010.
- 31.Du Plessis A., et. all. Application of microCT to the non-destructive testing of an additive manufactured titanium component // Case Studies in Nondestructive Testing and Evaluation. 2015. Vol. 4. p. 1-7.
- 32.Tammas-Williams S., et. all. XCT analysis of the influence of melt strategies on defect population in Ti–6Al–4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting //Materials Characterization. 2015. Vol. 102. p. 47-61.
- 33.Магеррамова Л. А., Ножницкий Ю. А., Васильев Б. Е., Кинзбургский В. С. Применение аддитивных технологий для изготовления деталей перспективных газотурбинных двигателей // Технология лёгких сплавов. 2015. № 4. с. 7-13.
- 34.Камаров Ф. Ф. Ионная имплантация в металлы. — М.: Наука и техника, 1980. с. 164.

- 35.Белый А. В., Карпенко Г. Д., Мышкин Н. К. Структура и методы создания износостойких поверхностных слоев. — М.: Наука и техника, 1991. с.175.
- 36.Белый А. В., Симонов А. В., Ших С. К. Применение ионного легирования для повышения эксплуатационных характеристик деталей машин и оборудования. — Мн.: БелНИИТИ, 1985. с. 44.
- 37.Shulov V. A., Teryaev D. A., Shirvanyants G. G., Engelko V. I., Gromov A. N., Bytsenko O. A. Application of high-current pulsed electron beams for the restoration of properties of the blades of gas-turbine engines//Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2015. Т. 56, № 3. p. 333-338. DOI: 10.3103/S1067821215030190.
- 38.Тересов А. Д., Москвин П. В., Петрикова Е. А., Крысина О. В., Коваль Н. Н., Ахмадеев Ю. Х. Комбинированный способ финишной обработки поверхности металлических изделий, изготовленных методами аддитивного производства // сборник статей 13 Международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом». 2019. с. 320-323.
- 39.Коваль Н. Н., Иванов Ю. Ф., Лопатин И. В., Ахмадеев Ю. Х., Шугуров В. В., Крысина О. В., Денисов В. В. Генерация низкотемпературной газоразрядной плазмы в больших вакуумных объемах для плазмохимических процессов // Российский химический журнал 2013. LVII(3-4) с. 121-133.
40. Ş. Aykut, M. Gölcü, S. Semiz, and H. S. Ergür, Jul 2007. “Modeling of cutting forces as function of cutting parameters for face milling of satellite 6 using an artificial neural network,” J. Mater. Process. Technol., Vol. 190, No. 1–3, pp. 199-203.
- 41.S. C. Agarwal and H. Ocken, Nov 1990. “The microstructure and galling wear of a laser-melted cobalt-base hardfacing alloy,” Wear, Vol. 140, No. 2, pp. 223-233.
- 42.Ş. Aykut, E. Bagci, A. Kentli, and O. Yazıcıoğlu, Jan. 2007. “Experimental observation of tool wear, cutting forces and chip morphology in face milling of cobalt based super-alloy with physical vapour deposition coated and uncoated tool,” Mater. Des., Vol. 28, No. 6, pp. 1880-1888.

- 43.A. Shokrani, V. Dhokia, and S. T. Newman, Jun. 2012. "Environmentally conscious machining of difficult-to-machine materials with regard to cutting fluids," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, Vol. 57, pp. 83-101.
- 44.K. Monroy, J. Delgado, and J. Ciurana, 2013. "Study of the pore formation on CoCrMo alloys by selective laser melting manufacturing process," *Procedia Eng.*, Vol. 63, pp. 361-369.
- 45.I. Marek, P. Novák, J. Mlynár, D. Vojtěch, T. F. Kubatík, and J. Málek, 2015. "Powder metallurgy preparation of Co-based alloys for biomedical applications," *Acta Phys. Pol. A*, Vol. 128, No. 4, pp. 597-601.
- 46.M. Salahshoor and Y. B. Guo, 2011. "Cutting mechanics in high speed dry machining of biomedical magnesiumcalcium alloy using internal state variable plasticity model," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, Vol. 51, No. 7-8, pp. 579-590.
- 47.N. Patel and P. Gohil, 2012. "A review on biomaterials: scope, applications & human anatomy significance," *Int. J. Emerg. Technol. Adv. Eng.*, Vol. 2, No. 4, pp. 91-101.
- 48.O. Sahin, a. R. Tuncdemir, H. A. Cetinkara, H. S. Guder, and E. Sahin, Dec. 2011. "Production and mechanical behaviour of biomedical CoCrMo alloy," *Chinese Phys. Lett.*, Vol. 28, No. 12, pp. 126-201.
- 49.D. BomBac, M. Brojan, P. Fajfar, F. Kosel, and R. Turk, 2007. "Review of materials in medical applications," *RMZ—Materials and Geoenvironment*, Vol. 54, No. 4, pp. 471-499.
- 50.F. Sánchez-De Jesús, a M. Bolarín-Miró, G. Torres-Villaseñor, C. a Cortés-Escobedo, and J. a Betancourt-Cantera, Jul. 2010. "Mechanical alloying of biocompatible Co-28Cr-6Mo alloy.," *J. Mater. Sci. Mater. Med.*, Vol. 21, No. 7, p. 2021.
- 51.C. Valero Vidal and A. Igual Muñoz, Dec. 2010. "Study of the adsorption process of bovine serum albumin on passivated surfaces of CoCrMo biomedical alloy," *Electrochim. Acta*, Vol. 55, No. 28, pp. 8445-8452.
- 52.N. Hidayatul et al., 2015. "A metallurgical overview of Ti-based alloy in biomedical applications," *J. Teknol.*, Vol. 7, pp. 43-49.

- 53.S. Kurosu, H. Matsumoto, and A. Chiba, 2010. "Grain refinement of biomedical Co-27Cr-5Mo-0.16N alloy by reverse transformation," *Mater. Lett.*, Vol. 64, No. 1, pp. 49-52.
- 54.I. Milošev, "CoCrMo Alloy for Biomedical Applications," in *Biomedical Applications*, S. S. Djokić, Ed. New York: Springer New York Heidelberg Dordrecht London, 2012, pp. 1-72.
- 55.B. Patel et al., Nov. 2010. "A novel route for processing cobalt-chromium-molybdenum orthopaedic alloys.," *J. R. Soc. Interface*, Vol. 7, No. 52, p. 1641.
- 56.M. Niinomi, 2002. "Recent metallic materials for biomedical applications," *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 33A, pp. 477-486.
- 57.Y. K. K. Joon B. Park, "Metallic Biomaterials," in *Biomaterial Principles and Applications*, J. B. Park and J. D. Bronzino, Eds. Boca Raton New York Washington, D.C.: CRC Press, 2002, pp. 1-20.
- 58.H. A. Zaman, S. Sharif, M. H. Idris, and A. Kamarudin, Feb. 2015. "Metallic biomaterials for medical implant applications: a review," *Appl. Mech. Mater.*, Vol. 735, pp. 19-25.
- 59.Giacchi J V, Morando C N, Fornaro O and Palacio H A 2011 *Mater. Charact.* 62. pp. 53-61.
- 60.Narushima T, Ueda K and Alfirano 2015 *Advances in Metallic Biomaterials: Tissues, Materials and Biological Reactions*, ed M Niinomi, T Narushima and M Nakai (Berlin: Springer). pp. 157-178.
- 61.Pollock T. M. *Nature Materials* 15. 2016. pp 809-815.
- 62.Arcam EBM System ASTM F75 CoCr Alloy [Электронный ресурс]. URL: <https://static.treatstock.com/static/fxd/wikiMaterials/Cobalt-Chrome/files/arcam-astm-f75-cobalt-chrome.pdf> (дата обращения: 28.09.2024).
- 63.Koval N.N., Koval T.V., Krysinina O.V., Ivanov Y.F., Teresov A.D., Moskvina P.V., Tran M.K.A., Prokopenko N.A., Petrikova E.A. Experimental Study and Mathematical Modeling of the Processes Occurring in ZrN Coating/Silumin Substrate Systems under Pulsed Electron Beam Irradiation. *Coatings* 2021, 11. p. 1461.

64. Krysina O.V., Teresov A.D., Moskvina P.V., Koval N.N., Ivanov Y.F., Akhmadeev Y.H., Lopatin I.V. Variation in the Local Material Temperature During Electron Beam Treatment and its Influence on the Modified Layer Properties. *Russ. Phys. J.* 2019, 62, pp. 1139-1146.
65. Melting thresholds of the film-substrate system irradiated with a low-energy high-current electron beam Markov A.B., Solovyov A.V. *Russian Physics Journal*. 2023. T. 65. № 11. pp. 1893-1899.
66. Rotshtein V., Ivanov Y., Markov A. Chapter 6 Surface Treatment of Materials with Low-Energy, High-Current Electron Beams. In *Materials Surface Processing by Directed Energy Techniques*; Pauleau, Y., Ed.; Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 2006; pp. 205-240.
67. Markov A.B., Rotshtein V.P. Calculation and experimental determination of dimensions of hardening and tempering zones in quenched U7A steel irradiated with a pulsed electron beam. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. Mater. At.* 1997, 132, pp. 79-86.
68. Сидоров В. В., Петрушин Н. В., Макеев А. В., Чабина Е. Б., Калмыкова Н. А. Влияние лантана и иттрия на жаростойкость монокристаллов из жаропрочных высокорениевых никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2005. № 1. с. 7-15.
69. Шулов В. А., Пайкин А. Г., Новиков А. С., Быщенко О. А. и др. Сильноточные электронные импульсные пучки для авиационного двигателестроения / Под общ. ред. В.А. Шулова, А.С. Новикова, В.И. Энгелько. М.: Артек, 2012.
70. Bytzenko O., Steshenko I., Panov V., Erikov K., Markov A. Surface topography of samples obtained using additive technologies from metal powders after irradiation with high-current electron beams // *Proceedings - 2020 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects*. 2020. pp. 788-791. DOI:10.1109/EFRE47760.2020.9242013
71. Dzhafarov E. E., Erikov K. M., Bytzenko O. A., Ionov A. V. Investigation of the Effect of Electron-Beam Processing on the Surface of Samples Obtained by Additive Technologies from Cobalt-Chromium and Stainless Steel Powders //

- Lecture Notes in Electrical Engineering. 2021. V. 680. pp. 91-99.
DOI:10.1007/978-981-33-6060-0_7
72. Dzhafarov E. E., Erikov K. M., Bytsenko O. A. A study of the effect of electron-beam processing on the surface of samples obtained by additive technologies from cobalt-chromium powder // Journal of Physics: Conference Series. 2021. V. 1891 (1). DOI: 10.1088/1742-6596/1891/1/012049
73. Erikov K. M., Dzhafarov E. E., Bytsenko O. A. Influence of technological factors on porosity in the mass production of inlet guide vanes using additive technologies // Journal of Physics: Conference Series. 2021. V. 1891 (1). DOI: 10.1088/1742-6596/1891/1/012057
74. Markov A. Melting Thresholds of Materials Irradiated with a Wide Class of Pulsed Electron Beams. Coatings 2023, 13, p. 1425. DOI: 10.3390/coatings13081425
75. Шулов В. А., Ночовная Н. А., Ремнев Г. Е., Полякова И. Г., Исаков. И. Ф. Способ ремонта деталей машин с помощью обработки их поверхности концентрированными импульсными потоками энергии // Патент РФ № 586735139. Бюл. №5. 1997. с.12.
76. Shulov V. A., Nochovnaya N. A., Remnev G. E. The application of high power ion beams in aircraft engine buildings for reconstruction of refractory alloy parts. Proceedings of Beams-96 International Conference. 1996. v. 2. pp. 878-882.
77. Бронштейн И. М., Фрайман В. С. Вторичная электронная эмиссия. М.: Наука, 1969. 407 с. 34.
78. Слэтер Дж. Действие излучения на материалы // УФН, 1952. т. 47, №1. с. 51-94.
79. Беспалов В. И. Расчеты методом Монте-Карло характеристик полей электронов и квантов в однородных и неоднородных поглотителях // Депн. ВИНТИ, 1980. №3707-80. с. 62.
80. Шулов В. А., Ремнев Г. Е., Ночовная Н. А. Кратерообразование на поверхности твердых тел при облучении мощными импульсными ионными пучками // Расширенные тезисы докладов 13ой Международной

конференции “Взаимодействие ионов с поверхностью”. Звенигород. РАН: 1997. т. 1. с. 130-132.

81. Шулов В. А., Ремнев Г. Е., Ночовная Н. А. Явление кратерообразования при взаимодействии мощных ионных пучков с поверхностью металлов и сплавов: Влияние предварительной обработки // Поверхность. Физика, химия, механика. 1995. №6. с. 77-91.
82. Kruth, J., Mercelis, P., Froyen, L., Rombouts, M. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting // Rapid Prototyping Journal. 2006. № 11(1) pp. 26-36.
83. Шулов В. А., Быценко О. А., Теряев Д. А., Стешенко И. Г., Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., Фесенко В. А. Текстура и остаточные напряжения в поверхностных слоях мишеней из сплава ВТ8 при облучении сильноточными импульсными электронными пучками // В сборнике: Взаимодействие излучений с твердым телом. Материалы 13-й Международной конференции. Редколлегия: В.В. Углов [и др.]. 2019. с. 334-337.
84. Шулов В. А., Быценко О. А., Теряев Д. А., Стешенко И. Г., Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., Фесенко В. А. Формирование остаточных напряжений в поверхностных слоях мишеней из сплавов ВТ4 и ВТ20 при одновременном облучении всех сторон сильноточными импульсными электронными пучками // В сборнике: Взаимодействие излучений с твердым телом. Материалы 13-й Международной конференции. Редколлегия: В.В. Углов [и др.]. 2019. с. 331-333
85. ГОСТ Р 9.905-2007 Единая система защиты от коррозии и старения. Методы коррозионных испытаний. Общие требования.
86. Марков А. Б., Миков А. В., Озур Г. Е., Падей А. Г. Установка РИТМ-СП для формирования поверхностных сплавов // ПТЭ. 2011. Вып. 6. с. 122-126.
87. Озур Г. Е., Проскуровский Д. И., Карлик К. В. Источник широкоапертурных низкоэнергетических сильноточных электронных пучков с плазменным анодом на основе отражательного разряда // ПТЭ. 2005. Вып. 6. с. 58-65.

88. Uemura K., Uehara S., Raharjo P. et al. Surface modification process on metal dentures, products produced thereby, and incorporated system thereof // US Patent: US 7,002,096, B2, Date: Feb. 21, 2006.
89. Ериков К.М., Быценко О.А. Оценка возможности использования технологии облучения сильноточными импульсами электронными пучками для улучшения характеристик поверхностного слоя кобальт-хромовых образцов, полученных методом аддитивных технологий // Насосы. Турбины. Системы. 2024. № 3 (52). с. 43-50.
90. Ериков К.М., Быценко О.А. Модификация при облучении импульсными электронными пучками поверхности CoCrMo-образцов деталей ГТД, полученных с помощью аддитивных технологий // Вестник Московского авиационного института. 2024. Т. 31. №3. с. 139-146.
91. Евгенов А. Г., Шуртаков С. В., Чуманов И. Р., Лещев Н. Е. Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: влияние кремния и углерода на структуру и триботехнические характеристики. Часть 1 // Авиационные материалы и технологии № 4 (65) 2021. с. 59-69.
92. Microstructure and mechanical behavior of Ti 6Al 4V produced by rapid-layer manufacturing, for biomedical applications / L.E. Murr, S.A. Quinones, S.M. Gaytan, M.I. Lopez, A. Rodela, E.Y. Martinez, D.H. Hernandez, E. Martinez, F. Medina, R.B. Wicker // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. 2009. Vol. 2, issue 1. pp. 20-32.
93. Youssef S. Physico-mechanical properties and prosthodontic applications of Co-Cr dental alloys: a review of the literature / S. Youssef, Al. Jabbari // Journal of Advanced Prosthodontics. 2014. Vol. 6, issue 2. pp. 138-145.
94. Development of new Co-Cr-W-based biomedical alloys: Effects of microalloying and thermomechanical processing on microstructures and mechanical properties / K. Yamanaka, M. Mori, K. Kuramoto, A. Chiba // Mater. & Design. 2014. Vol. 55. pp. 987-998.
95. Osteoinduction of porous Ti implants with a channel structure fabricated by selective laser melting / A. Fukuda, M. Takemoto, T. Saito, S. Fujibayashi, M. Neo,

- D.K. Pattanayak, T. Matsushita, K. Sasaki, N. Nishida, T. Kokubo, T. Nakamura // *Acta Biomaterialia*. 2011. Vol. 7, issue 5. pp. 2327-2336.
96. Huang P. Effects of grain size on development of athermal and strain induced epsilon martensite in Co–Cr–Mo implant alloy / P. Huang, H.F. Lopez // *Mater. Sci. Techn.* 1999. Vol. 15, no. 2. pp. 157-164.
97. Saldí var A.J. Role of aging on the martensitic transformation in a cast cobalt alloy / Var A.J. Saldí, H.F. López // *Scripta Materialia*. 2001. Vol. 45, no. 4. pp. 427-433.
98. Persson D.H.E. Effect of temperature on friction and galling of laser processed Norem 02 and Stellite 21 / D.H.E. Persson, S. Jacobson, S. Hogmark // *Wear*. 2003. Vol. 255, no. 1. pp. 498-503.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Акт о внедрении результатов исследования



ММП ИМЕНИ
В. В. ЧЕРНЫШЕВА



АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «МОСКОВСКОЕ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЕ
ПРЕДПРИЯТИЕ ИМЕНИ В.В. ЧЕРНЫШЕВА»

УТВЕРЖДАЮ

Управляющий директор

АО «ММП имени В. В. Чернышева»

А.Н. Громов

09 2024 года



АКТ

Об использовании результатов исследований «Разработка технологии модификации поверхности деталей из жаропрочных порошковых материалов с применением сверхточных импульсных электронных пучков»

Настоящим актом подтверждается использование в АО «ММП имени В.В. Чернышева» при проведении поисковых работ результатов исследований Ерикова К.М. аспиранта кафедры 205 «Технология производства двигателей летательных аппаратов» Московского авиационного института, полученных при подготовке диссертационной работы.

Результаты, полученные Ериковым К.М., могут быть использованы для модернизации существующих, а также создания новых технологических процессов изготовления деталей ГТД.

Предложенные Ериковым К.М. методика выбора оптимальных режимов облучения сверхточными импульсными электронными пучками и рекомендации по обработке деталей ГТД, полученных с помощью аддитивных технологий из жаропрочных порошковых материалов могут быть рекомендованы при подборе оптимальных режимов обработки деталей ГТД для повышения жаростойкости, снижения уровня остаточных напряжений и шероховатости поверхности.

Заместитель управляющего директора
Технический директор

И. Г. Стешенко

Заместитель технического
директора

В.А. Панов

главный технолог

Е.С. Болмосова

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

Акт о внедрении результатов исследования

«Утверждаю»

Проректор по учебной работе
ФГБОУ ВО Московского авиационного института
(национального исследовательского университета)

Д.А. Козорез

«01» _____ 2024 г.

АКТ

О внедрении результатов диссертации Ерикова Кирилла Михайловича в учебный процесс Московского авиационного института (национального исследовательского университета)

Комиссия в составе:

председатель: Директор дирекции института №2 «Авиационные, ракетные двигатели и энергетические установки», доцент, к.т.н., В.П. Монахова,

члены комиссии: заведующий кафедрой 205, профессор, д.т.н. Е.Ю. Марчуков, к.т.н. А.В. Ионов,

составила настоящий акт о том, что в диссертации Ерикова Кирилла Михайловича полученные научные результаты, касающиеся разработки технологии модификации поверхности деталей из жаропрочных порошковых материалов с применением высокоточных импульсных электронных пучков используются в учебном процессе кафедры 205 МАИ при преподавании дисциплин «Качество поверхностного слоя», «Физические основы и методы аддитивных технологий» и «Технологические исследования и испытания», а также рекомендуются студентам при выполнении ими курсовых и дипломных проектов.

Практические рекомендации, разработанные Ериковым Кириллом Михайловичем при выполнении диссертационной работы, позволяют студентам более полно осваивать процессы аддитивного производства и обработки поверхностного слоя.

Председатель комиссии _____ В.П. Монахова

Члены комиссии _____ Е.Ю. Марчуков

_____ А.В. Ионов

«30» 08 2024 г.