

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации Федеральное  
государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
Московский авиационный институт  
(национальный исследовательский университет)



на правах рукописи

Еремкина Мария Сергеевна

ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ  
АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ И ЭНЕРГОУСТАНОВОК, ПОЛУЧЕННЫХ  
СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

2.5.15. – Тепловые, электроракетные двигатели и энергоустановки летательных  
аппаратов

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
Аслаян Ирина Рудиковна  
д.т.н., доцент

Москва – 2024

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ .....	5
ГЛАВА 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР .....	13
1.1 Анализ и перспективы применения аддитивных технологий при изготовлении деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевых сплавов.....	13
1.2 Особенности структуры деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС из алюминиевых сплавов.....	17
1.2.1 Типичные дефекты структуры синтезированных алюминиевых сплавов .....	20
1.2.2 Классификация дефектов .....	21
1.3 Методы постобработки синтезированных сплавов .....	27
1.4 Функциональные покрытия для алюминиевых сплавов .....	32
1.4.1 Химические никель-фосфорные покрытия .....	35
1.4.2 МДО покрытия .....	36
1.5 Выводы по главе 1 .....	39
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПОЛЬЗУЕМОЕ ОБОРУДОВАНИЕ .....	41
2.1 Выбор материалов исследования.....	41
2.2 Технологический процесс и оборудование для нанесения никелевых покрытий .....	42
2.3 Технологический процесс и оборудование для нанесения МДО покрытий ....	44
2.4 Оборудование и методики для определения свойств материалов и покрытий	46
2.5 Планирование многофакторного эксперимента и статистическая обработка полученных результатов .....	50
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ И АНАЛИЗ РАБОТЫ НИКЕЛЬ-ФОСФОРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛЯХ ДЛА И ЭУ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС.....	52

3.1 Постобработка поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных СЛС, химическим способом .....	52
3.2 Нанесение химических никель-фосфорных покрытий на наружные поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС .....	58
3.3 Нанесение химических никель-фосфорных покрытий на внутренние поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС .....	66
3.4 Исследование эксплуатационных характеристик никель-фосфорных покрытий .....	70
3.5 Результаты многофакторного планирования экспериментов по изнашиванию покрытий при фреттинг-изнашивании .....	74
Выводы по главе 3 .....	80
<b>ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ И АНАЛИЗ РАБОТЫ МДО ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛЯХ ДЛА И ЭУ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС .....</b>	<b>83</b>
4.1 Нанесение МДО покрытий на детали ДЛА и ЭУ, полученные методом СЛС .....	83
4.2 Исследование влияния времени оксидирования на структуру МДО покрытий .....	85
4.3 Влияние добавок нанодисперсного порошка $\text{SiO}_2$ на структуру МДО покрытий при оксидировании сплава $\text{AlSi10Mg}$ .....	94
4.4 Исследование эксплуатационных характеристик МДО покрытий .....	97
Выводы по главе 4 .....	104
<b>ГЛАВА 5 ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ .....</b>	<b>106</b>
5.1 Результаты использования технологии постобработки внутренних каналов теплообменного аппарата системы обеспечения теплового режима космического аппарата, полученного селективным лазерным сплавлением из сплава $\text{AlSi10Mg}$ .....	106

5.2 Результаты использования технологического процесса МДО покрытий для защиты блока цилиндра поршневого двигателя БПЛА.....	112
Выводы по главе 5.....	116
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	117
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	121
ПРИЛОЖЕНИЕ 1 .....	139
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 .....	140

## ВВЕДЕНИЕ

В современной промышленности аддитивные технологии занимают важное место, так как они позволяют воплощать в жизнь сложные конструкторские и инженерные решения. Это особенно актуально для таких наукоёмких отраслей, как ракетостроение, авиастроение, производство двигателей, моторов и т.д. Расширение спектра производимых с применением аддитивных методов деталей обусловлено тем, что данные технологии обеспечивают возможность изготовления элементов различной степени сложности из широкого спектра материалов и сплавов.

Например, методами селективного лазерного сплавления (СЛС) из металлических порошковых материалов сталей, сплавов алюминия, никеля, кобальта и титана в производстве двигателей летательных аппаратов изготавливаются и планируются к изготовлению в ближайшее время:

- корпус воздухопроводов для отбора воздуха авиационного двигателя;
- вставные приборы («гребёнки»);
- лопатки направляющих аппаратов компрессора;
- лопатки направляющих аппаратов компрессора со внутренними каналами;
- сопловые аппараты (блоки и отдельные лопатки);
- горелочные устройства;
- теплообменные аппараты и т.д.

Сплавы системы Al-Si в аддитивном производстве применяются для изготовления деталей газотурбинных, вертолётных и ракетных двигателей, таких как: корпус первой опоры компрессора, корпус центробежного насоса, различных кронштейнов, качалок разной конфигурации, термоплат типовой жидкостной системы обеспечения теплового режима летательных аппаратов. Перечисленные элементы обладают сложной геометрической конфигурацией, например, теплообменники характеризуются сложной развитой как внутренней, так и внешней геометрией поверхности. В связи с чем, их изготовление методами СЛС из порошковых материалов на основе алюминия [1-3] является экономически

выгодным и целесообразным. Однако при изготовлении таких деталей из-за особенностей технологического процесса СЛС возникает задача по очистке поверхности от налипших микрочастиц порошка на готовую поверхность детали. Ввиду сложной развитой геометрии получаемых деталей очистка поверхности традиционными механическими способами невозможна.

Существует очевидная научно-техническая проблема – отсутствие комплекса научных исследований, направленных на разработку технологического процесса по очистке готовой сложной поверхности от микрочастиц порошка с низкой адгезией после завершения изготовления изделия аддитивными методами, например, селективным лазерным сплавлением. При наличии в составе готового изделия слабо держащихся частиц мелкодисперсного порошка использование, в частности изготовленных аддитивными технологиями теплообменных и иных устройств в составе замкнутых гидравлических контуров систем терморегулирования, становится невозможным.

С развитием малоразмерной авиации, номенклатура деталей из алюминиевых сплавов, получаемых СЛС значительно увеличивается. Перспективной данная технология является в производстве деталей и узлов цилиндро-поршневых групп (поршни, гильзы, цилиндры), воздухозаборника, картера и др. поршневых двигателей беспилотных летательных аппаратов. В процессе эксплуатации такие детали часто подвержены различным видам износа, коррозии, эрозии, окислению, заеданию при трении и т.д. При конструировании и изготовлении деталей двигателей летательных аппаратов (ДЛА) и энергоустановок (ЭУ) традиционными методами (литье, штамповка, ковка и т.д.) в технологические процессы эффективно внедрены операции по защите поверхностей деталей от перечисленных видов воздействий. Однако для деталей ДЛА и ЭУ, полученных СЛС из алюминиевых сплавов, исследования в данной области малочисленны и находятся на начальном этапе.

В настоящей работе с целью повышения ресурса деталей двигателей летательных аппаратов и энергетических установок рассматриваются различные методы постобработки деталей, полученных селективным лазерным сплавлением

из сплава AlSi10Mg, а также особенности нанесения защитных покрытий на эти детали.

В силу того, что одним из ключевых достоинств аддитивных технологий является возможность изготовления деталей сложной геометрической формы, при выборе методов нанесения покрытий также следует отдавать предпочтение тем, которые позволяют осуществлять данный процесс на деталях подобной конфигурации. К таким методам относится метод химического никелирования, позволяющий осаждать покрытия на различные материалы средней толщиной 8-15 мкм с повышенными физико-химическими свойствам, высокой твердостью и прочностью, коррозионной стойкостью и износостойкостью.

Известно, что в узлах авиационно-космической техники с повышенным механическим износом широкое применение находят защитные покрытия на основе оксидов  $Al_2O_3$  получаемые плазменным напылением, анодированием, методами вакуумных ионно-плазменных технологий и т.д. Но, как показывает анализ литературных данных, на алюминиевых сплавах покрытия, получаемые микродуговым оксидированием, обладают лучшими эксплуатационными и физико-механическими характеристиками. Данный метод позволяет получать покрытия с высокими защитными свойствами от коррозии и износа, дает возможность получать покрытия толщиной от нескольких микрон до нескольких сотен микрон, в зависимости от назначения.

В связи с изложенным **актуальность темы настоящей работы** определяется: в научном плане – необходимостью развития и использования современных представлений о процессах постобработки деталей, полученных СЛС, о технологиях нанесения покрытий на такие детали, определения и анализа экспериментально полученных данных по изнашиванию и коррозионной стойкости покрытий, в практическом отношении – разработкой технологии постобработки деталей двигателей летательных аппаратов (ДЛА) и энергетических установок (ЭУ), полученных СЛС, разработкой технологии нанесения на них износостойких и коррозионностойких покрытий и практической реализации полученных результатов в элементах ДЛА и ЭУ.

**Степень разработанности темы.** Значительный вклад в решение проблем нанесения покрытий и исследование их свойств внесли отечественные и зарубежные ученые, среди которых необходимо отметить: М.М. Криштала, В.А. Федорова, А.М. Смылова, Н.Ю. Дудареву, Л.Н. Лесневского, Ф.В. Кирюханцева-Корнеева, В.Д. Скопинцева, а также: Чунченг Ма, Донг Ченг, Ж.М. Рамазанова, М.Г. Замалитдинова, Л. Пеццато. и др.

Несмотря на многочисленные исследования, нанесение покрытий на элементы ДЛА и ЭУ, полученные аддитивными методами, широко не рассматривалось. Недостаточно изучены условия и технологические режимы формирования покрытий на синтезированных деталях. Также не в полной мере рассмотрены вопросы последующей постобработки элементов ДЛА и ЭУ после выращивания.

**Объект исследования:** процесс постобработки элементов ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС.

**Предмет исследования:** методика постобработки деталей ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС, методика нанесения покрытий на детали ДЛА и ЭУ, полученные методами СЛС, исследование функциональных свойств покрытий, сформированных на сложных геометрически развитых поверхностях деталей ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС.

**Цель исследования:** повышение качества поверхности и свойств деталей ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС, посредством применения постобработки поверхности и нанесения функциональных покрытий.

**Задачи исследования:**

1. Анализ поверхностного слоя деталей из сплава AlSi10Mg, полученных методами СЛС и исследование возможности нанесения покрытий.
2. Анализ методов постобработки деталей, полученных методами СЛС.
3. Разработка технологических режимов по постобработке деталей ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС.
4. Исследование и анализ работы никелевых покрытий на деталях ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС.



5. Исследование и анализ работы МДО покрытий на деталях ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС.

6. Разработка технологических режимов по нанесению покрытий на детали ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС.

**Научной новизной** обладают следующие результаты:

1. Установлено, что слабодержащиеся (с низкой адгезией) частицы алюминиевого порошка, налипшие на детали в процессе СЛС и неудаляющиеся механическим методом, возможно удалить последующим травлением деталей в растворе едкого натра. Показано, что длительность травления не должна превышать 60 с в связи с катастрофической деградацией поверхности образцов, выражающейся как в потере массы образцов, так и в появлении развитой системы микротрещин на поверхности деталей.

2. Установлено, что химические никель-фосфорные покрытия осаждаются на детали, полученные методом СЛС, из сплава AlSi10Mg в щелочном растворе при соблюдении условий: четырехступенчатая подготовка поверхности, время осаждения покрытия не более 90 мин.

3. Установлено, что при подготовке поверхности деталей ДЛА и ЭУ из сплава AlSi10Mg, полученных методом СЛС, для нанесения химических никель-фосфорных покрытий на этапе осветления требуется увеличение времени осветления до 25-30 секунд в азотной кислоте в связи с особенностями структуры синтезированного сплава, а именно: ячеисто-дендритная структура с непрерывными цепочками фазы кремния вдоль границ ячеек.

4. Установлено, что при формировании МДО покрытий при режиме с параметрами: плотность тока 25 А/дм<sup>2</sup>, время осаждения 120 минут на сплаве AlSi10Mg в растворе, содержащем жидкое стекло, в составе покрытия формируется муллит, обеспечивающий высокую коррозионную стойкость и высокую химическую стабильность формирующихся покрытий.

**Теоретическая и практическая значимость результатов исследования.**

1. Разработана комплексная методика постобработки деталей ДЛА и ЭУ, полученных методами СЛС, позволяющая облегчить удаление слабодержащихся

(с низкой адгезией) частиц алюминиевого порошка, налипших на детали в процессе СЛС и неудаляющихся механическим методом. Разработанная методика приводит к удалению слабодержащихся частиц порошка и снижению шероховатости поверхности образцов на 20 %.

2. Разработаны технологические режимы по нанесению химических никелевых покрытий на поверхность деталей, полученных методом СЛС, из сплава AlSi10Mg. Предложенная технология обеспечивает получение равномерных сплошных NiP покрытий толщиной до 15 мкм, обеспечивающих снижение коэффициента трения и износа.

3. Разработаны технологические режимы по нанесению МДО покрытий на поверхность деталей, полученных методом СЛС, из сплава AlSi10Mg. Предложенная технология обеспечивает получение коррозионностойких МДО покрытий со средней толщиной покрытий 130 мкм, обеспечивающих снижение коэффициента трения и износа.

**Методология и методы исследования.** В настоящей работе применены теоретические и экспериментальные методы исследования. Решение поставленных задач основывается на известных теоретических положениях материаловедения, химии и трибологии, а также на экспериментальных данных, моделировании и многофакторном эксперименте. При проведении экспериментальных исследований применялись инструменты статистического анализа экспериментальных результатов, стандартизированные методы трибологических испытаний, измерения шероховатости и микротвердости. Для изучения структурных особенностей и фазового состава исследуемых материалов применялись современные методы, такие как оптическая металлография, электронная микроскопия и методы химического анализа.

**Достоверность результатов исследования.** Достоверность и обоснованность теоретических выводов подтверждена многочисленными собственными экспериментальными данными и данными других авторов. Результаты исследований, выводы и предлагаемые технические решения прошли производственную проверку и внедрены в учебный процесс.

**Основные положения, выносимые на защиту:**

1. Результаты анализа качества поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС, из сплава AlSi10Mg.
2. Обоснование выбора метода постобработки поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС, из сплава AlSi10Mg.
3. Обоснование выбора покрытия для повышения функциональных свойств деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС, и способов их формирования.
4. Оценка функциональных свойств химических никелевых покрытий, нанесенных на поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС, из сплава AlSi10Mg.
5. Оценка функциональных свойств МДО покрытий, нанесенных на поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС, из сплава AlSi10Mg.
6. Результаты практической проверки в лабораторных условиях и на реальных изделиях опытно-технологических процессов постобработки и нанесения покрытий на детали ДЛА и ЭУ, полученные методом СЛС из сплава AlSi10Mg.

**Апробация работы.** Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих международных и всероссийских научно-технических конференциях: XXVII международный симпозиум «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» имени А.Г. Горшкова (Калужская обл., г. Кремёнки, 2021 г.); XXII Научно-техническая конференция учёных и специалистов, посвященная 60-летию полета Ю.А. Гагарина, 75-летию ракетно-космической отрасли и основания ПАО «РКК «Энергия» (г. Москва, 2021г.); 20-я Международная конференция «Авиация и космонавтика» (г. Москва, 2021г.); XXVIII Международный симпозиум «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» имени А.Г. Горшкова (Калужская обл., г. Кремёнки, 2022 г.); 21-я Международная конференция «Авиация и космонавтика» (г. Москва, 2022 г.); XLIX Международная молодежная научная конференция «Гагаринские чтения» (г.

Москва, 2023 г.); Выставка HELIRUSSIA 2023, выступление на деловой программе – конференция «Аддитивные технологии в авиаиндустрии» (г. Москва, 2023 г.).

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 4 работы, из них в рецензируемых научных изданиях и изданиях, приравненных к ним опубликовано 4 работы.

**Личный вклад автора** заключается: в постановке задач и формулировании технических требований к экспериментальным исследованиям по определению основных эксплуатационных характеристик образцов, получаемых методом СЛС; в непосредственном участии в постановке и проведении экспериментов; в обработке экспериментальных данных.

**Структура и объём работы.** Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы из 128 наименований и 2 приложений. Общий объем диссертации составляет 140 страниц (включает 50 рисунков, 20 таблицу и 2 приложения).

## ГЛАВА 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

### 1.1 Анализ и перспективы применения аддитивных технологий при изготовлении деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевых сплавов

В настоящее время традиционные методы изготовления деталей ДЛА и ЭУ стремительно сменяют методы аддитивных технологий, благодаря ряду преимуществ [4-10]. Технологии аддитивного производства объединяют в себе не только преимущества порошковой металлургии, такие как высокий (более 0,9) коэффициент использования материала, но и преимущества литейного производства, такие как получение деталей сложной формы и различной конфигурации с плотной литой структурой [11].

При этом, критериями выбора номенклатуры деталей для изготовления методами аддитивного производства являются следующие:

- детали, имеющие большое количество переустановов, требующие обработки на разных типах оборудования;
- детали, имеющие высокую трудоемкость изготовления (большое машинное время);
- детали, имеющие низкий коэффициент использования материала;
- детали, требующие изготовления штампов и пресс-форм при единичном или мелкосерийном производстве;
- сборочные единицы, которые невозможно изготовить как единую деталь традиционными методами, но позволяет это сделать аддитивная технология;
- снижение массы изделия при сохранении прочностных свойств конструкции.

Автором работы [12] было показано, что из всех технологий аддитивного производства наиболее востребованной и перспективной для производства деталей ДЛА и ЭУ является технология селективного лазерного сплавления (СЛС), суть которой заключается в послойном построении изделий из порошкового материала на основе САД-модели. Для изготовления деталей ДЛА и ЭУ методом СЛС

применяют порошки магниевых, алюминиевых, титановых и хромоникелевых сплавов [13-14].

Направления применения технологии СЛС и примеры изготовления деталей ДЛА и ЭУ показаны на рисунке 1.1.

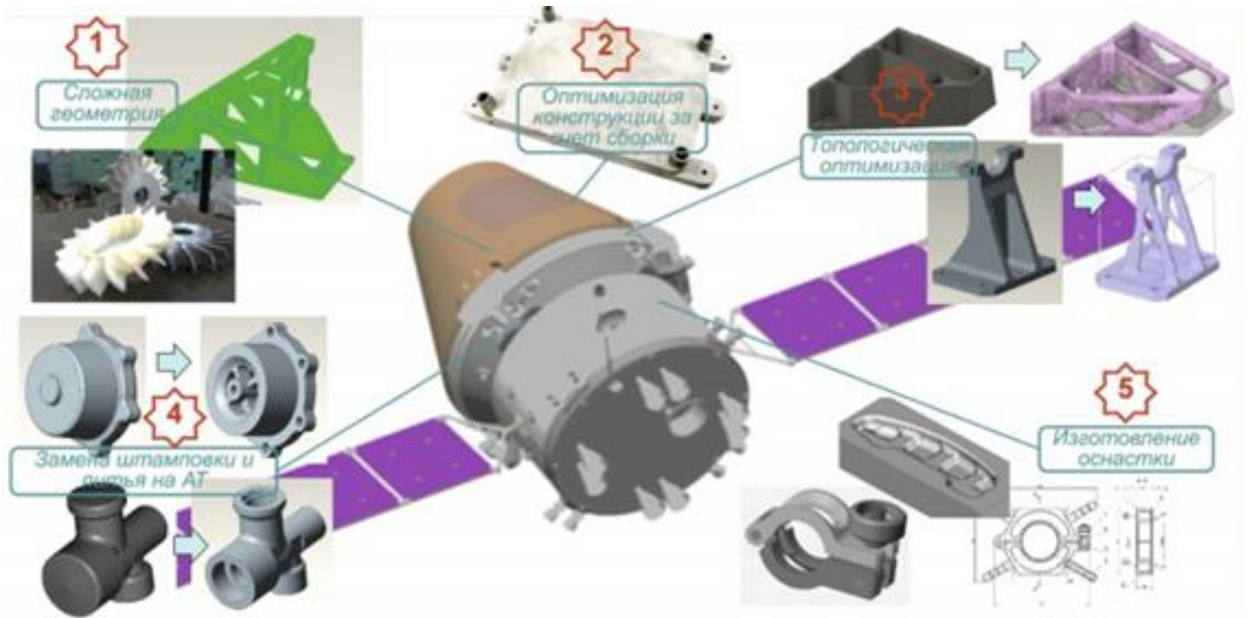


Рисунок 1.1 – Направления применения технологии СЛС

Согласно прогнозу MarketsandMarkets [15], объем мирового рынка металлов (порошок, проволока) для применения в аддитивном производстве к 2025 г. достигнет \$2764 млн. В структуре потребления порошков преобладает титан (63%), никель (16%), сталь (8%), алюминий (4%) и около 10% другие типы порошков (рисунок 1.2).

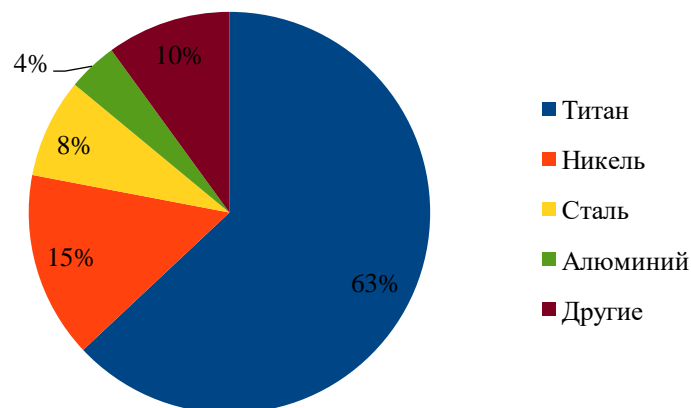


Рисунок 1.2 – Доля порошков для 3D-печати на мировом рынке [16]

Из алюминиевых сплавов методом СЛС изготавливают широкий перечень элементов ДЛА и ЭУ [17-24]. В основном это корпусные детали, такие как корпус центробежного насоса (улитка), корпус первой опоры компрессора, лабиринтное уплотнение при производстве газотурбинных двигателей, крыльчатка (рисунок 3, а), элементы турбонасосных агрегатов ЖРД, различные кронштейны и корпусные элементы вертолетных двигателей, теплообменные аппараты ракетно-космической техники и ДЛА (рисунок 1.3). В связи с развитием малоразмерной авиации, номенклатура деталей из алюминиевых сплавов значительно увеличивается: поршни и гильзы для поршневых двигателей беспилотных летательных аппаратов, корпуса насосов, воздухозаборник (рисунок 1.3, б), картер и т.д.

Согласно литературным источникам [25-27] среди алюминиевых сплавов наиболее востребованными на индустриальном рынке металлопорошковыми композициями являются алюминиевые Al–Si-сплавы: AlSi10Mg и AlSi12. Данные составы сплавов могут найти применение в перспективной области малой авиации – разработке поршней и гильз для двигателей беспилотных летательных аппаратов, а также для вертолётов и самолётов [28-29].

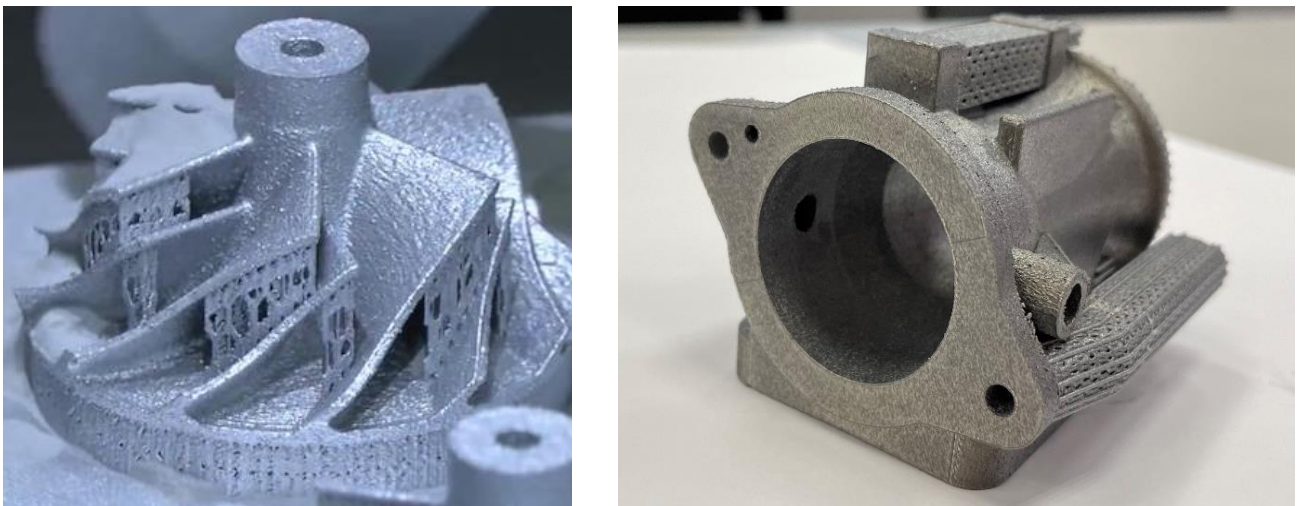


Рисунок 1.3 – Примеры деталей из алюминиевых сплавов: а) крыльчатка, б) воздухозаборник

В работе [30] был разработан образец ВДТА – демонстратор из сплава AlSi10Mg. Авторы исследовали технологические ограничения на толщину

стенок, а также показали перспективность разработки методов проектирования топологически оптимальных теплообменников, обеспечивающих лучшие теплогидравлические и массогабаритные характеристики по сравнению с традиционными пластинчатыми и трубчатыми конструкциями. Авторы работы установили, что по данным томографического исследования геометрические параметры конструкции приемлемы, но требуется обязательная доработка технологического процесса, в первую очередь – выбор способа постобработки изделия.

В работе [30] было установлено, что проблемой после печати ВДТА стало удаление поддержек. При этом, исключение поддержек из технологического процесса выращивания не позволит получить образец ВДТА из алюминиевого порошка. У рассматриваемого теплообменника имеются две характерные зоны поверхности: последовательно ветвящиеся теплообменные каналы и взаимно пористые теплообменные структуры. Данные поверхности первоначально подвергались грубой механической обработке, что привело к появлению дефектов в нескольких местах конструкции. Доводка и шлифовка осуществлялись вручную с использованием ручных фрезеро- и шлифовальных машин (рисунок 1.4).

В работе [31] представлены теплообменные агрегаты систем обеспечения теплового режима летательных аппаратов, изготовленные методом СЛС из алюминиевого сплава системы AlSi10Mg. Показаны преимущества изготовления теплообменных агрегатов методом СЛС по сравнению с традиционной технологией ввиду развитой многоканальной структуры внутренней поверхности теплообменных агрегатов.

Алюминиевые сплавы обладают рядом уникальных свойств, включая высокую удельную прочность, устойчивость к коррозии и т.д., что делает их перспективными для использования в технологии СЛС [32]. Недостатками алюминиевых сплавов как литых, так и деталей из сплавов, полученных



методом СЛС, являются сравнительно низкие показатели твердости и прочности [33].

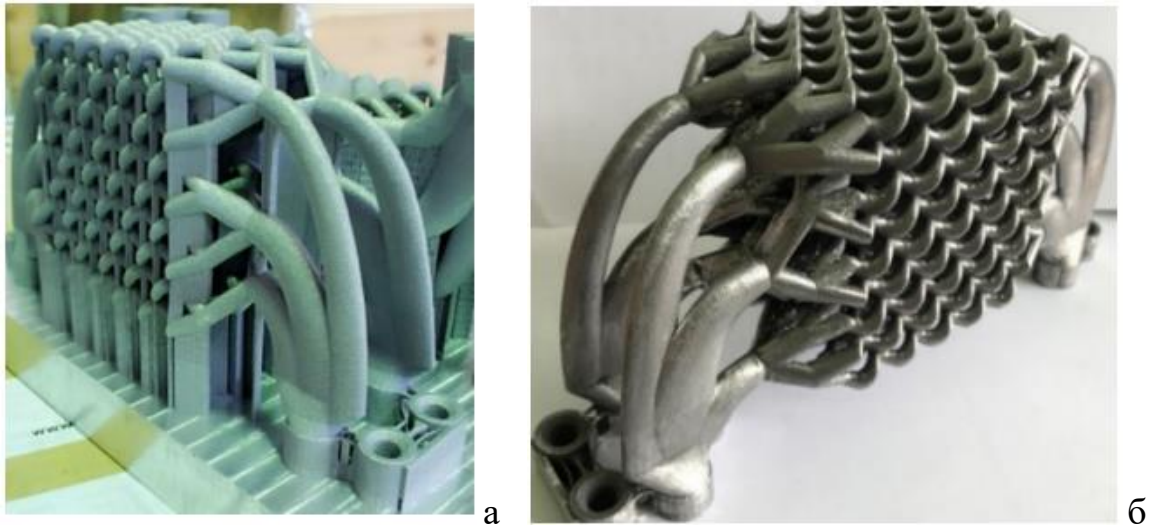


Рисунок 1.4 – Образец ВДТА: а) 3Д модель фото после изготовления АТ с поддержками; б) после ручной фрезерной обработки и шлифовки

Таким образом, можно выделить четыре основные группы деталей из алюминиевых сплавов, получаемых методом СЛС, а именно:

1. Детали двигателей внутреннего сгорания для беспилотных летательных аппаратов;
2. Элементы ГТД;
3. Вертолетный двигатель ВК-650, который состоит из синтезированных методом СДС деталей из алюминиевых сплавов;
4. Теплообменные агрегаты жидкостных систем обеспечения теплового режима летательных аппаратов.

## **1.2 Особенности структуры деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС из алюминиевых сплавов**

Технология СЛС, являющаяся на настоящий момент одним из наиболее освоенных методов аддитивного производства, имеет важное преимущество – возможность изготовления деталей сложной конфигурации без использования

каких-либо штампов или инструментов, что сокращает цикл проектирования, приводит к экономии времени и снижению затрат в производстве [34-35].

Несмотря на то, что СЛС имеет ряд достоинств, существуют и определенные недостатки этого метода, такие как неудовлетворительное качество поверхности получаемых деталей, неудовлетворительная точность размеров деталей, высокие остаточные напряжения в деталях после СЛС [36]. Формирующиеся остаточные напряжения приводят к снижению механических свойств, образованию трещин и разрушению материала деталей [37-39].

Также, необходимо учитывать свойства исходного порошка алюминиевых сплавов. Известно, что порошки алюминиевых сплавов проявляют химическую активность [40] вследствие формирования на их поверхности термической окисной плёнки, состоящей из оксида алюминия ( $\alpha$ - $Al_2O_3$ ). Эта плёнка обеспечивает порошкам пассивные характеристики, однако сама обладает химической активностью и взаимодействует с атмосферной влагой. Первоначально влага адсорбируется на поверхности плёнки, после чего происходит химическая реакция, в результате которой образуются гидроксиды. При нагреве гидроокисная пленка разлагается с выделением большого количества воды и водорода, что требует проведения операции дегазации перед СЛС также оказывает влияние на свойства получаемых методом СЛС изделий.

В рамках исследования [41] была изучена микроструктура сплава  $AlSi10Mg$ , изготовленного методом СЛС, а также структура литого сплава и их сравнение. Установлено, что в синтезированном материале формируется микроструктура, характеризующаяся наличием протяжённых цепочек фазы кремния, расположенных вдоль границ ячеек. Ячеисто-дендритная структура изменяется в зависимости от содержания Si и состоит из ячеек алюминиевого твердого раствора, разделенных обогащенными кремнием границами [42]. В сплавах системы Al-Si при селективном лазерном сплавлении наблюдается корреляция между содержанием кремния и формированием микроструктуры.

С возрастанием концентрации кремния в сплаве происходит образование мелкодисперсных дендритных структур с размером ячеек порядка 0,5 мкм. Границы этих ячеек декорированы кремниевыми выделениями, толщина которых увеличивается при содержании кремния более 12 % по массе. В литом сплаве, напротив, наблюдается грубая дендритная микроструктура с неравномерным распределением фазы кремния в виде чешуек.

В исследовании [43] было обнаружено, что сплав AlSi10Mg, полученный методом селективного лазерного сплавления, имеет ячеисто-дендритную микроструктуру. Ячейки состоят из твёрдого раствора алюминия, а границы между ними обогащены кремнием. Согласно принципам неравновесной кристаллизации, в процессе затвердевания сплава первой фазой образуется твёрдый раствор алюминия. Кремний, в свою очередь, стремится выделиться на границах зёрен в соответствии с его ограниченной растворимостью в алюминии в диапазоне температур кристаллизации [44]. Алюминий обладает высокой скоростью охлаждения, что приводит к его затвердеванию с образованием ячеистой морфологии. Такая структура способствует повышению растворимости кремния. В процессе последующего охлаждения остаточный кремний сегрегирует вдоль границ образовавшихся ячеек [45].

Для избежания коробления и исправления некоторых дефектов структуры после СЛС проводят термическую обработку деталей перед их отделением от платформы построения. В процессе отжига ячеистая структура сплава трансформируется в композитную структуру, представляющую собой матрицу из алюминиевого раствора и отдельные частицы кремния, сформированные в результате термической обработки [45-46].

В исследовании [47] детально рассмотрен процесс диффузии кремния и его локализация на пересечениях линий штриховки. Статистический анализ выявил, что на пересечениях штриховок концентрация частиц кремния вдвое превышает их концентрацию в центральных областях штриховок. Дополнительно отмечено, что размер частиц кремния в местах пересечения

линий штриховки больше по сравнению с размером частиц кремния, наблюдаемых в иных зонах того же образца. Таким образом, особенности формирования металлографической структуры сплава  $AlSi10Mg$  при селективном лазерном сплавлении оказывают значительное влияние на свойства получаемых деталей.

### **1.2.1 Типичные дефекты структуры синтезированных алюминиевых сплавов**

Согласно данным работы [48] дефекты структуры синтезированных сплавов можно разделить на три типа: поры различного типа размером до 100 мкм, несплавления (непровары) и трещины (горячие и ликвационные). Эти дефекты образуются в основном в результате неверно выбранных технологических параметров процесса СЛС. Также, причиной возникновения этих дефектов может служить содержание водорода в порошках и наличие влаги на их поверхности.

Так как алюминиевый сплав  $AlSi10Mg$  является легкоокисляемым, то в процессе СЛС на поверхности детали обычно образуется слой тугоплавкой оксидной пленки с остаточным кислородом. Известно, что температура плавления алюминиевой пленки составляет 2044 °С, в результате чего снижается смачиваемость металла и течение расплавленного металла блокируется, что приводит к ухудшению связи между слоями и образованию в процессе СЛС непровара [49-50].

Авторы работы [51] при исследовании дефектов структуры алюминиевых сплавов, полученных в процессе СЛС, установили, что наиболее распространенными дефектами являются поры различного типа, которые авторы называют поры с формой замочной скважины, что ухудшает механические свойства синтезированного материала. На образование пор в структуре материала, главным образом, влияют параметры технологического процесса синтеза, а также наличие водорода в порошке.

При расплавлении порошка под воздействием слишком высокой плотности энергии происходит чрезмерное испарение материала и образование брызг, что приводит к появлению пор в форме замочной скважины. В таких местах образуются узкие и глубокие ванны расплава. Их появление связано с текучестью жидкости внутри ванны расплава, градиентом температуры, поверхностным натяжением жидкость/твердое тело и жидкость/пар. Однако, поры в форме замочной скважины оказывают меньшее влияние на механические свойства материала, чем поры образовавшиеся в результате отсутствия плавления.

Авторы работы [52] исследовали трещины, образующиеся в алюминиевых сплавах, полученных с применением СЛС. Было установлено, что при СЛС часто наблюдаются горячие и ликвационные трещины. Образование горячих трещин обусловлено развитием остаточных растягивающих напряжений, которые возникают при большом температурном градиенте между областью расплава и областью затвердевания. Это может произойти, например, при быстром охлаждении расплавленного металла. В свою очередь ликвационные трещины образуются в частично или не полностью расплавленной зоне, что связано с неравномерным распределением примесей и легирующих элементов в металле, что может привести к снижению прочности и пластичности материала.

Таким образом, в сплавах на основе алюминия наиболее распространенным дефектом являются непровары (несплавления), связанные с самой структурой алюминиевых сплавов.

### **1.2.2 Классификация дефектов**

Морфология, количество, размер и расположение дефектов оказывают существенное влияние на усталостную долговечность деталей, изготовленных методом СЛС [53-54]. Как правило, сферические дефекты оказывают меньшее влияние на усталостную долговечность детали из-за их правильной формы и

небольших размеров. С другой стороны, дефекты неправильной формы (например, непровары) способствуют концентрации напряжений детали, что значительно снижает усталостную прочность детали из-за неправильной формы и больших размеров дефектов.

Исходя из проведенного литературного обзора дефекты структуры синтезированных сплавов можно разделить на две группы: внутренние дефекты структуры и внешние дефекты поверхностного слоя. Схема дефектов синтезированных сплавов в общем виде приведена в таблице 1.1.

Как видно из представленной таблицы к внутренним дефектам структуры относятся:

- поры (располагаются по всему объему получаемых деталей):
  - поры больших размеров, возникающие из-за несовершенства технологических параметров процесса [55-56];
  - поры различного типа размером меньше 100 мкм:
  - поры формой замочной скважины [57];
  - поры неправильной формы с оксидным слоем (типичны для легкоокисляемых сплавов) [58];
  - сферические (наиболее распространенные), образующиеся из-за низкой плотности упаковки порошка, из-за высокой скорости охлаждения (газ не успевает выйти на поверхность), из-за использования порошка полый структуры [48];
  - поры с гребнями на внутренних поверхностях, образующихся из-за неполного проплавления предыдущих слоев [59] или из-за пузырьков газа, образующихся при воздействии высокой лазерной энергии [60];
- непровары (располагаются, как правило, между дорожками сканирования и напыленными слоями, в результате чего образуется высокая шероховатость с крупными многослойными дефектами на внутренних поверхностях):
  - непровары, образующиеся из-за недостаточного подвода энергии [60, 61-63];

Таблица 1.1 – Виды дефектов, образующихся в сплавах при СЛС

Дефекты структуры после СЛС									
Внешние					Внутренние				
<i>Шероховатость поверхности</i>	<i>Поверхностные трещины, образующиеся из-за транскристаллического растрескивания</i>	<i>Поры и микротрещины</i>	<i>Оксиды, преимущественно Al</i>	<i>Примеси, которые в процессе СЛС вытесняются к концам дорожек, приводя к дефектам неполного слияния</i>	<i>Дефектные гранулы:</i>	<i>Поры</i>		<i>Непровары</i>	<i>Трещины</i>
					- гранулы, на поверхности которых присутствуют сателлиты	Поры больших размеров, возникающие из-за несовершенства технологических параметров процесса	Поры различного типа размером меньше 100 мкм:	- Непровары из-за недостаточного подвода энергии	Горячие
				- гранулы с газовыми порами округлой формы и порами, образованными в результате усадочных процессов и расположенным и в междендритных областях гранул	- Поры формой замочной скважины		- Непровары из-за недостаточного количества расплавленного металла в процессе затвердевания	Ликвационные	
					- Сферические		- Нерегулярные отверстия неполного синтеза в условиях более низкого энерговложения	Микротрещины	
					- Поры неправильной формы с оксидным слоем		- Непровары с нерасплавленным и металлическими порошками внутри поры		
						- Поры с гребнями на внутренних поверхностях, образующихся из-за неполного проплавления предыдущих слоев	- Регулярные сферические дефекты, образующиеся в результате высоких энергозатрат		

-- непровары, образующиеся из-за недостаточного количества расплавленного металла в процессе затвердевания [60-61];

-- непровары, с нерасплавленными металлическими порошками внутри поры [53];

-- регулярные сферические дефекты, образующиеся в результате высоких энергозатрат [54];

-- нерегулярные отверстия неполного синтеза в условиях более низкого энерговложения [54];

- трещины [48]:

-- горячие;

-- ликвационные;

-- микротрещины [58, 62, 64].

К внешним дефектам структуры синтезированных сплавов относятся:

- шероховатость, связанная с наличием непроплавленных частиц и их агломератов, которые в совокупности определяют высокую шероховатость поверхности;

- поверхностные трещины, образующиеся из-за транскристаллического растрескивания [58, 64, 65];

- поры и микротрещины [66];

- окислы, преимущественно Al [66];

- примеси, которые в процессе СЛС вытесняются к концам дорожек, приводя к дефектам неполного слияния [67-68];

- дефектные гранулы [66]:

-- гранулы, на поверхности которых присутствуют сателлиты (мелкие частицы, налипающие на более крупные в результате соударения в процессе газовой атомизации);

-- гранулы, которые имеют аморфную оболочку, так называемый «аморфный панцирь»;



-- гранулы с газовыми порами округлой формы и порами, образованными в результате усадочных процессов и расположенными в междендритных областях гранул.

Также, необходимо отметить возможное существование общих дефектных свойств, таких как анизотропия механических свойств [69] и остаточные термические напряжения [50].

Таким образом, детали, полученные методом СЛС, имеют внутренние и внешние дефекты структуры. Часть дефектов можно устранить посредством корректировки технологических параметров осаждения или повышением качества применяемого порошка. Например, метод горячего изостатического прессования позволяет успешно бороться с внутренними дефектами структуры материалов, такими как внутренние микротрещины и закрытая пористость.

В работе [70] проведено исследование деталей в исходном состоянии и обработанных разными методами постобработки с целью устранения дефектов структуры материала такими как: поверхностная обработка, термообработка и горячее изостатическое прессование (ГИП). Было показано, что поверхностной механической обработкой с доступных для обработки поверхностей деталей удаляются поверхностные микротрещины; процесс термообработки улучшает микроструктуру детали, но не уменьшает и не устраняет дефекты; процесс ГИП может схлопывать дефекты до определенного размера при повышенной температуре и давлении, уменьшая количество и размер дефектов и, следовательно, улучшая усталостную долговечность детали. Однако, поверхностные дефекты не могут быть устранены горячим изостатическим прессованием. Поэтому повышение качества поверхностного слоя синтезированных деталей является важной задачей.

Также, большое влияние на свойства синтезированных деталей оказывает место расположения дефекта. Авторы работ [71-73] проанализировали влияние местоположения дефекта на усталостную

прочность детали и показали, что дефекты оказывают существенное влияние на усталостную долговечность деталей, особенно на стадии зарождения усталостных трещин. При расположении дефекта вблизи поверхности детали, его усталостная долговечность была короче по сравнению с дефектом, расположенным вдали от поверхности, что указывает на то, что расположение дефекта имеет решающее значение для усталостной прочности детали. Для устранения поверхностных дефектов на доступных наружных поверхностях может применяться механическая обработка поверхности для подавления или устранения приповерхностных дефектов и повышения усталостной прочности детали.

Другая часть дефектов, например, шероховатость, по мнению авторов работы [66] практически не зависит от изменения какого-либо технологического параметра и не может быть устранена в процессе получения детали.

Авторы работы [74] на примере образцов из тугоплавкого сплава ЭП648, синтезированных методом селективной лазерной плавки, установили связь между плотностью лазерной энергии и шероховатостью поверхности, а также влияние угла наклона на шероховатость поверхности. Было показано, что шероховатость поверхности UpSkin, формируемой селективным лазерным плавлением, зависит от плотности энергии лазера, а шероховатость поверхности DownSkin – от комбинации параметров контура плавления (мощности лазера и скорости сканирования).

Повышенная шероховатость поверхности синтезированных в процессе СЛС изделий является их характерной особенностью и приводит к снижению их технологических и эксплуатационных характеристик. Чаще всего таким деталям требуется доводка поверхности до требуемых значений шероховатости. С этой целью для деталей, полученных СЛС применяют различные способы постобработки поверхности.

### 1.3 Методы постобработки синтезированных сплавов

Постобработка деталей, полученных методом СЛС, является обычной практикой, поскольку на сегодняшний день ни одна технология аддитивного производства не позволяет получить деталь, готовую к использованию сразу после печати: требуется не только удаление поддержек, но и исключение внутренних и внешних дефектов структуры синтезированных сплавов. Поэтому постобработка – обязательный этап изготовления детали аддитивными технологиями. Рассмотрим существующие методы постобработки деталей, полученных методом СЛС.

Рассматривая в целом процесс постобработки синтезированных деталей, можно отметить следующие основные этапы: отделение от платформы построения, удаление поддержек, удаление остатков материала, снятие остаточных напряжений и доведение ответственных поверхностей. Помимо этих этапов с учетом высокой шероховатости синтезированных деталей для улучшения качества поверхности применяют механические, химические и электрохимические методы постобработки поверхности [75-76].

К механическим методам относится пескоструйная и микропескоструйная обработка, а также ее вариации – криобластинг и гидроабразивное хонингование, галтовка и шлифование связанным абразивом, а также токарно-фрезерная обработка и полировка. Преимущества механических методов обработки поверхности – простота реализации, высокая скорость съема материала, относительно низкая стоимость обработки. Недостатки – затрудненность обработки изделий со сложной геометрией поверхности. Например, в многовенцовых роторах турбин поверхность лопаток может быть качественно обработана только вблизи входной и выходной кромок, тогда как промежуточная поверхность остается недообработанной. Поскольку эффективность механической обработки сильно зависит от угла падения потока абразива на обрабатываемую

поверхность, то при обработке сложнопрофильных изделий сложно реализовать однородность съема материала по всей поверхности.

В работе [77] было показано, что применение пескоструйной постобработки позволяет значительно снизить шероховатость синтезированных деталей, образующуюся в результате приплавления частиц порошка на ребрах призмы, что дало высокое отклонение действительных размеров от номинальных.

Авторы работы [78] исследовали возможность применения метода виброгалтовки для постобработки изделий, изготовленных с помощью аддитивных технологий. Технологический процесс виброгалтовки или вибрационной обработки основывается на том, что в рабочей камере под действием вибраций создаются многочисленные микроудары абразивного материала, которые воздействуют на поверхность изделия. В результате механического или химико-механического диспергирования мельчайших частиц металла с обработанной поверхности абразивными телами с поверхности изделия удаляется дефектный слой. Использование виброгалтовки для постобработки изделий, изготовленных с помощью аддитивных технологий, позволяет убрать микронеровности на наружной поверхности детали, снизить ее шероховатость, скруглить острые грани. Однако виброгалтовка, несмотря на то что обладает рядом преимуществ, всё же не может служить полноценной заменой традиционной обработке поверхностей изделий. В некоторых случаях материалы могут обладать недостаточной твердостью, чтобы выдерживать интенсивные вибрационные воздействия, а изделия могут содержать хрупкие элементы, которые подвержены риску повреждения в процессе обработки.

Химические методы обработки заключаются в травлении поверхности деталей в щелочных или кислотных растворах. Травление происходит однородно по всей поверхности, погруженной в травильный раствор, при условии его активного перемешивания. Недостатками метода является съём материала как с неоднородностей, так и с гладких участков поверхности, а

также вредные факторы производства, такие как работа с концентрированными растворами кислот, выделение вредных паров и газов.

Метод химического полирования поверхности также относится к химическим методам постобработки. Его сущность заключается в том, что обрабатываемое изделие на определенное время погружают в ванну с химически активным раствором, где в результате химической реакции происходит растворение поверхностного слоя изделия – полирование поверхности [79]. Однако негативная технологическая наследственность (треки дорожек сплавления) растворяются медленно, а также могут вскрываться закрытые дефекты структуры спеченного материала. Эффективным химическое полирование является для снижения волнистости при большом съеме материала.

Электрохимические методы постобработки отличаются от химических добавлением электрохимического съема материала, где обрабатываемая деталь является анодом и погружается в электролит, который является катодом. Между анодом и катодом прикладывается потенциал в несколько десятков вольт, а величина тока рассчитывается исходя из площади поверхности изделия (от десятков до сотен ампер). Электрохимический метод является наиболее производительным, чем химический, но также не отличается селективностью и вреден из-за применения концентрированных растворов кислот.

В работе [80] авторы рассмотрели электроплазменный метод полировки «сухим» электролитом, основанном на ионно-обменных процессах. Полировка осуществляется полимерными микрошариками, в состав которых входят ионно-обменные смолы, кислоты и другие добавки, интенсифицирующие процесс обработки. Обработка происходит не только за счет электрохимического, но и механического воздействия на обрабатываемую поверхность. Сам процесс полировки заключается в погружении детали в емкость с электролитом, подаче напряжения между обрабатываемой деталью и емкостью и непрерывном перемещении детали в

электролите для постоянного обновления частиц электролита вблизи поверхности. Прореагировавший электролит должен периодически заменяться на новый.

С целью снижения шероховатости поверхности синтезированных деталей в работе [81] предложен метод лазерной полировки плавлением, заключающийся в том, что тонкий слой расплавленного металла с выступов в процессе лазерной полировки за счет сил поверхностного натяжения перемещается к впадинам, тем самым выравнивая профиль поверхности. При таком способе обработки поверхности не происходит удаление материала, а происходит лишь его перераспределение по поверхности обрабатываемого изделия. Применение данного метода ограничено геометрией деталей, так как возможна обработка тех поверхностей, которые доступны для лазерного луча.

Существует необходимость в обработке сложнопрофильных тонкостенных деталей, полученных аддитивными методами. Это связано с требованиями к обработке внутренних поверхностей деталей и удалению несплавленных частиц порошка с внутренних поверхностей и каналов. Детали сложного профиля или тонкостенные детали трудно, а зачастую невозможно обработать методами механической обработки резанием, в том числе из-за малых припусков на механическую обработку. При механической обработке тонкостенных деталей, таких как детали из титановых сплавов, в поверхностном слое может происходить ряд нежелательных изменений из-за его относительно низкой теплопроводности. Эти изменения включают структурные и фазовые превращения, которые могут привести к формированию растягивающих остаточных напряжений и, как следствие, к короблению деталей.

В настоящее время существует очевидная научно-техническая проблема – отсутствие комплекса научных исследований, направленных на разработку технологического процесса по очистке готовой сложной поверхности от микрочастиц порошка с низкой адгезией после завершения изготовления

изделия аддитивными методами, например, селективным лазерным сплавлением. При наличии в составе готового изделия слабо держащихся частиц мелкодисперсного порошка использование, изготовленных аддитивными технологиями, в частности теплообменных и иных устройств в составе замкнутых гидравлических контуров систем терморегулирования, становится невозможным:

- во-первых, оторвавшиеся микрочастицы порошка в циркулирующем с достаточно высокой скоростью теплоносителе выполняют роль своеобразного абразива и повышают в разы износ движущихся частей насосов, клапанов, регуляторов потока и др.;

- во-вторых, попадая под запорные элементы регулирующей арматуры (седла клапанов) исключают их нормальное функционирование и могут привести к разгерметизации системы и потере ею работоспособности,

- в-третьих, скапливаясь на фильтрах или в узких каналах оторвавшиеся частицы порошка исходного материала повышают гидравлическое сопротивление системы и при их достаточном количестве могут прекратить циркуляцию теплоносителя вовсе.

Для очистки сложных наружных и внутренних поверхностей синтезированных деталей от микрочастиц порошка с низкой адгезией и частиц-сателлитов перспективным методом является очистка поверхности химическими методами [82-83]. В работе [31] было показано, что при изготовлении теплообменника из-за особенностей технологического процесса СЛС возникает задача по очистке поверхности от микрочастиц порошка, имеющих низкую адгезию с готовой поверхностью изделия. Теплообменные агрегаты наиболее распространенных жидкостных систем обеспечения теплового режима обладают развитой теплообменной структурой, заключенной в замкнутый объем герметичной оболочки-корпуса. Ввиду сложной развитой внутриволостной геометрии и отсутствия доступа очистка поверхности традиционными механическими способами практически невозможна [82].

Проведенный обзор методов постобработки синтезированных деталей показал, что часть поверхностных дефектов можно устранить механической, химической, электрохимической обработкой или лазерной полировкой. Устранить дефекты поверхностного слоя и повысить износо- и коррозионностойкость также возможно путем нанесения функциональных покрытий [84].

Процессы нанесения на поверхность алюминиевых сплавов специальных покрытий, которые придают поверхности деталей новые функциональные свойства, такие как паяемость, повышенную твердость и электропроводность, пониженное контактное электрическое сопротивление, улучшение скольжения и др., имеют важное практическое значение [85]. При этом, если процессы нанесения покрытий на литые сплавы широко известны, то процессы нанесения покрытий на синтезированные сплавы методом СЛС мало изучены.

#### **1.4 Функциональные покрытия для алюминиевых сплавов**

Инновационная модернизация производства авиационной техники невозможна без создания современных материалов и технологий их обработки [86]. Одним из перспективных направлений является улучшение характеристик материалов за счет нанесения функциональных покрытий, придающих поверхностям деталей ряд ценных свойств, таких как повышение коррозионной стойкости и износостойкости материала, защита от механических повреждений, а также возможность локального ремонта изделий без демонтажа конструкции [87].

Основные воздействия, которые испытывают детали ДЛА и ЭУ в процессе эксплуатации – это износ и коррозия поверхности. С целью повышения данных характеристик, а, следовательно, и увеличения ресурса двигательных установок, разрабатываются и формируются защитные и функциональные покрытия на поверхность деталей ДЛА и ЭУ.



Существует 3 вида покрытий, применяемых для деталей ДЛА и ЭУ: защитные покрытия, применяемые для защиты изделий от коррозии в разных средах (атмосфере, агрессивных и т. д); защитно-декоративные покрытия – для декоративной отделки изделий с одновременной защитой их от коррозии; специальные или функциональные покрытия – для придания поверхности изделий специальных свойств (твердости, износостойкости, антифрикционных свойств и др.) [87]. Выбор типа требуемых покрытий определяется условиями эксплуатации деталей.

Защитные покрытия металлов можно разделить на металлические и неметаллические. К первым относятся анодные и катодные покрытия, в которые входят гальванические, термодиффузионные, нанесенные газотермическим напылением, погружением в расплав/раствор и полученные плакированием.

Неметаллические покрытия включают в себя органические и неорганические материалы, куда входят лакокрасочные, оксидные, полимерные покрытия, смолы, пластмассы, полимерные пленки, резины, эмали, оксиды металлов, соединения фосфора, хрома и так далее.

Для обеспечения высокой коррозионной стойкости к покрытиям предъявляются следующие требования: высокая адгезия с основным материалом, непроницаемость для агрессивной среды, сплошность, равномерное распределение по поверхности, высокая износостойкость, твердость.

Для защиты от износа на трущиеся поверхности деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевых сплавов следует обязательно наносить функциональные покрытия. Алюминиевые сплавы не применяют в узлах трения так как плотная оксидная пленка алюминия, образующаяся на поверхности в виду химической инертности алюминиевых сплавов, достаточно хрупкая и легко разрушается даже при незначительных деформациях, в результате чего обнажается «ювенильная» поверхность из химически активных атомов, которые легко вступают в реакцию с атомами окружающей среды. Следствием разрушения

оксидной пленки в местах фрикционного контакта между алюминиевой поверхностью и контртелом является схватывание, заедание узла, что влечет за собой катастрофический адгезионный износ алюминиевой детали, результатом чего является выход из строя всего узла [88].

Наиболее перспективными для защиты деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевых сплавов представляют в основном гальванические покрытия и покрытия, полученные анодированием [89-90]. Для сплавов, полученных традиционными методами: литьем (АЛ4, АЛ5, АЛ9 и др.) и деформированием (АК, АМг, АМ4, В95 и др.) применяются гальванические покрытия: медью, никелем, оловом и его сплавами, для устранения заедания резьбовых соединений – цинком и кадмием, для улучшения сцепления резины при опрессовке – латуню [89]. Так как алюминий относится к группе «вентильных» металлов, то при нормальных условиях в атмосфере воздуха почти мгновенно начинает окисляться и на его поверхности образуются оксидные пленки толщиной до 50 Ангстрем, что затрудняет осаждение покрытий на алюминий и алюминиевые сплавы, в связи с чем для обеспечения адгезии покрытия необходимо проводить специальную подготовку поверхности перед их нанесением. Такая подготовка может включать в себя механические, химические, электрохимические способы обработки.

В работе [91] также была показана перспективность защиты деталей двигательных установок ЛА из алюминиевых сплавов от износа и коррозии анодированием. Однако в настоящее время наибольший интерес при формировании износо- и коррозионностойких покрытий на металлах вентильной группы уделяется микродуговому оксидированию (МДО), называемому еще как анодно-искровое оксидирование, плазмoeлектролитическое оксидирование, высоковольтное анодирование [92-95].

Поскольку в настоящей работе рассматриваются синтезированные детали методом СЛС из алюминиевых сплавов со сложно профилированными поверхностями, то рассматривать будем покрытия, которые можно наносить

на геометрически развитые наружные и внутренние поверхности деталей. К таким покрытиям можно отнести химические покрытия и МДО-покрытия. Из химических покрытий по своим уникальным свойствам для деталей ДЛА и ЭУ представляют особый интерес покрытия на основе никеля.

#### 1.4.1 Химические никель-фосфорные покрытия

Для защиты от механического износа детали покрывают твёрдым никелем [96-99]. Чаще всего в качестве таких покрытий осаждают никель-фосфорные покрытия химическим способом из растворов [100-103]. Преимущества химически осажденных никелевых покрытий перед электролитическими обусловлены уникальными физико-химическими свойствами осадков, которые широко используются для модификации свойств поверхности, а также более высокой твердостью и меньшей пористостью. Осажденные химическим способом никель-фосфорные покрытия могут эффективно применяться для защиты от коррозии в агрессивных средах, по твердости и износостойкости они превосходят электролитические никелевые покрытия, следовательно, могут применяться в механизмах, включающих в себя трущиеся поверхности.

Процесс химического никелирования имеет электрохимическую природу и заключается в сочетании катодных и анодных электрохимических реакций. Главными факторами, влияющими на структуру и свойства осаждаемых покрытий, являются рН раствора и каталитические свойства поверхности.

Процесс химического никелирования включает в себя два основных этапа: 1) подготовительный (механическая чистка, полировка, обезжиривание, травление и т.д.) – важный этап, от которого напрямую зависит качество и адгезия получаемого покрытия; 2) сам процесс химического никелирования заключается в погружении изделия в химический раствор на основе солей никеля, нагретый в среднем до 90°C.

Процессы химического никелирования алюминиевых сплавов очень чувствительны к составу материала подложки, на которую наносятся покрытия. В связи с чем для достижения высокого качества покрытий для каждого сплава используются индивидуальные технологии подготовки поверхности и нанесения покрытий [85]. Поэтому выбор правильного состава раствора для конкретного алюминиевого сплава имеет важное научно-практическое значение.

#### 1.4.2 МДО покрытия

Процесс МДО является естественным развитием процесса анодирования [104-105]. С повышением напряжения между деталью и электродом, когда достигается максимальное значение для анодного покрытия, происходит его электрический пробой. Если электролит подобран правильно, пробой не приведет к катастрофическому разрушению покрытия; наоборот, он способствует образованию кристаллической оксидной структуры в месте пробоя и росту толщины покрытия, изменяя его физико-химические и механические свойства. С ростом напряжения подобные разряды начинают действовать на всей поверхности, что способствует дальнейшему увеличению толщины покрытия. Полученное оксидное композиционное покрытие обладает уникальными свойствами не достижимыми в процессе анодной обработки [106-109].

Технология микродугового оксидирования в настоящее время активно изучается для традиционных алюминиевых сплавов, однако анализ отечественных и зарубежных работ по оксидированию алюминиевых сплавов, полученных аддитивными технологиями, показывает, что изучение данного вопроса находится на начальном этапе [110-113]. На свойства МДО покрытий и физику процесса оксидирования существенное влияние оказывают состав электролита и режимные параметры технологического процесса. Таким образом, начальный этап исследования процесса микродугового

оксидирования алюминиевых сплавов, полученных с помощью селективного лазерного сплавления, включает в себя анализ научной литературы и подбор состава электролита, а также режимных параметров из разработанных для алюминиевых сплавов, полученных традиционными методами.

МДО покрытия представляют собой керамику сложного состава, формируемую в результате окисления поверхности металла с образованием оксидных и гидроксидных форм этого металла. В процессе микродугового оксидирования покрытие также растет за счет включения элементов из электролита, которые поступают в покрытие в виде солей, оксидов и гидроксидов сложного состава. Технология МДО предоставляет возможность включения в состав покрытия разнообразных химических элементов, требуемых для определённых целей и придания необходимых характеристик покрытию. При увеличении времени оксидирования детали в поверхностном слое накапливается больше элементов из электролита. Слой покрытия, находящийся в непосредственном контакте с основным металлом, в своём составе содержит в большей процентной доли оксидные соединения этого металла.

Толщина МДО-покрытий зависит от нескольких ключевых факторов, включая природу электролита, состав оксидируемого материала, режим обработки и продолжительность процесса. Технология микродугового оксидирования позволяет получать покрытия толщиной от долей до сотен микрометров, что обеспечивает гибкость в достижении требуемых характеристик и свойств покрытия в зависимости от конкретных условий обработки.

Пористость МДО-покрытий варьируется в диапазоне от 5% до 50%, а размеры пор составляют от 0,01 до 10 мкм. При достижении толщины покрытия более 5–10 мкм происходит образование в структуре покрытия разветвленной сети пор, характеризующееся наличием множества ответвлений и образованием замкнутых пространств. Полностью беспористые покрытия получить невозможно из-за природы процесса микродугового

оксидирования. В некоторых случаях пористость может быть положительным фактором: при работе покрытия на износ в условиях смазки. Масло или другой смазочный материал проникает в поры, обеспечивая постепенное поступление смазки в зону трения и, тем самым улучшая эксплуатационные характеристики покрытия.

МДО покрытия широко применяются в качестве износостойких решений в различных узлах и агрегатах машин и механизмов. Они обладают повышенной стойкостью к термическим и термоциклическим нагрузкам, устойчивостью к воздействию атмосферных условий и различных коррозионных сред, включая различные химические растворы. Поскольку МДО покрытие представляет собой керамику сложного состава, его коррозионная стойкость достаточно высока. Защиту от коррозии металла-основы можно обеспечить как за счет увеличения толщины покрытия, так и путем регулирования количества и строения пор, что позволяет оптимизировать эксплуатационные характеристики и долговечность изделий.

Таким образом, МДО покрытия, также, как и химические никель-фосфорные покрытия являются наиболее подходящими по технологии нанесения и по защитным свойствам для синтезированных методом СЛС деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевого сплава AlSi10Mg.

## 1.5 Выводы по главе 1

Проведенный литературный обзор позволил установить ряд факторов, имеющих существенное значение для дальнейших исследований.

1. Структура синтезированных сплавов AlSi10Mg имеет существенное отличие от литейных и представляет собой ячеисто-дендритную структуру с непрерывными цепочками фазы кремния вдоль границ ячеек, утолщающимися при увеличении содержания кремния.

2. Образование дефектов в синтезированных сплавах AlSi10Mg является критической проблемой в процессах СЛС. Большинство внутренних дефектов может быть устранено либо регулированием технологических режимов синтеза, заменой исходного сырья, либо процессами постобработки (термической обработки деталей, ГИП). Внешние дефекты, такие как микротрещины не могут быть устранены данными способами и для повышения качества полученных деталей требуется модификация поверхности, а именно – нанесение функциональных покрытий.

3. На сегодняшний день ни одна технология аддитивного производства не позволяет получить деталь, готовую к использованию сразу после печати: требуется не только исключение внутренних и внешних дефектов структуры синтезированных сплавов, а также удаление поддержек. Поэтому постобработка – обязательный этап изготовления детали аддитивными технологиями.

4. Детали из синтезированных сплавов системы AlSi10Mg, полученные методом СЛС, имеют повышенную шероховатость, которая не может быть устранена корректировкой технологических режимов СЛС или заменой исходного порошка и является их характерной особенностью.

5. Синтезированные детали ДЛА и ЭУ, как правило, имеют сложно профилированную форму с развитыми внутренними полостями и поэтому при выборе постобработки следует рассматривать способы, позволяющие

добиться обработки всех поверхностей деталей, в том числе внутренних с узкими каналами.

6. При выборе покрытия для синтезированных деталей из алюминиевых сплавов системы  $AlSi10Mg$  следует также руководствоваться тем принципом, что и при выборе метода постобработки. С целью защиты от коррозии и повышения износостойкости наиболее подходящими для деталей ДЛА и ЭУ с развитой геометрией из синтезированного алюминиевого сплава  $AlSi10Mg$  являются никель-фосфорные и МДО покрытия.



## ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПОЛЬЗУЕМОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

### 2.1 Выбор материалов исследования

Для исследований в качестве материала подложки использовались образцы из алюминиевого сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления из порошка марки RS333 (Al – основа, Si 9,0-11,0 % мас., Mg 0,2-0,45 % мас., Fe не более 0,2 % мас., примеси не более 0,15 % мас.) со средним размером частиц 45 мкм.

Образцы изготовлены на оборудовании, по технологии и из материала ООО «ИЛМИТ» компании «Русал». Основные параметры технологического процесса изготовления образцов из сплава AlSi10Mg приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Параметры технологического процесса СЛС

№	Параметр	Значение
1.	Мощность лазера, Вт	370
2.	Скорость лазера, мм/с	1300
3.	Межтрековое расстояние, мм	0,19
4.	Объемная плотность энергии, Дж/мм <sup>3</sup>	49,9

Для осаждения покрытий на поверхность использовались плоские образцы из сплава AlSi10Mg с размерами 15x15x5 мм (рисунок 2.1, а), для осаждения на внутренние поверхности использовались образцы с внутренними каналами, имитирующие каналы теплообменного аппарата, представленные на рисунке 2.1, б.

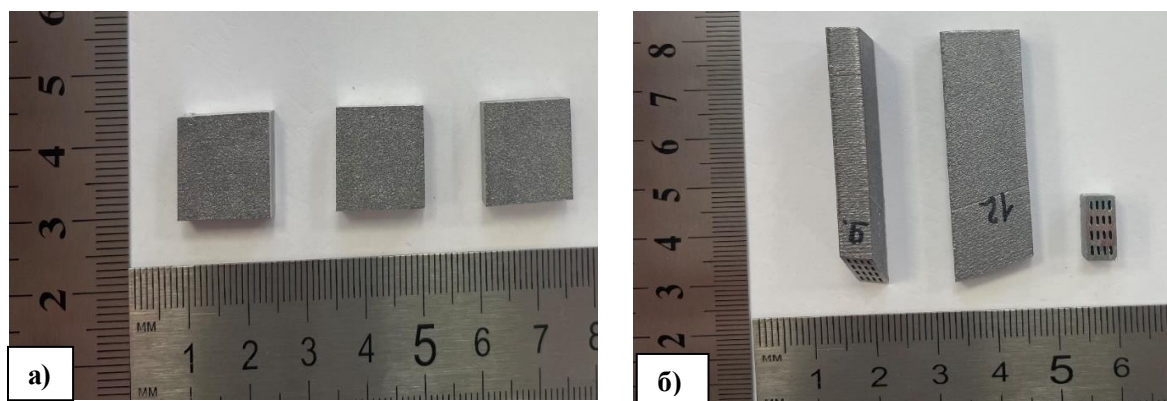


Рисунок 2.1 – Образцы для исследований: а – для осаждения покрытия на поверхность, б – для осаждения покрытий на поверхность внутренних каналов

## 2.2 Технологический процесс и оборудование для нанесения никелевых покрытий

В данной работе нанесение никель-фосфорного покрытия осуществлялось методом химического осаждения из раствора. Для получения химических никель-фосфорных покрытий с хорошими защитными свойствами и высокой адгезией к основному материалу, проводили тщательную подготовку поверхности перед их нанесением.

Для достижения высоких адгезионных свойств никель-фосфорных покрытий перед их осаждением применяли четырехступенчатую обработку поверхности материала подложки. Режимы и составы растворов для обработки представлены в таблице 2.2.

Первый этап – щелочное травление образцов выполняли в водном растворе 10 % едкого натрия NaOH при температуре 60 °С в течении 60, 180, 300 с [114]. Время травления варьировалось с целью оценки воздействия данного этапа на поверхностный слой образцов и возможности применения данного метода для как способа очистки поверхности от частиц порошка с низкой адгезией к поверхности.

Таблица 2.2 – Схема подготовки поверхности перед нанесением NiP покрытий

№	Наименование	Параметры процесса	Состав раствора
1.	Травление	$T = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60, 180, 300\text{ с}$	10 % NaOH
2.	Осветление	$T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 5-10\text{ сек}$	30 % HNO <sub>3</sub>
3.	Матирование	$T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60\text{ сек}$	200 г/л смеси 56 % NaNO <sub>3</sub> и 44 % NaOH
4.	Активация	$T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60\text{ сек}$	20 г/л H <sub>2</sub> SO

После щелочного травления образцы подвергались дальнейшей обработке с целью удаления нерастворимых в щёлочи частиц и дефектов, образующихся после травления. Такая обработка включала 2 этапа: осветление и направленное матирование, режимы которых представлены в таблице 2.2.

Заключительным этапом подготовки поверхности к никелированию является её активация в растворе серной кислоты в течении 1 минуты.

Метод химического никелирования отличается простотой процесса и не требует сложного специализированного оборудования. В данной работе осаждение никель-фосфорного покрытия проводилось в ёмкостях из термостойкого стекла объемом 1 л на магнитной мешалке с подогревом модель 79-1 (рисунок 2.2).

Процесс химического никелирования проводился в щелочном электролите, состоящем из: хлористого никеля 46 г/л, гипофосфита натрия 20 г/л, хлористого аммония 50 г/л, лимоннокислого натрия 46 г/л при pH 8,0-9,0. Осаждение покрытия осуществлялось при повышенной температуре электролита, составляющей 78-88 °С.



Рисунок 2.2 – Магнитная мешалка с подогревом модель 79-1

### 2.3 Технологический процесс и оборудование для нанесения МДО покрытий

В данной работе формирование покрытий микродуговым оксидированием на сплаве  $AlSi10Mg$  осуществлялось на установке МДО, схема которой представлена на рисунок 2.3.

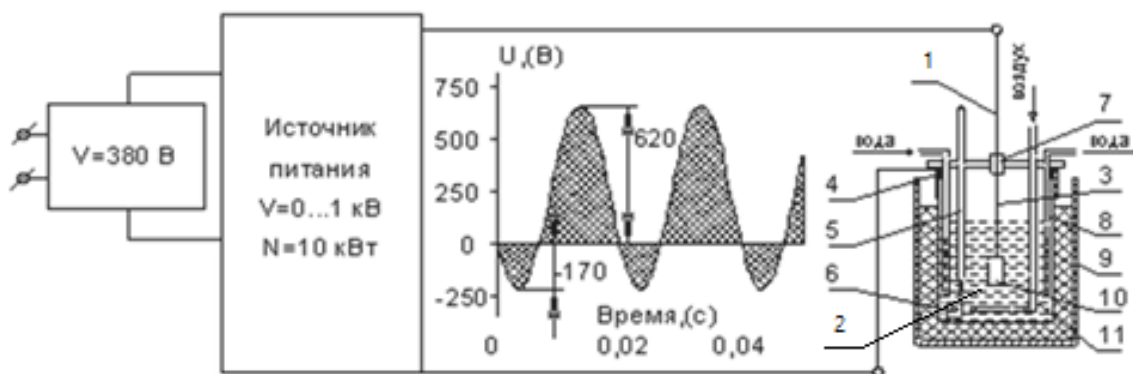


Рисунок 2.3 – Схема установки микродугового оксидирования. 1 – электрод (подвод тока к образцу/детали); 2 - электролит; 3 – токоподвод; 4 – уплотнения; 5 – термометр; 6 – барботаж; 7 – крепление токоподвода; 8 – изолятор; 9 – внешний корпус ванны; 10 – образец/деталь; 11 – ванна

Схема установки включает в себя вытяжной шкаф, в котором расположена электролитическая ванна, а также источник электропитания, предназначенный для генерации высокого (до 1000 вольт) переменного напряжения, которое подаётся между деталью и ванной, заполненной проводящим раствором (электролитом).

Процесс микродугового оксидирования представлен на рисунке 2.4, где на поверхности образца наблюдается образование множества микроразрядов.



Рисунок 2.4 – Процесс микродугового оксидирования

Для оценки влияния повышенной исходной шероховатости поверхности образцов после СЛС на качество покрытий проводилось предварительное шлифование одной поверхности образцов перед нанесением покрытия. После шлифования перед нанесением покрытия образцы предварительно обезжиривались этиловым спиртом.

На основе результатов, представленных в работах [93, 94, 107, 111] в качестве электролита для микродугового оксидирования алюминиевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением, был выбран и составлен силикатно-фосфатный раствор на основе дистиллированной воды с добавлением гидроксида натрия  $\text{NaOH}$ , метасиликата натрия (жидкое стекло)  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$  и пиррофосфата натрия  $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7$ . Электролит изготавливался на основе 8 литров дистиллированной воды, его состав варьировался в зависимости от

целей эксперимента. Электрические параметры процесса регулировать не предоставляется возможным на данной установке. Плотность тока принималась равной 25 А/дм<sup>2</sup>, а температура электролита 25°C. Время оксидирования образцов варьировалось в зависимости от целей эксперимента.

## **2.4 Оборудование и методики для определения свойств материалов и покрытий**

Образцы получали механической обработкой из заготовок в состоянии поставки.

*Отрезка образцов* проводилась на полуавтоматическом низкоскоростном отрезном станке Buhler IsoMet Low Speed с помощью алмазных отрезных кругов на металлической основе.

*Толщина покрытий* определялась на металлографическом шлифе поперечного сечения образца с покрытием (прямой срез) на оптическом конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS 5000.

*Заливка образцов* проводилась холодным методом с помощью системы вакуумной импрегнации CitoVac фирмы Struers.

*Шлифование и полирование* образцов проводилось с помощью автоматизированного шлифовально-полировального станка LaboPol-4 фирмы Struers на кругах с абразивом разных размеров.

*Измерение шероховатости поверхности, объемного износа поверхности, высоты пятен износа и анализ повреждений* осуществлялись на оптическом конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS 5000 (рисунок 2.5).

*Исследования структуры и химического состава* проводились на сканирующем электронном микроскопе EVO-40 Carl Zeiss (рисунок 2.6) с приставкой для энергодисперсионного анализа INCA (Oxford instr.).



Рисунок 2.5 – Оптический конфокальный микроскоп



Рисунок 2.6 – Сканирующий электронный микроскоп

*Микротвердость* поверхности образцов исследовалась на аналоговом микротвердомере ЛОМО ПМТ-3М (рисунок 2.7). Измерение микротвёрдости поверхности проводилось по методу Виккерса по ГОСТ 9450-76 и ГОСТ 2999-75 (Измерение микротвёрдости вдавливанием алмазных наконечников). Измерения микротвердости проводили при нагрузке 50 Н путем вдавливания стандартной 136-градусной алмазной пирамидой с квадратным основанием в течение 20 секунд. Для измерения времени вдавливания наконечника в плоскость образца использовался секундомер.





Рисунок 2.7 – Микротвердомер ПМТ-3М

Для обработки полученных результатов использовался оптический микроскоп, на котором замерялись данные длин диагоналей  $d$  для подсчёта микротвердости по Виккерсу по формуле 2.1 и 2.2:

$$HV = 0.189 * \frac{F}{d^2} , \text{ Па} \quad (2.1)$$

$$HV = 1.854 * \frac{F}{d^2} , \text{ Н} \quad (2.2)$$

где  $F$  – нормальная нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику, Н  
 $d$  – среднее арифметическое длин обеих диагоналей квадратного отпечатка, мм.

Нагрузка  $F$  подбиралась опытным путём так, чтобы высота отпечатка от алмазной пирамидки не превышала толщину осажденного покрытия.

*Фазовый состав* полученных покрытий исследовался на рентгеновском  $\theta$ - $\theta$  дифрактометр Tongda TD-3700 с медным  $\beta$ -фильтрованным излучением.

*Измерение массы образцов* осуществлялось с помощью весов Vibra 220С (Япония) с точностью  $dm = 0,0001$  г.



*Коррозионная стойкость* МДО покрытий исследовалась по ГОСТ 9.302-88 методом капли [115] под действием испытательного раствора соляной кислоты (HCl) и дихромата калия ( $K_2Cr_2O_7$ ). 3-4 капли оранжевого раствора наносили на поверхность покрытия, переход цвета раствора из оранжевого в зеленый говорит об образовании продуктов коррозии. Покрытие считается коррозионностойким, если цвет капли раствора на его поверхности не изменяет свой цвет в течении 50 мин.

*Износостойкость образцов определялась на специальной машине трения 1401* [116], в которой реализована схема возвратно-поступательного движения. Данная установка обеспечивает проведение испытаний на фреттинг-износ со следующими характеристиками: максимальная нормальная нагрузка составляет 200 Н, частота может достигать 100 Гц, амплитуда варьируется от 1,5 до 500 микрометров.

В работе исследование проводили по схеме контакта «шар-плоскость». Рассматривалась обратная пара трения, исследуемое покрытие находится в контакте циклически, а контртело – постоянно. При этом не рассматривался износ контртела, но учитывается, что оно обладает высокой твердостью и химически инертно, т.е. не вступает в физико-химическое взаимодействие с исследуемым материалом и покрытием. Режимы трения и материал контртела подбирались исходя из целей эксперимента.

Машина трения (рисунок 2.8) состоит из электромагнитного вибратора 1, который обеспечивает возвратно-поступательные перемещения одного из образцов, и системы нагружения. Система нагружения представляет собой рычаг 4, уравновешенный балансом 5, который передаёт нормальную нагрузку 6 в место контакта. Нормальная нагрузка регулируется с помощью грузов различной массы в зависимости от условий эксперимента. Параметры испытания регистрируются с помощью следующих основных элементов: контроллера управления параметрами с программным обеспечением [117, 118], лазерного датчика с контроллером, пьезоэлектрического датчика силы и контроллера сигнала, а также усилителя синусоидального сигнала.

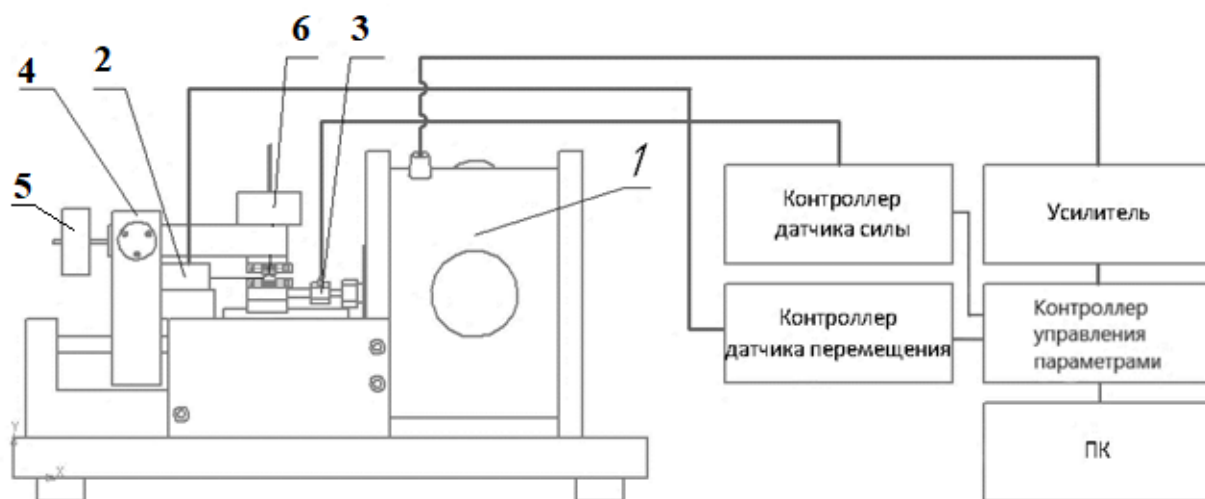


Рисунок 2.8 – Машина трения 1401: 1 – электромагнитный вибратор; 2 – пьезоэлектрический датчик силы; 3 – лазерный датчик перемещения; 4 – уравновешенный балансом рычаг; 5 – место контакта

Перед проведением эксперимента все образцы были обезжирены с помощью этилового спирта. После завершения эксперимента на оптическом конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS 5000 был проведён анализ и визуальное исследование пятен износа и повреждений образцов.

## 2.5 Планирование многофакторного эксперимента и статистическая обработка полученных результатов

С помощью математических методов планирования экспериментов можно значительно сократить объем экспериментальных работ, повысить эффективность инженерных разработок и улучшить качество получаемых результатов.

В работе для проведения численного моделирования был применён метод планирования полного факторного эксперимента, известный также как метод «крутого восхождения» [119]. Этот метод позволяет эффективно исследовать зависимости между различными факторами и их влиянием на исследуемый процесс. При этом изучали влияние условий трения (нагрузка и амплитуда) и технологических параметров осаждения покрытий (время

осаждения) на величину износа химических NiP покрытий с целью выявления определяющих факторов, влияющих на износостойкость этих покрытий.

В качестве независимых переменных были выбраны: давление  $P$  на контакте, время осаждения покрытий  $\tau$ , амплитуда  $A$  сдвига. В качестве зависимой переменной рассматривали объемный износ NiP покрытий в  $\text{мкм}^3$ . Каждый из факторов варьировали на двух уровнях.

Для получения возможно более полной информации об изучаемых зависимостях воспользовались полным факторным экспериментом, где  $N$  – это количество опытов, которое определяется по числу факторов  $k$ :

$$N = 2^k = 2^3 = 8 \quad (2.3)$$

После проведения эксперимента математическая модель примет вид:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + \dots + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + \dots + b_{123}x_1x_2x_3 \quad (2.4)$$

где  $b_i$  – коэффициенты регрессии.

Для определения коэффициентов модели с использованием выбранной функции отклика необходимо сформировать расширенную матрицу, включающую данные о планировании экспериментов и полученные результаты.

### **ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ И АНАЛИЗ РАБОТЫ НИКЕЛЬ- ФОСФОРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛЯХ ДЛА И ЭУ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС**

Из приведенного выше литературного обзора видно, что структура синтезированных сплавов системы AlSi10Mg имеет существенное отличие от литейных и представляет собой ячеисто-дендритную структуру с непрерывными цепочками фазы кремния вдоль границ ячеек, утолщающимися при увеличении содержания кремния. Это обстоятельство может оказывать значительное влияние на постобработку деталей ДЛА и ЭУ, а также на процессы нанесения покрытий.

#### **3.1 Постобработка поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных СЛС, химическим способом**

Металлографическая структура исходной поверхности образцов, полученных методом СЛС, представлена на рисунке 3.1. Образцы светлого цвета с характерным матовым металлическим блеском имеют неровную поверхность, обусловленную процессом СЛС из порошка разных фракций.

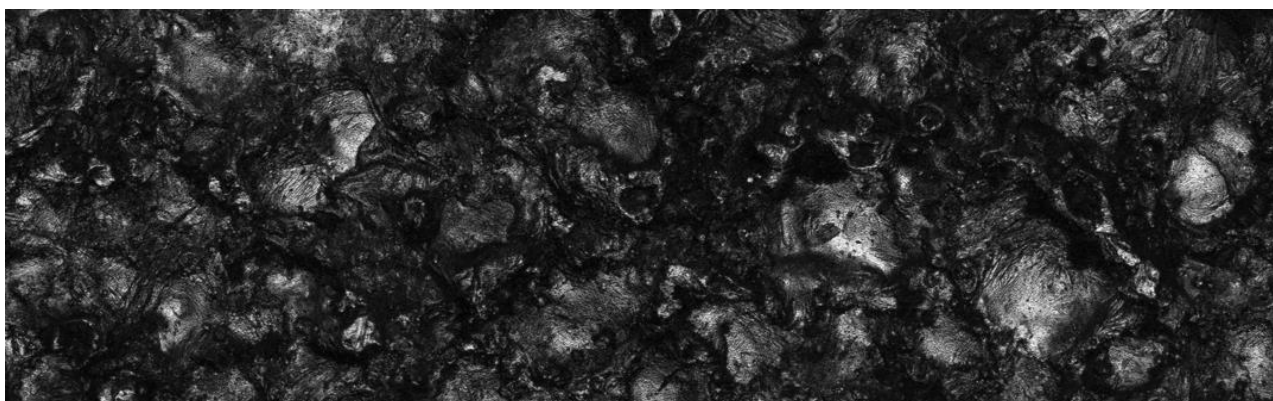


Рисунок 3.1 – Металлографическая структура образцов ( $\times 20$ )

На поверхности образцов четко просматриваются отдельные спеченные гранулы порошка, при увеличении  $\times 20$  видны поверхностные дефекты

структуры: поры, включения частиц порошка более мелкой фракции. Шероховатость образцов после изготовления методом СЛС составляет  $Ra \sim 16$  мкм. Химический состав образцов был исследован по трем измерениям на трех образцах, полученные усредненные значения представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Химический состав образцов

№ измерения	Химический элемент, %, (мас.)		
	Al	Si	Mg
1.	89,3	10,32	0,38
2.	88,05	11,74	0,21
3.	89,71	10,02	0,27

Как видно из таблицы 3.1 все полученные значения укладываются в заявленный производителем порошка химический состав. Посторонних включений других металлов химическим анализом не обнаружено. Постобработка химическим методом, а именно травление образцов, будет заключаться в очистке синтезированной поверхности от слабо держащихся частиц алюминиевого порошка.

Для травления алюминиевых сплавов широко применяется щелочной раствор едкого натра NaOH (каустическая сода), являющийся самой распространенной щелочью. Щелочное травление образцов выполняли в водном растворе 10 % едкого натрия NaOH при температуре 60 °С в течении 1, 3 и 5 минут [120]. С началом процесса травления на поверхности образцов проходила бурная реакция с выделением пузырьков газа из раствора. В результате травления образцов из алюминиевого сплава в водном растворе едкого натра образуется алюминат натрия и выделяется водород по реакции:

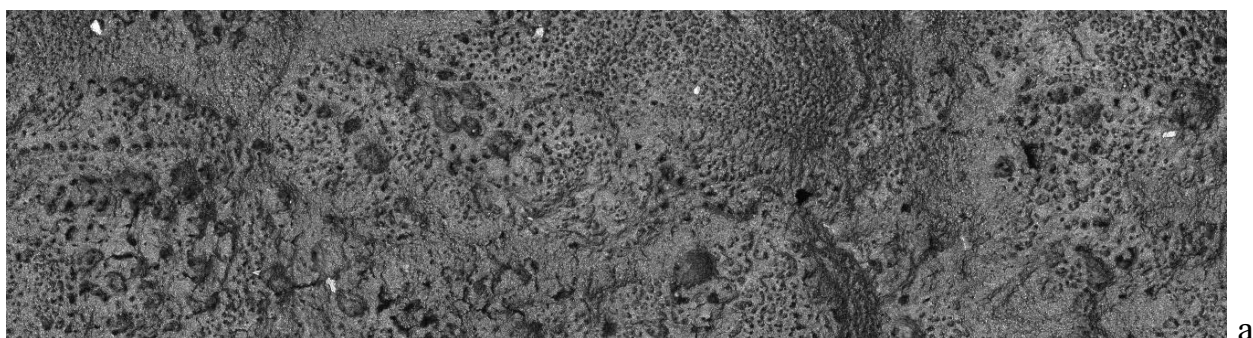


После щелочного травления образцы подвергались дальнейшей обработке с целью удаления дефектов, образующихся после травления. Дальнейшая обработка включала 2 этапа: осветление и направленное матирование, режимы которых представлены в таблице 3.2.

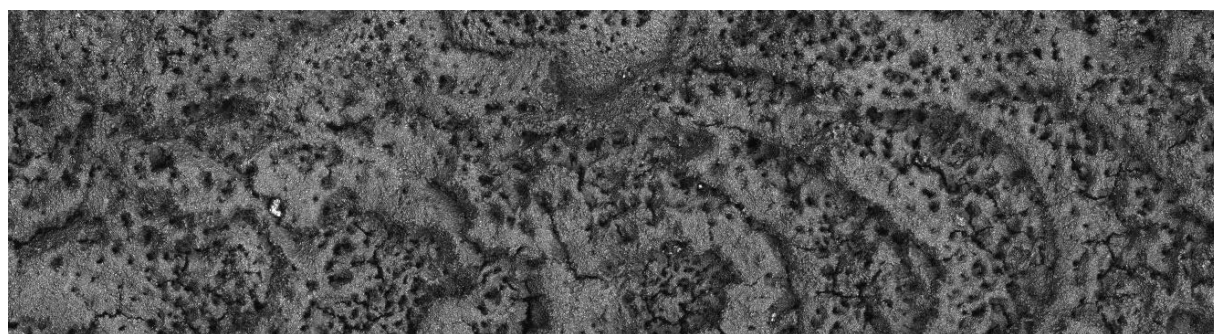
После травления на поверхности образцов наблюдался темный налет из нерастворимых в едком натре составляющих алюминиевого сплава (марганец, железо и т.д.). Микроструктура поверхности образцов, выдержанных при травлении разное время представлена на рисунке 3.2.

Таблица 3.2 – Схема обработки поверхности

№	Наименование	Параметры процесса	Состав раствора
1.	Травление	$T = 60\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 1, 3, 5\text{ мин}$	10 % NaOH
2.	Осветление	$T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 5\text{-}10\text{ сек}$	30 % HNO <sub>3</sub>
3.	Матирование	$T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60\text{ сек}$	200 г/л смеси 56 % NaNO <sub>3</sub> и 44 % NaOH



а



б

Рисунок 3.2 – Металлографическая структура образцов после травления ( $\times 50$ ): (а) 1 мин, (б) 5 мин

Как видно из рисунка 3.2 травление алюминиевых образцов в едком натре при различном времени выдержки приводит к значительным изменениям поверхностного слоя. Во всех случаях на поверхности наблюдаются выкрошенные участки частиц порошка более мелкой фракции. Визуально поверхность приобретает более сглаженный характер по

сравнению с поверхностью после СЛС. При увеличении времени выдержки в щелочном растворе деградация поверхности увеличивается. Между выкрошенными частицами порошка видна разветвленная сеть микротрещин. Также на поверхности алюминиевых образцов при травлении в течении 5 минут отчетливо наблюдается послойный характер выращивания материала. При этом, расстояние между чередующимися полосами совпадает с межтрековым расстоянием согласно заявленным параметрам технологического процесса СЛС. Доля выкрашиваемых частиц порошка более мелкой фракции увеличивается прямо пропорционально времени выдержки, что также подтверждается изменением веса образцов и изменением их шероховатости. Усредненные значения шероховатости и массы образцов (до и после травления) при различном времени выдержки при травлении представлены по трем измерениям в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Экспериментальные данные по изменению веса и шероховатости образцов до и после травления

№ п/п	Время выдержки образца при травлении, мин	Ra, мкм	Масса образца, г		Потеря массы образца, %
			до	после	
1.	0	15,9	-	-	-
2.	1	11,7	0,4085	0,3952	3,26
3.	3	11,2	0,5032	0,4820	4,21
4.	5	10,8	0,7019	0,6588	6,14

Зависимости потери массы образцов при травлении и шероховатости от времени выдержки представлены на рисунках 3.3 и 3.4, соответственно.

Из рисунка 3.3 видно, что после трех минут выдержки потеря массы образцов при дальнейшем выдерживании в растворе едкого натрия приобретает катастрофический характер: потеря массы образца с увеличением времени выдержки после 3 минут изменяется по параболе.

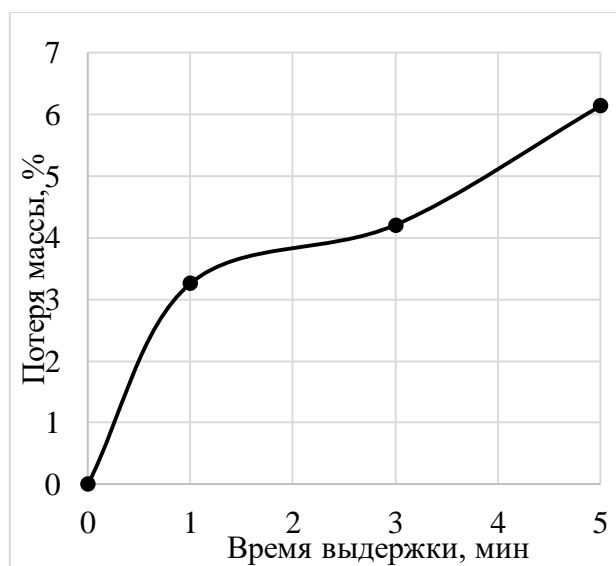


Рисунок 3.3 – Зависимость потери массы образцов от времени выдержки при травлении

Из рисунка 3.4 видно, что основное удаление поверхностного слоя до 25 % происходит при травлении образцов в начальный момент времени. После выдержки образцов в растворе едкого натра при травлении более 1 мин шероховатость снижается незначительно, несмотря на значительное разрушение поверхности.

Таким образом, постобработка, направленная на очистку поверхности от слабо держащихся частиц порошка, и, заключающаяся в травлении алюминиевых образцов в щелочном растворе едкого натра, не должна превышать 1 мин.

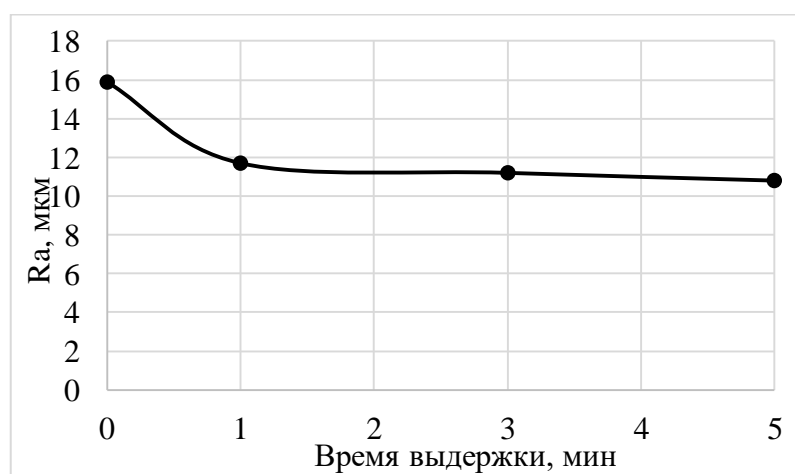


Рисунок 3.4 – Зависимость шероховатости образцов от времени выдержки при травлении



Выше было отмечено, что в процессе травления на поверхности образцов наблюдался темный налет из нерастворимых в едком натре составляющих алюминиевого сплава. Удаление этого налета, а именно осветление поверхности проводили в 30% растворе азотной кислоты по режиму согласно таблице 3.2. После осветления поверхности алюминиевых сплавов проводили направленное матирование в водном растворе, содержащем 200 г/л смеси, состоящей из 56 мас. % нитрата натрия, 44 мас. % гидроксида натрия с целью создания на поверхности равномерных штрихов.

Микроструктура поверхности образцов представлена на рисунке 3.5. На снимках поверхности видно, что основные изменения на поверхность алюминиевых образцов оказывает процесс травления.

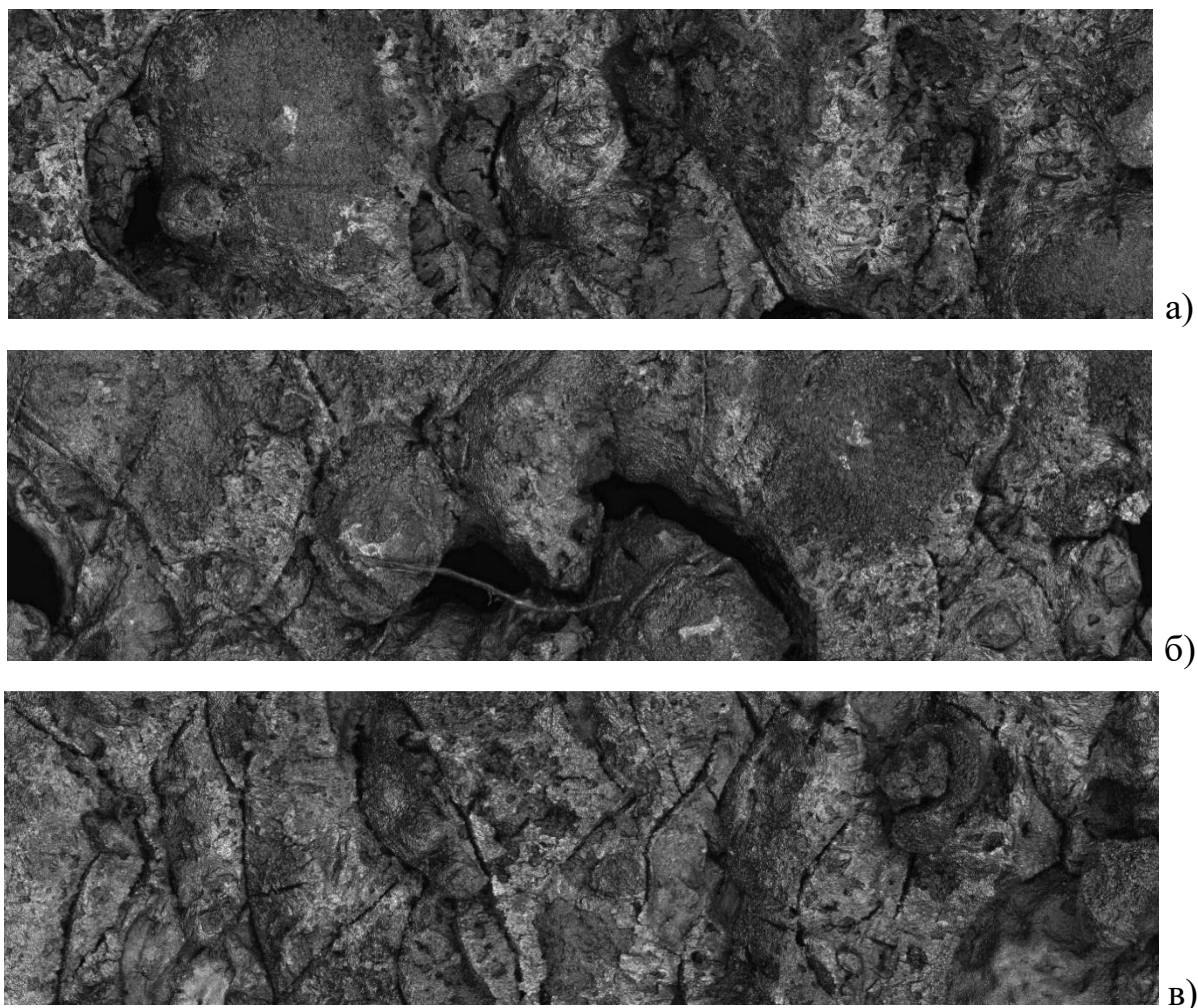


Рисунок 3.5 – Металлографическая структура образцов ( $\times 50$ ): (а) травление 30 сек, (б) осветление, (в) матирование

Визуально после осветления, темный налет с образцов удаляется и образцы приобретают светлый цвет. После матирования на поверхности наблюдаются равномерные штрихи, за счет которых поверхность приобретает матовый оттенок. Значения шероховатости поверхности образцов после осветления и матирования не изменились и сопоставимы с образцами после травления.

Таким образом, разработанная технология постобработки поверхности деталей из сплава AlSi10Mg, полученных методом СЛС, от слабо держащихся частиц порошка, налипших в процессе сплавления на поверхность синтезированных деталей, должна проводиться по следующему режиму: 1) травление деталей в водном растворе 10 % едкого натра при температуре 60 °С в течении 0,5-1 мин, осветление в 30 % растворе азотной кислоты при комнатной температуре в течении 5-10 секунд, матирование в растворе, содержащем 200 г/л смеси из 56 мас. % нитрата натрия и 44 мас. % гидроксида натрия при комнатной температуре в течении 50-60 секунд.

### **3.2 Нанесение химических никель-фосфорных покрытий на наружные поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС**

Нанесение химических никель-фосфорных покрытий на детали, полученные методом СЛС, до настоящего времени не было изучено. Поэтому целью данного этапа работы было изучить принципиальную возможность нанесения химических никель-фосфорных покрытий на детали, полученные методом СЛС, из алюминиевых сплавов. В качестве прототипа была взята технология нанесения химических никель-фосфорных покрытий на литые детали из алюминиевых сплавов.

Традиционная технология химического никелирования деталей из алюминиевых сплавов состоит из предварительной подготовки поверхности и собственно никелирования. Предварительная подготовка поверхности

включает четыре этапа, направленных на обеспечение лучшего сцепления покрытия с основой, и представлена в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Схема подготовки поверхности перед осаждением NiP покрытия

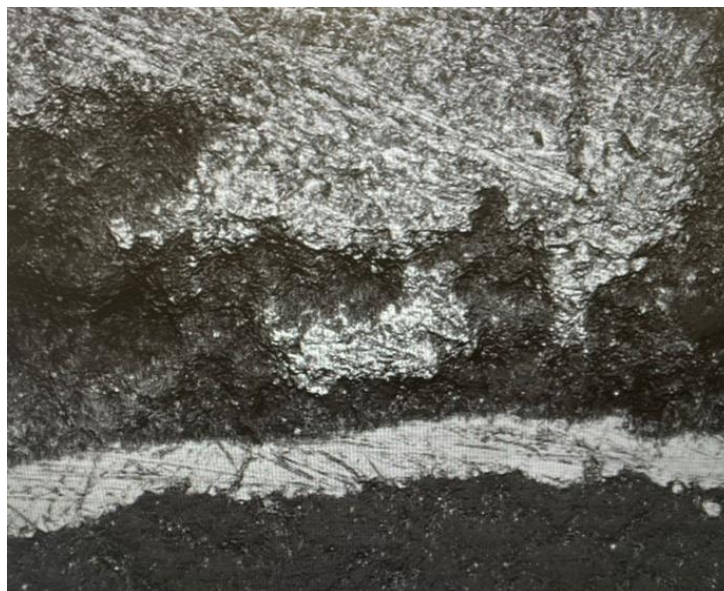
№	Наименование	Параметры процесса		Состав
		T, °C	τ, с	
1.	Травление	60	60	10 %-ный NaOH
2.	Осветление	20	5-10	30 %-ный HNO <sub>3</sub>
3.	Матирование	20	60	200 г/л смеси 56 %-ного NaNO <sub>3</sub> и 44 %-ного NaOH
4.	Активация	20	60	20 г/л H <sub>2</sub> SO

В работе для осаждения никель-фосфорного покрытия химическим методом использовался щелочной электролит, состоящий из: хлористого никеля 46 г/л, гипофосфита натрия 20 г/л, хлористого аммония 50 г/л, лимоннокислого натрия 46 г/л при pH 8,0-9,0. Осаждение покрытия осуществлялось при повышенной температуре электролита, составляющей 78-88 °C. В рамках исследования возможности формирования химических NiP покрытий и определения их максимальной толщины был проведён ряд экспериментов с различной длительностью процесса. Образцы подвергались обработке в течение 60, 75, 90 и 120 минут. Началом реакции служило появление пузырьков газа на поверхности образцов.

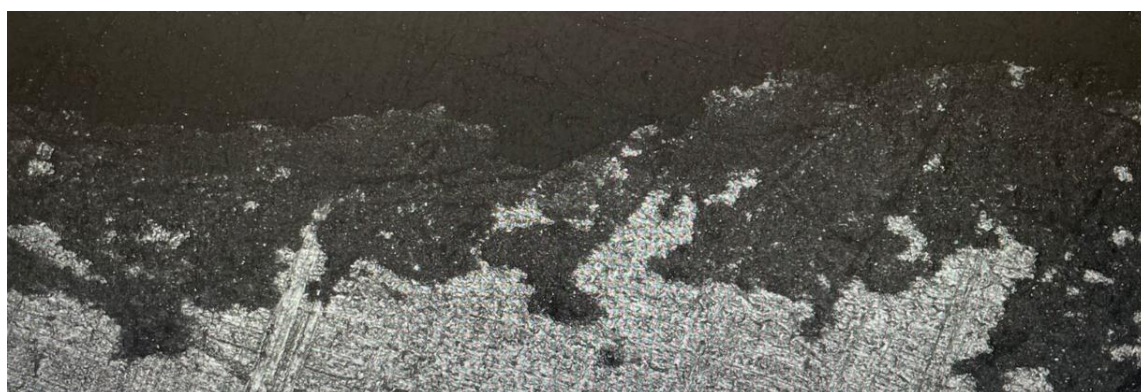
В ходе эксперимента при погружении образцов в раствор для никелирования, было зафиксировано, что спустя минуту после начала процесса наблюдалось интенсивное выделение пузырьков газа по всей поверхности образцов. По истечении 105 минут осаждения происходило изменение раствора: он темнел и становился мутным. При повышении температуры нагрева раствора наблюдалось аналогичное явление: происходило интенсивное образование фосфитов никеля по всему объёму

раствора, что приводило к его последующей непригодности для дальнейшего использования. При этом поверхность покрытий становилась неровной и шероховатой. Покрытия, полученные в результате осаждения в течение 120 минут, демонстрировали низкое качество сцепления с поверхностью образцов и начинали отслаиваться, в связи с чем их дальнейшее исследование не проводилось.

Исследования образцов показали неудовлетворительное качество полученных покрытий (рисунок 3.6). Покрытия неоднородны, имеется множество разрывов при любом времени их осаждения. Данный факт говорит о том, что предварительная подготовка поверхности нуждается в корректировке режимов.



а



б

Рисунок 3.6 – Микроструктура покрытия при осаждении ( $\times 50$ ): а) 60 мин; б)

75 мин

Как было установлено ранее, структура синтезированного сплава AlSi10Mg состоит из ячеек алюминиевого твердого раствора с непрерывными цепочками фазы кремния вдоль границ ячеек. Границы ячеек декорированы выделениями Si, которые утолщаются при увеличении содержания Si >12 % (по массе). Помимо этого, кремний диффундирует и преимущественно осаждается на перекрытиях штриховки. На перекрытиях штриховок наблюдается в 2 раза больше частиц Si, чем в сердцевине штриховок. Кроме того, размер частиц Si в местах перекрытия штриховок больше, чем размер частиц Si, наблюдаемых в других местах того же образца [121]. Литая структура AlSi10Mg сплава представляет собой дендритную микроструктуру с неравномерным распределением фазы кремния в виде чешуек [122]. Таким образом, основное отличие в структуре синтезированного и литого AlSi10Mg сплава заключается в разном содержании, распределении и размерах частиц кремния.

Этап травления направлен на растворение окисной пленки  $Al_2O_3$ , образующейся на поверхности деталей, как литых, так и полученных методом СЛС. При травлении кремний не растворяется и образует порошкообразный налет, также мешающий покрытию. Для устранения этого эффекта после травления выполняется осветление в специальном высоко агрессивном фторидсодержащем растворе. В литом AlSi10Mg сплаве чешуйки кремния тонкие, 5-10 с этапа осветления традиционной технологии химического никелирования достаточно для его растворения. В синтезированном AlSi10Mg сплаве содержание кремния выше, поэтому для его растворения требуется большее время.

Таким образом, время этапа осветления было увеличено до 25-30 с при сохранении остальных параметров предварительной подготовки поверхности, после чего проводили никелирование при времени осаждения химических NiP покрытий 60, 75 и 90 мин. Скорректированные режимы предварительной подготовки поверхности представлены в таблице 3.5.



Таблица 3.5 – Схема подготовки поверхности перед осаждением NiP покрытия

№	Наименование	Параметры процесса		Состав
		T, °C	τ, с	
1.	Травление	60	60	10 %-ный NaOH
2.	Осветление	20	25-30	30 %-ный HNO <sub>3</sub>
3.	Матирование	20	60	200 г/л смеси 56 %-ного NaNO <sub>3</sub> и 44 %-ного NaOH
4.	Активация	20	60	20 г/л H <sub>2</sub> SO

Исследования покрытий, осаждаемых в течение 60, 75 и 90 минут (рисунок 3.7) показали, что полученные химические NiP покрытия однородны, без разрывов и, несмотря на высокую исходную шероховатость образцов, полученных методом СЛС, равномерно осаждались по всей их поверхности (рисунок 3.8, а).

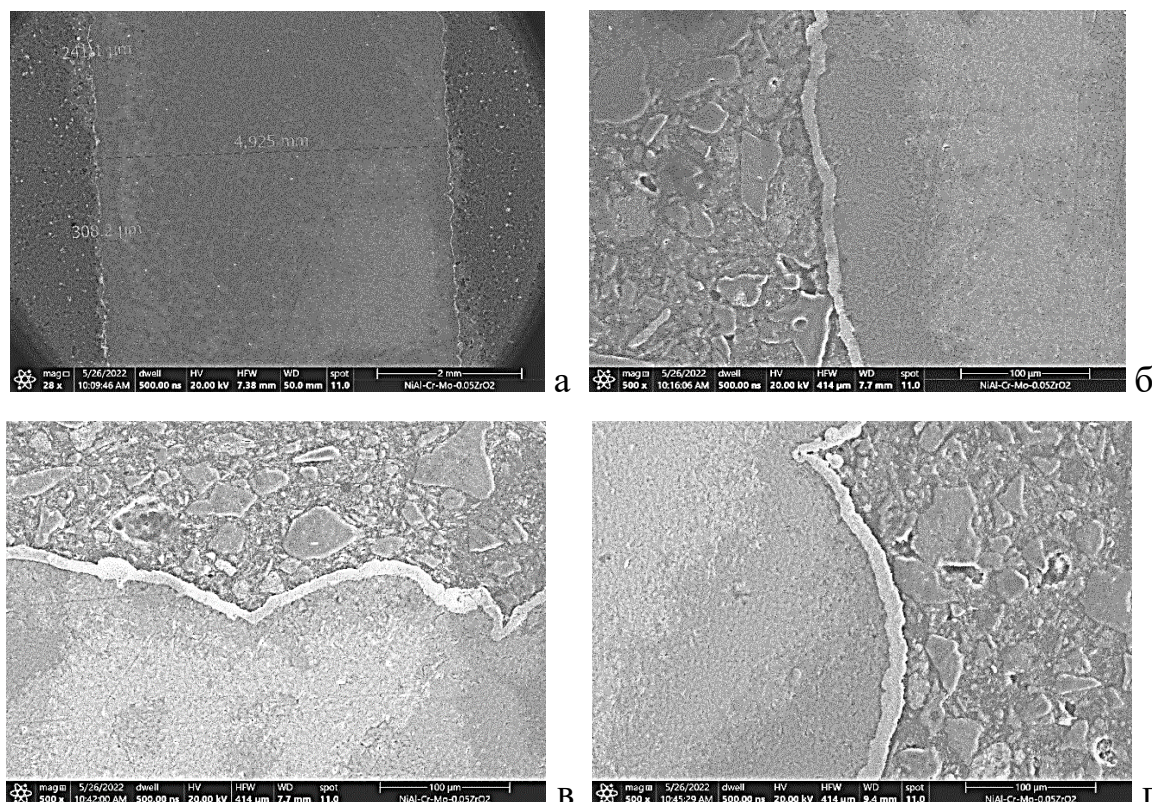


Рисунок 3.7 – Микроструктура поверхности образцов: а) общий вид образца, осаднение покрытий в течение: б) 60 мин; в) 75 мин, г) 90 мин

В результате исследования установлено, что при размере поры на поверхности образца глубиной менее 3 мкм происходит полное заполнение поры покрытием (рисунок 3.8, б). При глубине поры 10 мкм и диаметре 2–3 мкм покрытие закрывает пору снаружи (рисунок 3.8, в), при этом внутри закрытой поры образуется тонкий слой покрытия толщиной около 1–2 мкм [123].

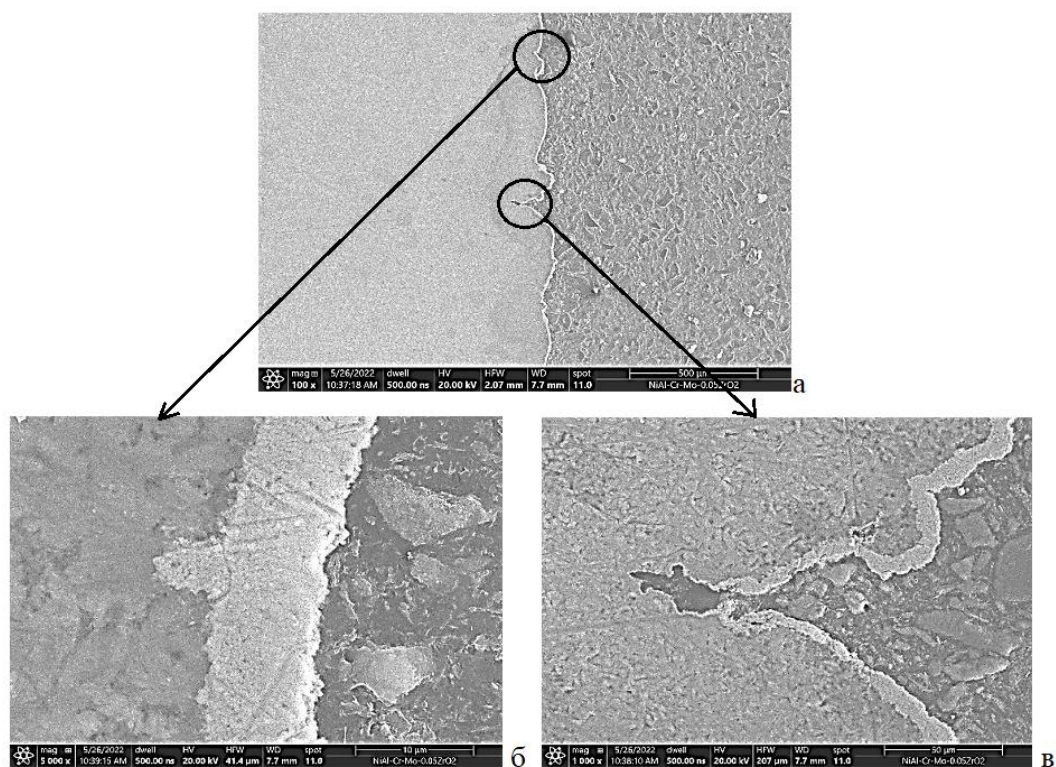


Рисунок 3.8 – Микроструктура поверхности образцов: а) общий вид, б) пора глубиной менее 3 мкм, в) пора глубиной 10 мкм и диаметром 2–3 мкм

Толщина получаемых покрытий представлена на рисунке 3.9 в зависимости от времени осаждения 60, 75 и 90 минут, соответственно. Результаты исследований показывают, что основная толщина никель-фосфорных покрытий образуется в течение первого часа осаждения. Установлено, что полученные покрытия имеют равномерную толщину с отклонением, не превышающим 10 % от среднего значения. Толщина и шероховатость образцов после нанесения химических Ni-P покрытий в зависимости от времени осаждения представлена в таблице 3.6.



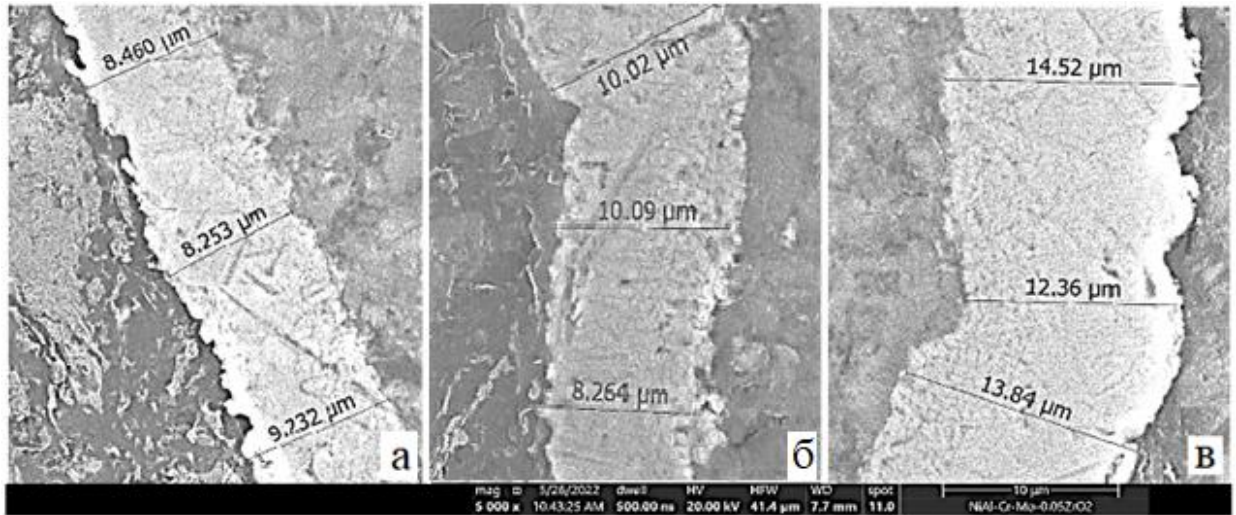


Рисунок 3.9 – Толщина покрытий, осажденных в течение: а) 60 мин; б) 75 мин, в) 90 мин

Таблица 3.6 – Толщина и шероховатость образцов с Ni-P покрытием

Характеристики покрытий	Время осаждения покрытий, мин		
	60	75	90
Ra, мкм	10,57	12,28	11,29
Толщина, мкм	8,89	9,46	13,61

Металлографическая структура химических NiP покрытий представлена на рисунке 3.10. Осажденные покрытия представляют собой материалы светло-серого цвета с эффектом металлического блеска. Они обладают глобулярной структурой. Глобулы с увеличением времени осаждения покрытий увеличиваются в размерах как по отдельности, так и области их роста, что объясняет небольшую разницу в толщине получаемых покрытий. Шероховатость поверхности покрытий составляет в среднем  $Ra \sim 11,38$  мкм и зависит от исходной шероховатости образцов, полученных СЛС.



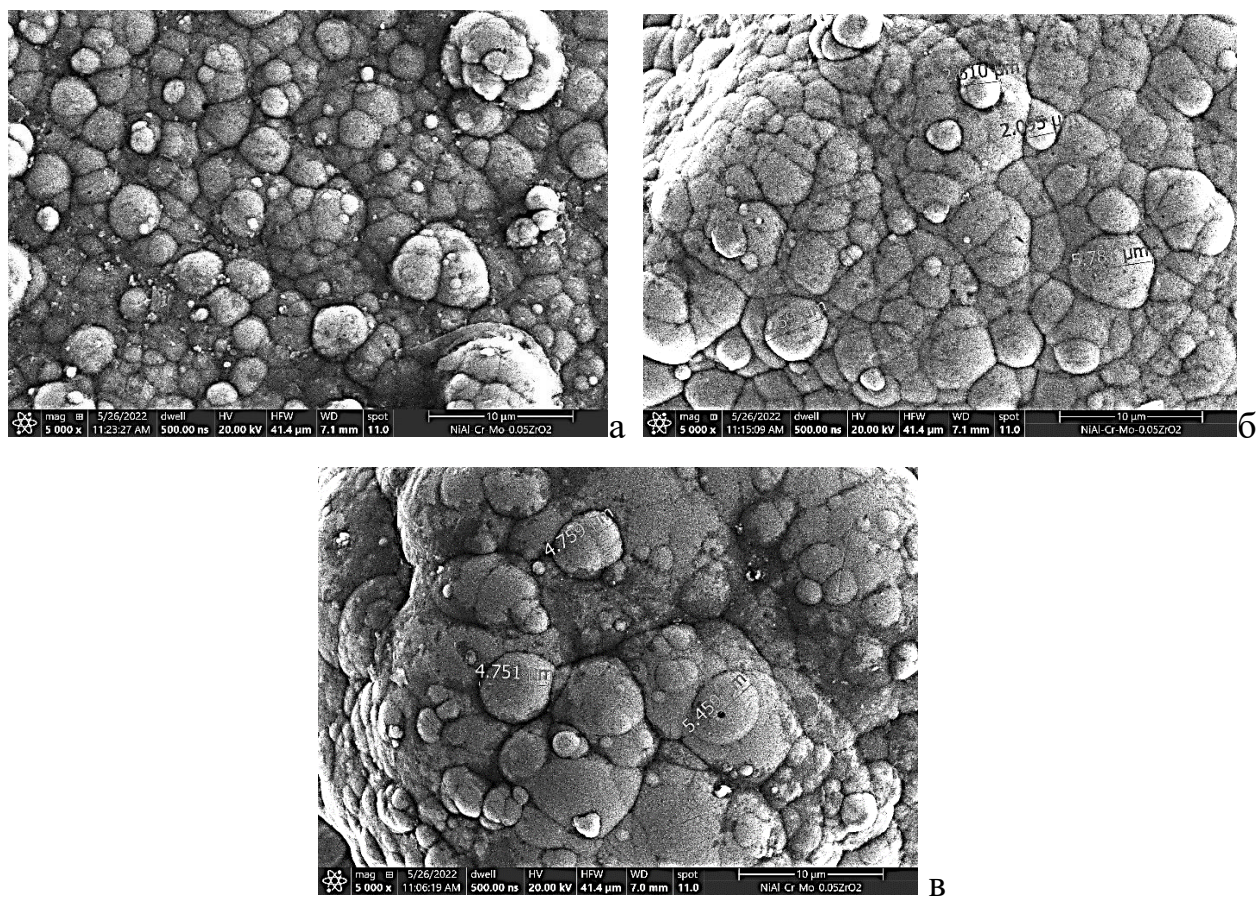


Рисунок 3.10 – Металлографическая структура образцов, осаждение покрытий в течение: а) 60 мин; б) 75 мин, в) 90 мин

В рамках исследования был проведён анализ элементного состава покрытий на поперечном шлифе (рисунок 3.11). Результаты анализа показали равномерное распределение элементов как на поверхности, так и по толщине покрытия.

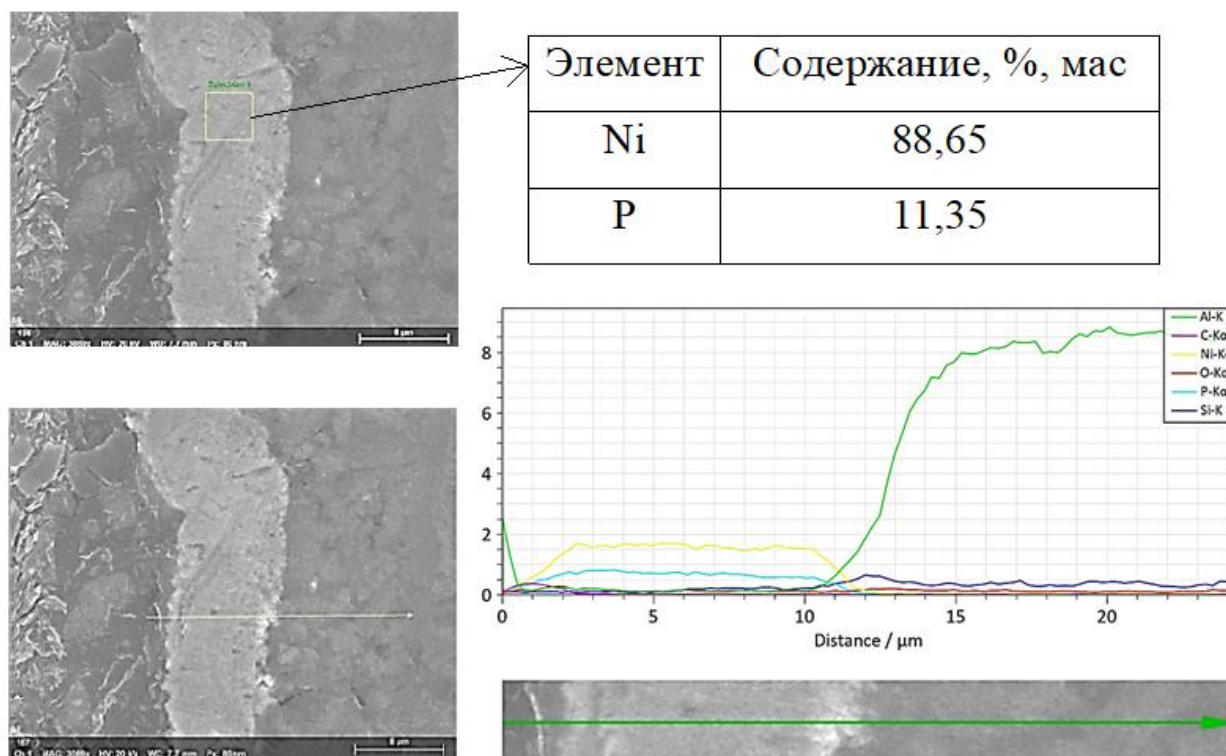


Рисунок 3.11 – Поперечный шлиф покрытия и химический состав покрытий

Таким образом, скорректированные параметры предварительной подготовки поверхности образцов, позволили нанести равномерное однородное, без пор и разрывов, химическое NiP покрытие на наружную поверхность деталей, полученных методом СЛС из сплава AlSi10Mg.

### 3.3 Нанесение химических никель-фосфорных покрытий на внутренние поверхности деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС

Для определения возможности нанесения химических NiP покрытий на внутренние полости деталей, полученных методом СЛС, из алюминиевых сплавов были выбраны образцы размером 10×10×5 мм. Каждый образец имел четыре сквозных канала размерами ~0,5×1,8 мм и глубиной ~10 мм. Общий вид образцов в поперечном сечении и размеры каналов до нанесения покрытий, после травления и после нанесения покрытий представлен на рисунке 3.12.



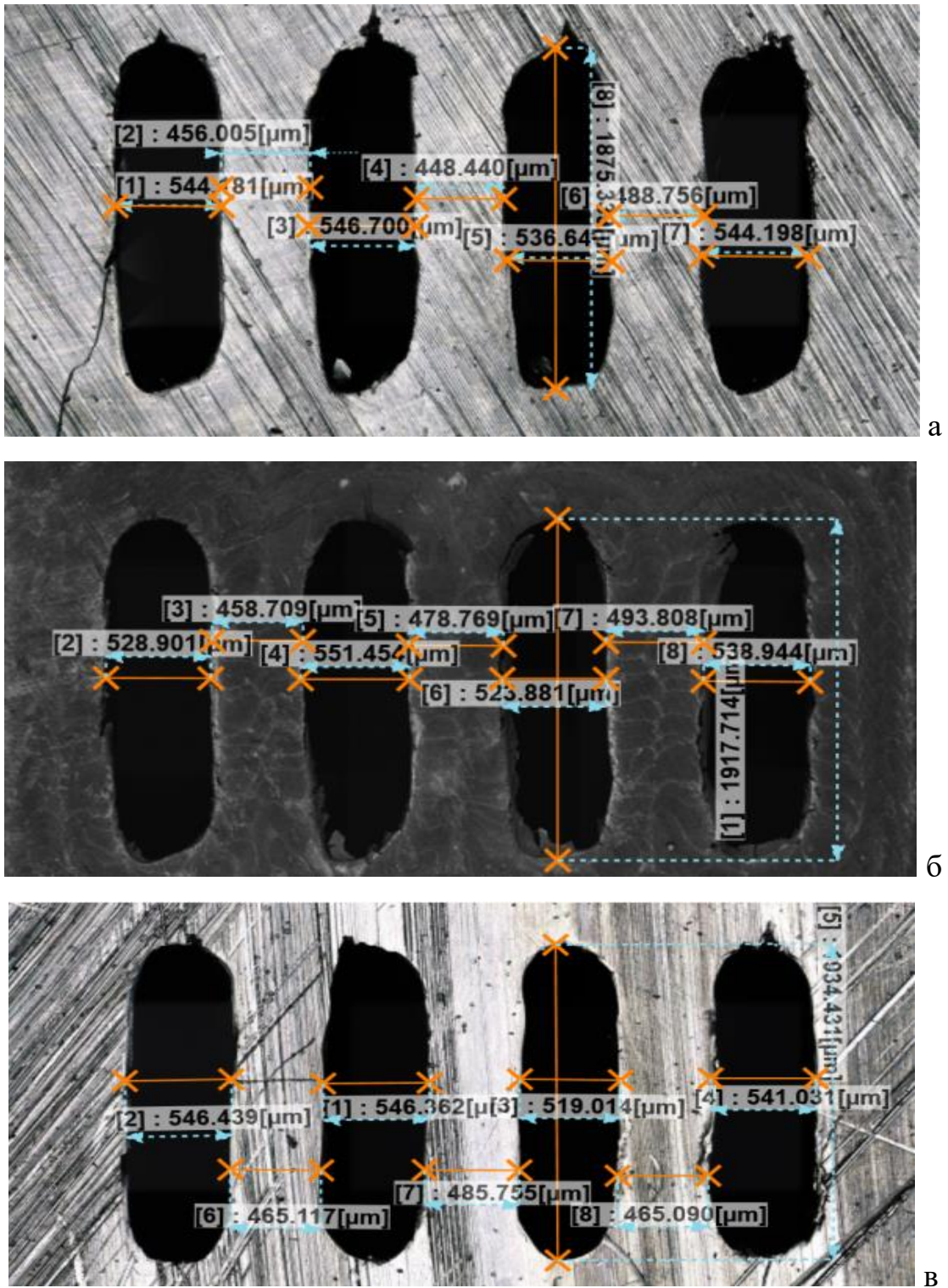


Рисунок 3.12 – Общий вид образца ( $\times 20$ ): а) до нанесения покрытий; б) после травления; в) после нанесения покрытий

Толщина полученных покрытий на наружной поверхности образцов в зависимости от времени осаждения покрытий представлена на рисунке 3.13.

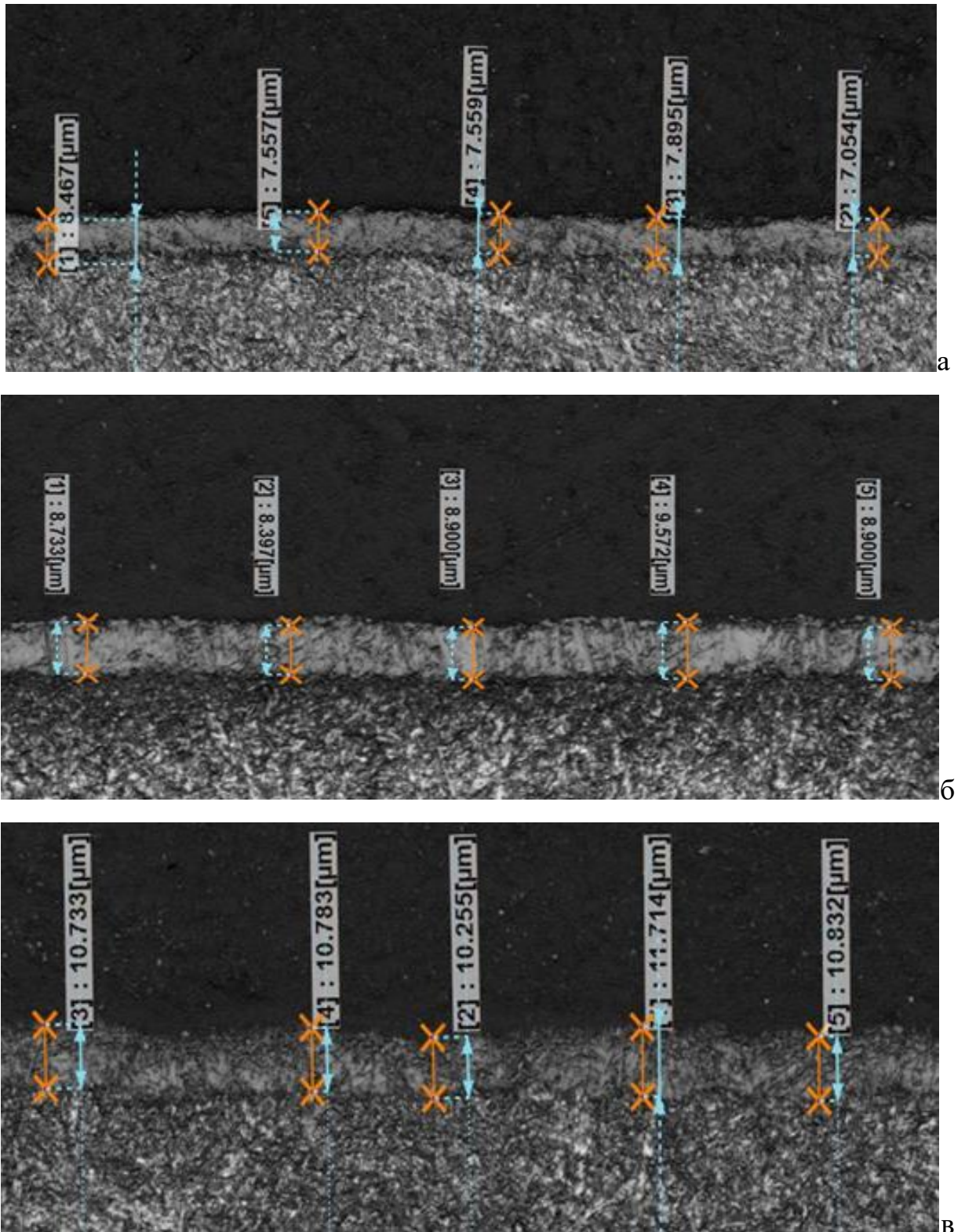


Рисунок 3.13 – Средняя толщина полученных покрытий на наружной поверхности образцов при времени осаждения ( $\times 50$ ): а – 60 мин; б – 75 мин; в – 90 мин

После нанесения покрытий образцы разрезались по внутренним каналам для исследования возможности нанесения покрытий на внутреннюю



поверхность образцов и толщины полученных покрытий. Общий вид покрытий, осажденных внутри каналов представлен на рисунке 3.14.

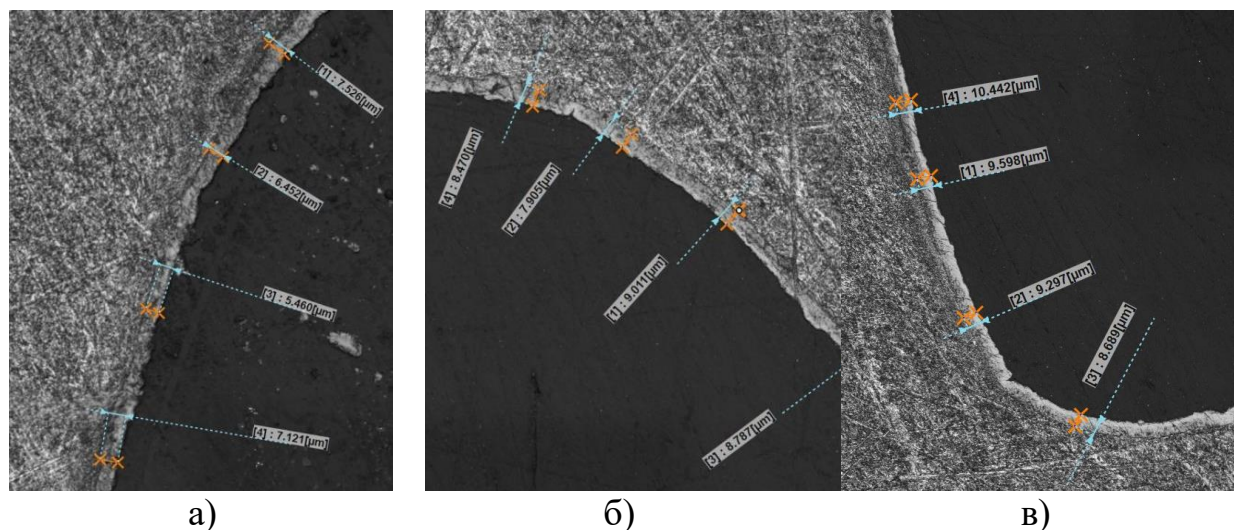


Рисунок 3.14 – Средняя толщина полученных покрытий на внутренней поверхности каналов при времени осаждения ( $\times 50$ ):

а – 60 мин; б – 75 мин; в – 90 мин

Исследования показали, что NiP покрытия были обнаружены на всех внутренних поверхностях каналов при времени осаждения 60, 75 и 90 минут. В таблице 3.7 представлены средняя толщина покрытий на внешней и внутренней поверхностях образцов в зависимости от времени нанесения покрытий.

Таблица 3.7 – Средняя толщина покрытий на образцах

Время осаждения, с	Толщина покрытия на внешней поверхности, мкм	Толщина покрытия на внутренней поверхности, мкм
60	7-9	5-7
75	9-11	7-9
90	11-14	8-10

Таким образом, несмотря на то что толщина покрытия на внутренней части каналов меньше, чем на внешней стороне детали, разница в толщине незначительна. Покрытие, осаждаемое на внутренней стороне узких каналов, однородное и без разрывов, удовлетворительного качества.

### 3.4 Исследование эксплуатационных характеристик никель-фосфорных покрытий

Исследования, проведенные в работе [124], показали, что изнашивание алюминиевых сплавов, полученных методом СЛС, характеризуется отслоением материала в зоне трения и, как следствие, повышенным износом по сравнению с литым материалом. Поэтому контактные поверхности деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевых сплавов, полученных методом СЛС, нуждаются в защите от износа. С этой целью исследовали трибологические свойства при фреттинг-изнашивании химических никель-фосфорных покрытий, нанесенных на детали, полученные методом СЛС.

Для сравнения результатов трибологических испытаний исследование фреттинг-изнашивания проводили также на образцах из AlSi10Mg сплава, полученных методом СЛС, без покрытия. Поверхность трения образца без покрытия представлена на рисунке 3.15.

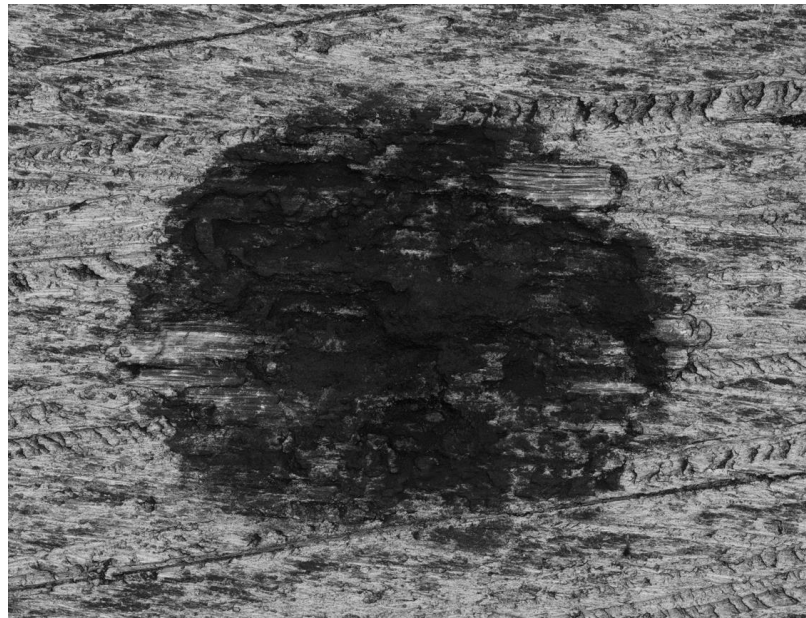


Рисунок 3.15 – Микроструктура поверхности трения AlSi10Mg сплава, полученного СЛС, при фреттинг-изнашивании (без покрытия, нагрузка 3 Н, амплитуда 100 мкм), увеличение  $\times 50$

Из рисунка 3.15 видно, что зона контакта представляет собой овал с нечеткими границами. Зона контакта неоднородна: из-за высокой исходной шероховатости образцов, полученных методом СЛС, в зоне трения наблюдаются неизношенные участки, а также продукты износа – окислы темного цвета.

Микроструктура поверхности трения образцов из AlSi10Mg сплава, полученных методом СЛС, с покрытием после фреттинг-изнашивания по разным режимам представлена на рисунке 3.16.

Изнашивание тонких NiP покрытий на образцах, полученных методом СЛС из сплава AlSi10Mg, имеет типичный для NiP покрытий абразивно-окислительный характер. Механизм изнашивания покрытий примерно одинаков для всех режимов фреттинга. Как показали исследования, на поверхности трения NiP покрытий после фреттинг-изнашивания имеются глубокие борозды и продукты износа в виде оксидов [125]. Из рисунка видно, что зона контакта представляет собой овал с нечеткими границами и скопившимися по краям со всех сторон продуктами износа. Зона контакта неоднородна в виду высокой исходной шероховатости образцов: имеются сглаженные изношенные участки наряду с глубокими впадинами (исходным рельефом исследуемой поверхности), также в центральной части наблюдаются окислы.

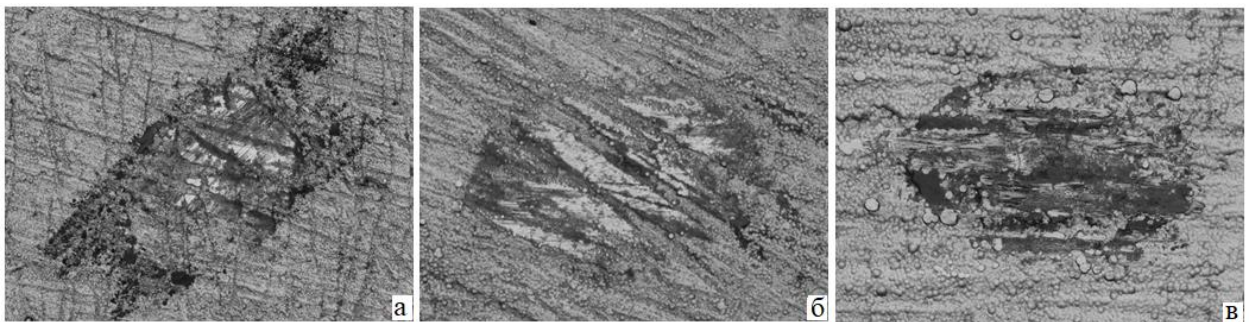


Рисунок 3.16 – Микроструктура поверхности трения покрытий при фреттинг-изнашивании, увеличение  $\times 50$ : а) время осаждения 60 мин, нагрузка 1 Н, амплитуда 200 мкм; б) время осаждения 75 мин, нагрузка 1 Н, амплитуда 200 мкм; в) время осаждения 90 мин, нагрузка 3 Н, амплитуда 100 мкм

Результаты трибологических испытаний представлены в таблице 3.8. Из таблицы видно, что покрытие защищает износ образцов из AlSi10Mg сплава, полученных методом СЛС. Износ образцов без покрытий в сопоставимых условиях трения в 3-4 раза больше, чем у образцов с покрытием.

Таблица 3.8 – Результаты трибологических испытаний

Покрытие/ подложка	Нагрузка, Н	Линейный износ, мкм		Объемный износ, мкм <sup>3</sup>		Коэффициент трения	
		Амплитуда, мкм		Амплитуда, мкм		Амплитуда, мкм	
		100	200	100	200	100	200
AlSi10Mg	1	17,8	33,8	1407781	6055798	0,30	0,30
	2	23,1	36,8	2215405	6320750	0,38	0,38
60 мин	1	0,6	14,7	13547	1727037	0,21	0,25
	2	17,9	28,4	1271835	5754941	0,26	0,28
75 мин	1	2,9	0,7	165370	21043	0,23	0,24
	2	28,5	34,2	1453488	4733836	0,25	0,27
90 мин	1	4,1	1,4	61733	245122	0,22	0,26
	2	1,7	26	120172	6556559	0,28	0,28

Исследования показали, что во всех случаях с увеличением нагрузки износ образцов как с покрытием, так и без покрытия увеличивается. При постоянной нагрузке с увеличением амплитуды глубина изношенного слоя уменьшается, при этом общий объем изношенного материала увеличивается.

На рисунке 3.17 представлены диаграммы коэффициента трения образцов с покрытием и без.

Среднее значение коэффициента трения образцов из AlSi10Mg сплава, полученных методом СЛС, без покрытия составляет 0,3, а с покрытием – 0,28. Коэффициент трения образцов без покрытий (рисунок 3.17, а) имеет ярко выраженный скачкообразный характер, что связано с высокой



шероховатостью и особенностями структуры материала, полученного методом СЛС. Коэффициент трения покрытий (рисунок 3.17, б) имеет более сглаженный характер, что связано с уменьшением общей шероховатости поверхности после нанесения покрытий.

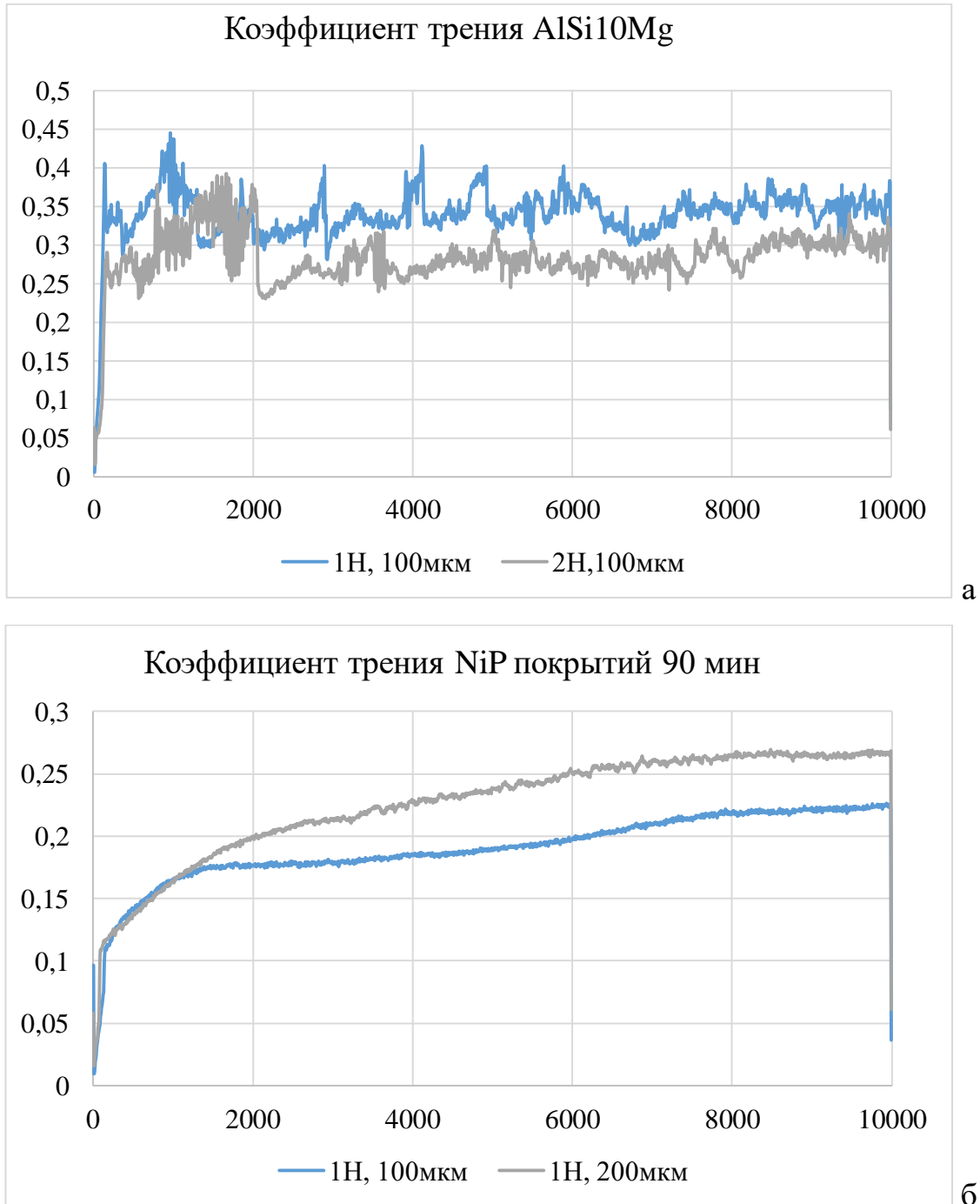


Рисунок 3.17 – Коэффициент трения образцов из AlSi10Mg сплава: а) без покрытия, б) с NiP покрытием

Таким образом, объемный износ образцов с покрытиями в сопоставимых условиях трения в 3-4 раза меньше, чем у образцов без покрытий,

коэффициент трения образцов с покрытиями также меньше, чем у образцов без покрытий. При повышении нагрузки до 2 Н лучшее сопротивление изнашиванию оказывают покрытия с временем осаждения 75 и 90 минут.

### **3.5 Результаты многофакторного планирования экспериментов по изнашиванию покрытий при фреттинг-изнашивании**

Применение математических методов планирования эксперимента значительно повышает эффективность экспериментальных исследований и инженерных разработок [119]. Проведенные экспериментальные исследования показали, что на триботехнические характеристики NiP покрытий, оказывают существенное влияние различные факторы, а также взаимодействие этих факторов. Чтобы оценить значимость влияния этих факторов и их взаимодействий, в работе применяли математические методы планирования экспериментов и регрессионного анализа. Полученные математические модели позволили не только выполнить обобщенный анализ триботехнических характеристик покрытий, но и спрогнозировать решение инженерных задач обеспечения прочности и выбора средств предотвращения разрушения конструкций с учетом установления наиболее вероятных видов механических разрушений в процессе эксплуатации.

Для проведения численного моделирования был использован метод планирования полного факторного эксперимента, известный также как метод «крутого восхождения» [126]. При этом изучали зависимость износа химических NiP покрытий от условий изнашивания (нагрузки и амплитуды сдвига) и технологического параметра осаждения покрытий – времени осаждения. Температура и параметры подготовки поверхности к нанесению покрытий были одинаковыми во всех исследуемых случаях.

В качестве независимых переменных были выбраны: давление  $P$  на контакте ( $X_1$ ), время осаждения покрытий ( $X_2$ ) и амплитуда  $A$  сдвига ( $X_3$ ). В

качестве зависимой переменной – объемный износ NiP покрытий в мкм<sup>3</sup> (y) (таблица 3.8).

Каждый из факторов варьировали на двух уровнях, интервалы варьирования которых представлены в таблице 3.9.

Кодированные значения количественных факторов ( $x_i$ ) связаны с натуральными ( $X_i$ ) соотношениями:

$$x_1 = \frac{X_1 - 1,5}{0,5}; x_2 = \frac{X_2 - 75}{15}; x_3 = \frac{X_3 - 150}{50}. \quad (3.1)$$

Таблица 3.9 – Интервалы варьирования факторов

Факторы	$X_1$ (P, МПа)	$X_2$ (τ, мин)	$X_3$ (A, мкм)
Основной уровень ( $X_i$ )	1,5	75	150
Интервал варьирования ( $\Delta X_i$ )	0,5	15	50
Верхний уровень ( $x_i = 1$ )	2	90	200
Нижний уровень ( $x_i = -1$ )	1	60	100

Полный факторный эксперимент применяли для получения более полной информации об изучаемых зависимостях. Количество опытов определяется в соответствии с математическим выражением (2.3), а математическая модель имеет вид (2.4).

В таблице 3.10 представлена расширенная матрица планирования и результатов экспериментов, необходимая для расчета коэффициентов математической модели (2.4).

Коэффициенты регрессии рассчитывали по формуле:

$$b_i = \frac{\sum_{i=1}^N x_i y_i}{N}, \quad (3.2)$$

где  $i = 0, 1, 2, \dots, 8$ .

Таблица 3.10 – Расширенная матрица плана  $2^4$  и результатов опыта

№ опыта	$x_0$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_1x_2$	$x_1x_3$	$x_2x_3$	$x_1x_2x_3$	$y \times 10^3$
1	+	+	+	+	+	+	+	+	6557
2	+	-	+	+	-	-	+	-	245
3	+	+	-	+	-	+	-	-	5755
4	+	-	-	+	+	-	-	+	1727
5	+	+	+	-	+	-	-	-	120
6	+	-	+	-	-	+	-	+	62
7	+	+	-	-	-	-	+	+	1272
8	+	-	-	-	+	+	+	-	14

В результате произведенных вычислений линейное уравнение регрессии приняло следующий общий вид:

$$y = 1969 + 1457x_1 - 230x_2 + 1602x_3 + 135x_1x_2 + 1128x_1x_3 + 53x_2x_3 + 435x_1x_2x_3 \quad (3.3)$$

В рамках исследования была проведена оценка статистической значимости восьми коэффициентов регрессии, входящих в уравнение (3.3).

Так как в данном исследовании применялась методика равномерного дублирования опытов, дисперсию оценок коэффициентов необходимо рассчитать по формуле:

$$S_{b_i}^2 = \frac{S_y^2}{n \cdot N}, \quad (3.4)$$

где  $n = 3$  – количество повторений каждого опыта;  $S_y^2 = 1698624$  – дисперсия опыта, рассчитанная по известным методикам [126]. Отсюда  $S_{b_i}^2 = 70776$ , а среднеквадратичная ошибка  $S_{b_i} = 266$ .

Далее определяли табличное значение  $t$ -критерия Стьюдента при уровне значимости  $\alpha = 0,05$  и числе степеней свободы  $f_1 = N(n - 1) = 16$ , которое составило  $t_{0,05; 16} = 2,12$  [127]. Тогда доверительный интервал коэффициентов регрессии  $\Delta_{b_i}$  равен:

$$\Delta_{b_i} = t_{\alpha; f_1} \cdot S_{b_i} = 564. \quad (3.5)$$

Коэффициенты, абсолютная величина которых равна доверительному интервалу или больше его  $b_i \geq \Delta_{b_i}$ , признаются статистически значимыми [127]. В данном случае  $b_i \geq 564$ , т.е. это  $b_1, b_3, b_{13}$ .

Так как коэффициенты  $b_2, b_{12}, b_{23}, b_{123}$  являются статистически незначимыми поэтому их исключили из уравнения (3.3), в результате реализации полного факторного эксперимента  $2^4$  уравнение регрессии имеет вид:

$$y = 1969 + 1457x_1 + 1602x_3 + 1128x_1x_3 \quad (3.6)$$

Для оценки адекватности модели в рамках исследования был применён  $F$ -критерий Фишера. С этой целью было использовано уравнение (3.6) для вычисления прогнозируемых значений износа покрытий  $y_{\text{расч}}$ , которые затем были сопоставлены с экспериментальными данными  $y_{\text{эксп}}$ , представленными в таблице 3.11.

Таблица 3.11 – Сопоставление экспериментальных и расчетных данных

№ опыта	$y_{\text{эксп}}$	$y_{\text{расч}}$	$\Delta y$	$\Delta y^2$
1	6557	6156	401	160801
2	245	986	741	549081
3	5755	6156	401	160801
4	1727	986	741	549081
5	120	696	576	331776
6	62	38	24	576
7	1272	696	576	331776
8	14	38	24	576

Поскольку дублирование опытов было равномерным, дисперсию неадекватности определяли по формуле:

$$S_{\text{неад}}^2 = \frac{n \sum_{u=1}^N (y_{u_{\text{расч}}} - \bar{y}_{u_{\text{эксп}}})^2}{f_2}, \quad (3.7)$$

где  $f_2 = N - k'$  – число степеней свободы,  $k'$  – число оставленных коэффициентов уравнения (включая  $b_0$ ). Математическая модель (3.6) включает в себя 4 коэффициента, исходя из чего число степеней свободы  $f_2 = 4$ , а дисперсия неадекватности  $S_{\text{неад}}^2 = 1563351$ .

Расчетное значение  $F$ -критерия Фишера определяли по формуле:

$$F_{f_2; f_1}^{\text{расч}} = \frac{S_{\text{неад}}^2}{S_y^2}. \quad (3.8)$$

$F$ -критерий Фишера показывает, насколько модель предсказывает хуже в сравнении с экспериментом.

Гипотеза об адекватности уравнения считается подтвержденной, если вычисленное значение  $F$ -критерия меньше или равно табличному значению при заданном уровне значимости, т. е.  $F^{\text{расч}} \leq F^{\text{табл}}$ . Расчетное значение  $F$ -критерия Фишера  $F_{4;16}^{\text{расч}} = 0,92$ , при уровне значимости  $\alpha = 0,05$  табличное значение  $F$ -критерия Фишера  $F_{0,05;4;16}^{\text{табл}} = 3,06$ .

Поскольку  $F^{\text{расч}} < F^{\text{табл}}$  гипотеза об адекватности математической модели (3.6) при 5 %-ном уровне значимости не отвергается.

Из уравнения (3.6) видно, что значимое влияние на объемный износ покрытий при фреттинг-изнашивании оказывают давление на контакте, амплитуда сдвига и их совместное влияние. С увеличением давления и амплитуды износ покрытий возрастает. Время осаждения покрытий не оказывает значимого влияния на их износ, что говорит о том, что толщина покрытий достаточна для успешного сопротивления их изнашиванию. Из уравнения (3.6) следует, что давление на контакте, амплитуда сдвига и их совместное действие увеличивает износ NiP покрытий на синтезированных деталях. Таким образом, минимальное фреттинг-изнашивание NiP покрытий можно получить при малых амплитудах сдвига в малонагруженных узлах

трения, изготовленных селективным лазерным сплавлением с никель-фосфорными покрытиями.

В результате планирования эксперимента было установлено, что увеличение давления на контактной поверхности и амплитуды сдвига в процессе трения приводит к возрастанию износа покрытий при заданных условиях трения.

В рамках исследования разработки химических никель-фосфорных покрытий для защиты деталей ДЛА и ЭУ, полученных СЛС, от фреттинг-изнашивания был применён метод полного факторного эксперимента. Что позволило определить степень влияния ключевых факторов процесса трения на износостойкость покрытий. В результате экспериментов было установлено, что амплитуда сдвига и давление в зоне контакта оказывают наиболее значительное отрицательное эффект на износостойкость химических NiP покрытий. С увеличением амплитуды сдвига и давления наблюдается рост величины износа покрытий. Это указывает на необходимость контроля и оптимизации данных факторов для достижения максимальной износостойкости покрытий и, соответственно, продления срока службы деталей.

### Выводы по главе 3

Установлено, что слабодержащиеся (с низкой адгезией) частицы алюминиевого порошка, используемого для изготовления изделий методом СЛС возможно удалить последующим травлением деталей в растворе едкого натра.

Показано, что длительность травления не должна превышать 1 мин в связи с катастрофической деградацией поверхности образцов, выражающейся не только в потере массы образцов, но также появлении развитой системы микротрещин на поверхности.

Технология очистки поверхности должна проводиться в три этапа, включающих травление, осветление и направленное матирование поверхности. Такая обработка приводит к удалению слабо держащихся частиц порошка и снижению шероховатости поверхности образцов на 26,4 %.

Установлено, что на образцах, изготовленных методом СЛС из сплава AlSi10Mg, возможно формирование равномерных никель-фосфорных покрытий методом химического осаждения, несмотря на высокую исходную шероховатость поверхности. Для обеспечения равномерности нанесения NiP покрытия требуется предварительная обработка поверхности, включающая в себя 4 этапа: травление в 10 %-ом растворе NaOH в течении 30-60 секунд при температуре 60 °С, осветление в 30 %-ом растворе HNO<sub>3</sub> в течении 25-30 секунд при комнатной температуре, матирование в растворе, содержащем 200 г/л смеси из 56 %-ного NaNO<sub>3</sub> и 44 %-ного NaOH при комнатной температуре в течении 50-60 секунд, активация поверхности в растворе, содержащем 20 г/л H<sub>2</sub>SO в течении 50-60 секунд при комнатной температуре.

Для нанесения покрытий толщиной около 10 мкм длительность процесса должна составлять 60-75 минут. Образующиеся при этом покрытия характеризуются равномерной толщиной и однородностью.

Показано, что никель-фосфорное покрытие, формирующееся на поверхности деталей, изготовленных методом СЛС из сплава AlSi10Mg,



характеризуется равномерным распределением как по поверхности осаждения, так и по всей толщине без пор и несплошностей.

Установлено, что NiP покрытия успешно осаждаются на внутренние поверхности тонких каналов шириной 5 мм. При этом формирующиеся покрытия однородны без разрывов и также, как и на внешней поверхности образцов, успешно заполняют мелкие поры и другие дефекты поверхностных слоев. Толщина формируемых покрытий на внутренней поверхности каналов несколько меньше, чем на внешней поверхности и зависит от времени осаждения покрытий. При времени осаждения покрытий 60 мин толщина покрытия на внутренней поверхности канала составляет примерно 6 мкм, при времени осаждения покрытий 90 мин толщина покрытия на внутренней поверхности канала – примерно 9 мкм.

Трибологические испытания показали, что износ NiP покрытий имеет абразивно-окислительный характер для всех исследованных случаев. Механизм изнашивания покрытий примерно одинаков для всех режимов фреттинга.

Установлено, что с увеличением нагрузки износ образцов как с покрытием, так и без покрытия увеличивается. При постоянной нагрузке с увеличением амплитуды глубина изношенного слоя уменьшается, при этом общий объем изношенного материала увеличивается. Объемный износ образцов без покрытий в сопоставимых условиях трения в 3-4 раза больше, чем у образцов с покрытием.

Показано, что коэффициент трения образцов без покрытий в среднем равен 0,3 и имеет ярко выраженный скачкообразный характер, что связано с высокой шероховатостью и особенностями структуры образца, полученного методом СЛС. Коэффициент трения покрытий равен примерно 0,28 и имеет более сглаженный характер, что связано с уменьшением общей шероховатости поверхности после нанесения покрытий.

Установлено, что при малых нагрузках 1 Н лучшее сопротивление изнашиванию оказывает покрытие с временем осаждения 60 мин. При

повышении нагрузки до 2 Н лучшее сопротивление изнашиванию оказывают покрытия с временем осаждения 75 и 90 минут.

В рамках исследования разработки химических никель-фосфорных покрытий для защиты деталей ДЛА и ЭУ, полученных СЛС, от фреттинг-изнашивания был применён метод полного факторного эксперимента. Что позволило определить степень влияния ключевых факторов процесса трения на износостойкость покрытий, которыми являются амплитуда сдвига и давление в зоне контакта. С их увеличением наблюдается рост величины износа покрытий. Это указывает на необходимость контроля и оптимизации данных факторов для достижения максимальной износостойкости покрытий и, соответственно, продления срока службы деталей.

## **ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ И АНАЛИЗ РАБОТЫ МДО ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛЯХ ДЛА И ЭУ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС**

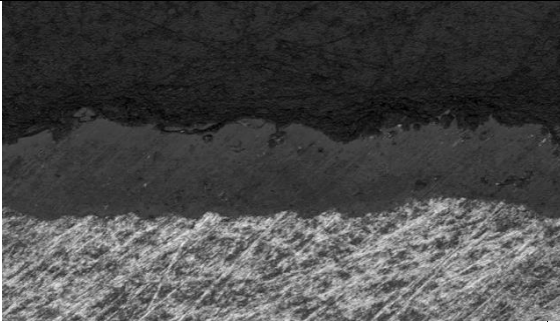
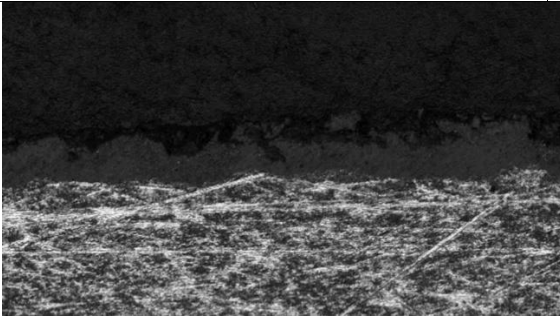
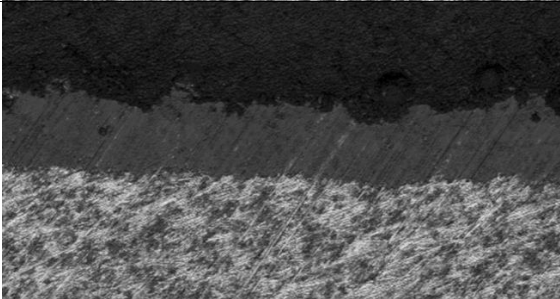
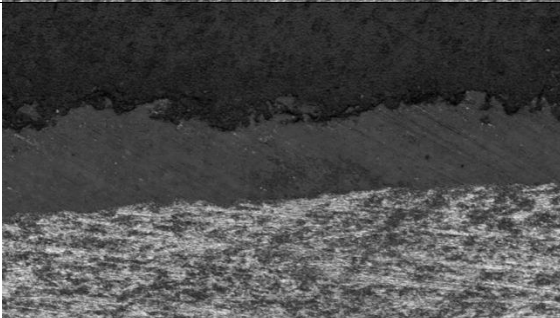
### **4.1 Нанесение МДО покрытий на детали ДЛА и ЭУ, полученные методом СЛС**

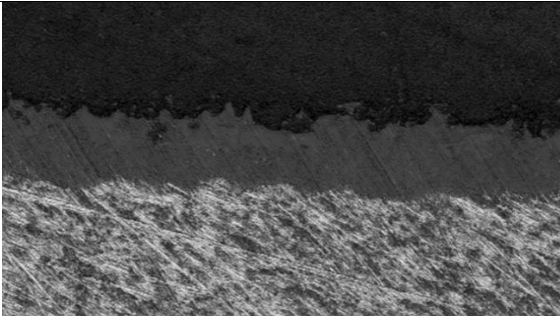
Исследования в области нанесения МДО покрытий на детали, полученные методом СЛС, в настоящее время находятся на начальном этапе. Однако, на литых алюминиевых деталях технология микродугового оксидирования успешно себя зарекомендовала благодаря ряду высоких свойств получаемых покрытий.

Основные параметры процесса МДО, влияющие на качество и свойства покрытий – это состав электролита, структура и состав материала подложки, время оксидирования, электрические параметры процесса (плотность тока, частота, тип тока). Поэтому целью данного этапа работы является определение оптимальных режимных параметров нанесения МДО покрытий на детали, полученные СЛС из алюминиевого сплава, и оценить их влияние на свойства покрытий.

Процесс микродугового оксидирования осуществлялся в силикатно-фосфатном электролите, выбранном согласно исследованиям, проведенным на литых алюминиевых сплавах. Поскольку в литературе имеется большое число составов электролитов для МДО покрытий на алюминиевые сплавы, в данной работе определяли состав электролита, исходя из стабильности процесса, однородности структуры и прочностных свойств получаемых покрытий на синтезированном методом СЛС алюминиевом сплаве при одинаковом времени осаждения 120 минут. Результаты проведенного эксперимента приведены в таблице 4.1, где представлены средние значения микротвердости по трем экспериментам на каждом образце.

Таблица 4.1. Средняя толщина, структура и микротвердость МДО покрытий в электролитах с разными составами

№ п/п	Состав электролита	Средняя толщина покрытия, мкм	Структура ( $\times 20$ )	Микротвердость, $\mu\text{HV}$ , кгс/мм <sup>2</sup>
1	NaOH 5 г/л, жид.ст. 15 г/л, Na <sub>4</sub> P <sub>2</sub> O <sub>7</sub> 15 г/л	125		509
2	NaOH 5 г/л, жид.ст. 5 г/л, Na <sub>4</sub> P <sub>2</sub> O <sub>7</sub> 5 г/л	85		336
3	NaOH 1 г/л, жид.ст. 15 г/л, Na <sub>4</sub> P <sub>2</sub> O <sub>7</sub> 5 г/л	92		536
4	NaOH 3 г/л, жид.ст. 10 г/л, Na <sub>4</sub> P <sub>2</sub> O <sub>7</sub> 10 г/л	130		686

5	NaOH 1 г/л, жид.ст. 5 г/л, Na <sub>4</sub> P <sub>2</sub> O <sub>7</sub> 15 г/л	96		465
---	--	----	--	-----

Проведенные исследования показали, что электролит №2 с наименьшим количеством добавок показал наихудшие характеристики: процесс нанесения покрытий был не стабилен, во время процесса наблюдались скачки тока и напряжения. Структура полученных МДО покрытий была рыхлой и обладала высокой пористостью. Также полученные МДО покрытия имели наименьшую толщину и микротвердость.

Лучшее соотношение микроструктуры и прочностных свойств, получаемых МДО покрытий, а также стабильность процесса нанесения покрытий показал состав №4, содержащий NaOH 3 г/л, жидкое стекло 10 г/л и Na<sub>4</sub>P<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 10 г/л. Микротвердость полученных МДО покрытий в данном электролите составила 686 кгс/мм<sup>2</sup>, толщина 130 мкм.

На основе проведенных исследований для проведения последующих экспериментов был выбран электролит на основе дистиллированной воды с добавлением гидроксида натрия (NaOH) 3 г/л, жидкое стекло (Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub>) 10 г/л и пиррофосфат натрия (Na<sub>4</sub>P<sub>2</sub>O<sub>7</sub>) 10 г/л.

#### **4.2 Исследование влияния времени оксидирования на структуру МДО покрытий**

После определения оптимального состава электролита для нанесения МДО покрытий на детали из сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛС, исследовали влияние времени оксидирования на структуру МДО покрытий. Время оксидирования образцов, как показано в таблице 4.2, варьировалось от 50 до 350 мин.

Таблица 4.2 – Время оксидирования образцов

№ эксперимента	1	2	3	4	5
Время оксидирования, мин	50	120	150	190	350

Первый эксперимент проводился для построения вольт-временной характеристики, показанной на рисунке 4.1, с целью выявления максимального времени процесса до момента начала разрушения покрытия, равного – 350 минут.

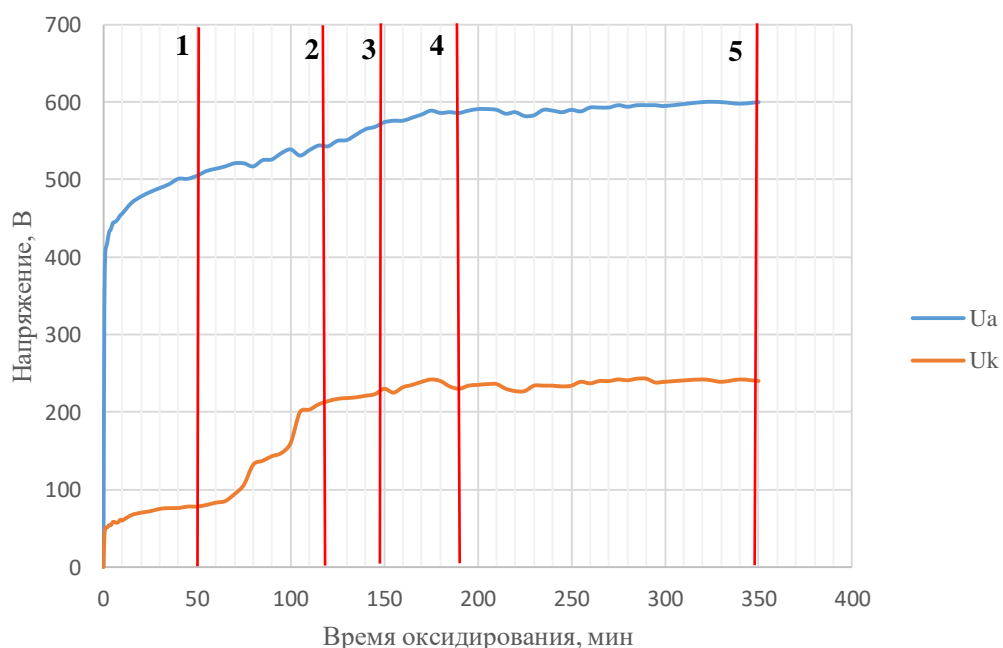


Рисунок 4.1 – Вольт-временная характеристика процесса МДО

Из рисунка 4.1 видно, что анодное напряжение с величины 450 В плавно нарастает в течении времени оксидирования примерно 180-200 минут до 590-600 В и после этого практически не изменяет свою величину. Катодное напряжение нарастало двумя скачками: при времени оксидирования 70 минут до величины 80 В и 100 минут до величины 100 В, при времени 180-200 минут достигло величины 220 В и до конца процесса (350 минут) не изменялось.

По результатам проведенного эксперимента осуществлялся выбор промежуточных временных интервалов с целью оценки кинетики роста покрытия. Интервалы времени для осаждения покрытия выбирались исходя из

характера изменения построенной кривой катодного напряжения на рисунке 4.1. Таким образом, были получены покрытия при 50, 120, 150, 190 минутах оксидирования.

В рамках исследования процесса микродугового оксидирования были проведены измерения катодного напряжения и толщины покрытия в зависимости от времени оксидирования. В результате серии экспериментов была установлена практически линейная корреляция между величиной катодного напряжения и толщиной формируемого покрытия (рисунок 4.2). На графике, иллюстрирующем изменение толщины покрытия в зависимости от времени процесса оксидирования, выделяются две точки перегиба: одна при 50 минутах, другая при 120 минутах осаждения.

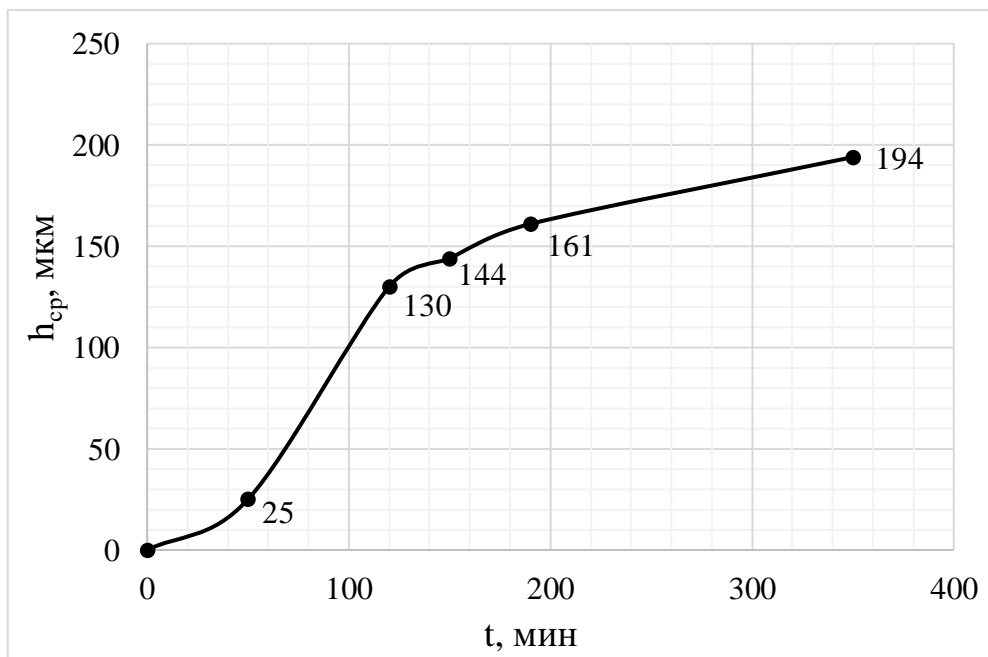


Рисунок 4.2 – Изменение толщины покрытия в зависимости от времени оксидирования

В интервале времени от 0 до 50 минут происходило постепенное увеличение катодного напряжения до значения 90 В (рисунок 4.1). Параллельно с этим наблюдался плавный рост средней толщины покрытия до ~25 мкм (рисунок 4.2). Скорость образования МДО покрытия составляла 0,5 мкм/мин.

В ходе процесса через 50 минут был зафиксирован резкий скачкообразный рост катодного напряжения на 130 В за промежуток времени в 60 минут. Это привело к заметному увеличению средней толщины покрытия до 130 мкм. В результате чего скорость роста покрытия увеличилась в два раза до 1,08 мкм/мин [128].

В интервале времени от 120 до 350 минут наблюдалось незначительное увеличение величины катодного напряжения на 30 В. Параллельно с этим происходило увеличение толщины покрытия до 194 мкм. Стоит отметить, что скорость формирования МДО покрытия существенно снизилась и составила примерно 0,55 мкм/мин.

На графике (рисунок 4.3) показано, как меняется шероховатость поверхности с течением времени в процессе оксидирования. Изначально шероховатость поверхности образцов после селективного лазерного сплавления составляет  $R_a=11$  мкм. Через 50 минут оксидирования шероховатость снижается до 10 мкм благодаря выравниванию поверхности за счёт перекрытия поверхностных кратеров образующимся покрытием. Затем шероховатость покрытия начинает расти прямо пропорционально увеличению его толщины.

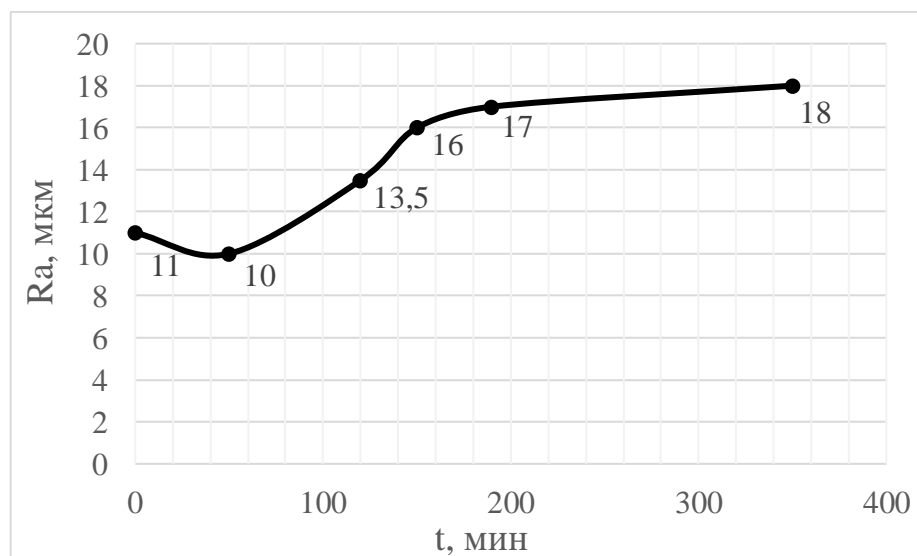


Рисунок 4.3 – Изменение шероховатости поверхности покрытия в зависимости от времени оксидирования



На рисунке 4.4 показано, как изменяется морфология поверхностного слоя покрытия в зависимости от продолжительности процесса оксидирования. Отмечается формирование типичной структуры покрытия, сформированного микродуговым оксидированием, характеризующейся наличием открытых пор и каверн на поверхности. С увеличением времени оксидирования происходит рост размера и количества открытых пор на поверхности и в структуре покрытия.



Рисунок 4.4 – Структура поверхностного слоя МДО покрытия на сплаве AlSi10Mg, полученного методом СЛС ( $\times 20$ )

На микрофотографиях поперечных шлифов покрытий (рисунок 4.5), полученных методом микродугового оксидирования на разных временных режимах оксидирования, прослеживается их слоистая структура покрытий с наличием пор. Подобные характеристики типичны для покрытий, полученных методом микродугового оксидирования.

На первом образце, оксидированном при 50 минутах слои покрытия слабо выражены. На втором образце после оксидирования в течение 120 минут наблюдается формирование плотного слоя покрытия, прилегающего к металлу-подложке. Структура этого слоя однородна и практически не имеет пор. Толщина слоя составляет примерно 40–50 микрон. Основная часть пор сосредоточена во внешнем технологическом слое, который также называется «шубой», что является неизбежным результатом микродугового оксидирования.

В ходе эксперимента было установлено, что уже при 150 минут оксидирования происходит изменение структуры плотного рабочего слоя,

прилегающего к подложке. Он трансформируется в пористый слой, который содержит значительное количество закрытых пор. С увеличением времени оксидирования возрастает пористость по всей толщине покрытия. При оксидировании в течение 350 минут в покрытии появляются трещины, что в конечном итоге приводит к его разрушению.

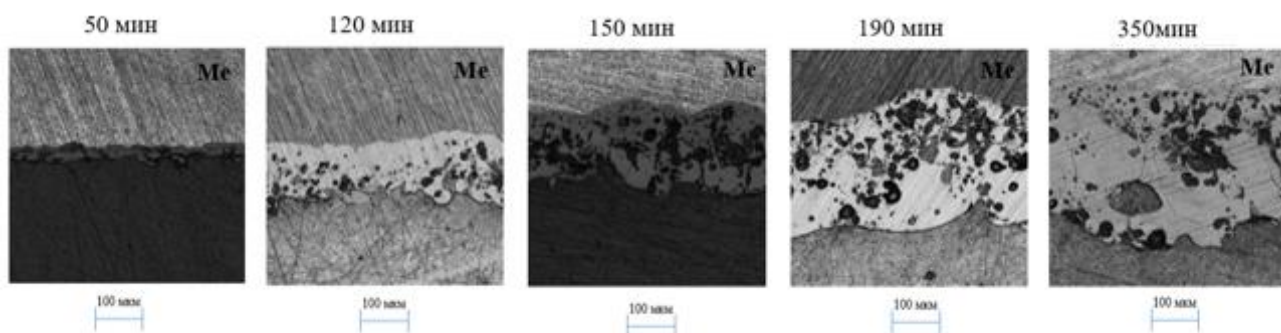


Рисунок 4.5 – Структура МДО покрытия на сплаве AlSi10Mg, полученного методом СЛС ( $\times 20$ )

В результате анализа структуры оксидного покрытия установлено, что для сплава AlSi10Mg, изготовленного методом селективного лазерного сплавления, наиболее оптимальным временем процесса микродугового оксидирования в подобранном электролите является 120 минут.

В результате исследования элементного состава покрытий установлено, что концентрация химических элементов в покрытии не меняется в зависимости от времени оксидирования. При этом наблюдается изменение состава покрытия по его толщине. На рисунках 4.6, 4.7 показано изменение элементного состава покрытия по его толщине при 120-ти минутах оксидирования и структура соответственно.

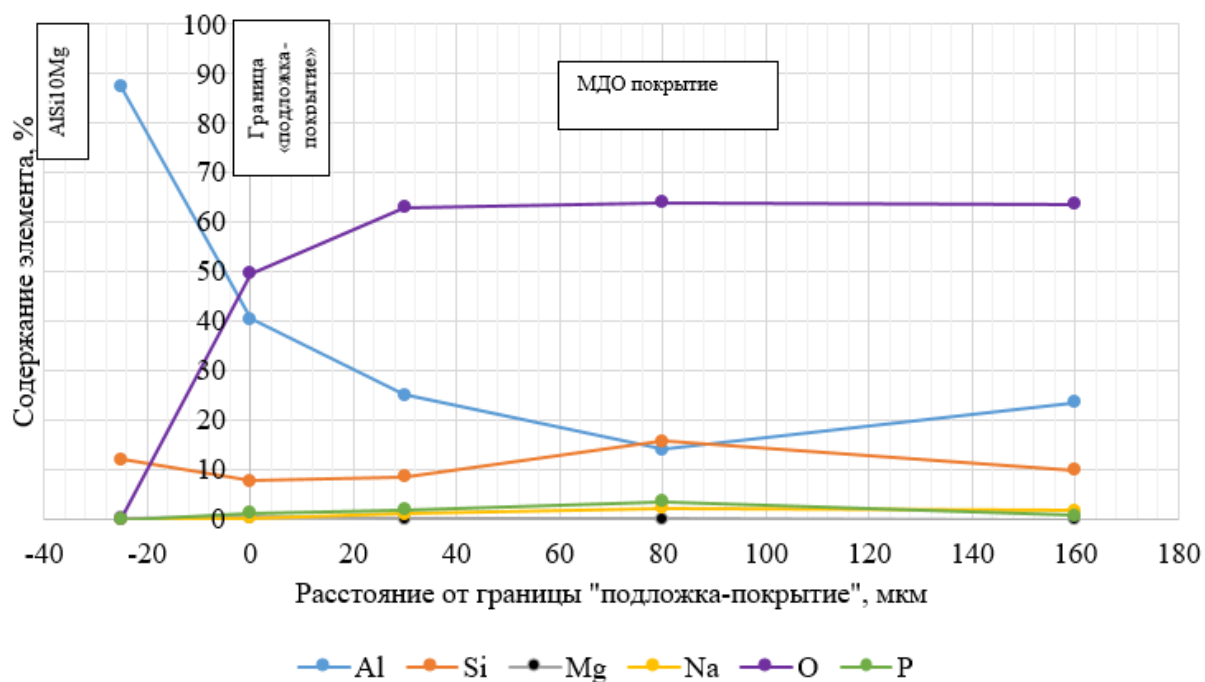


Рисунок 4.6 – Элементный состав МДО покрытия на сплаве AlSi10Mg, полученного методом СЛС, при 120-ти минутах оксидирования

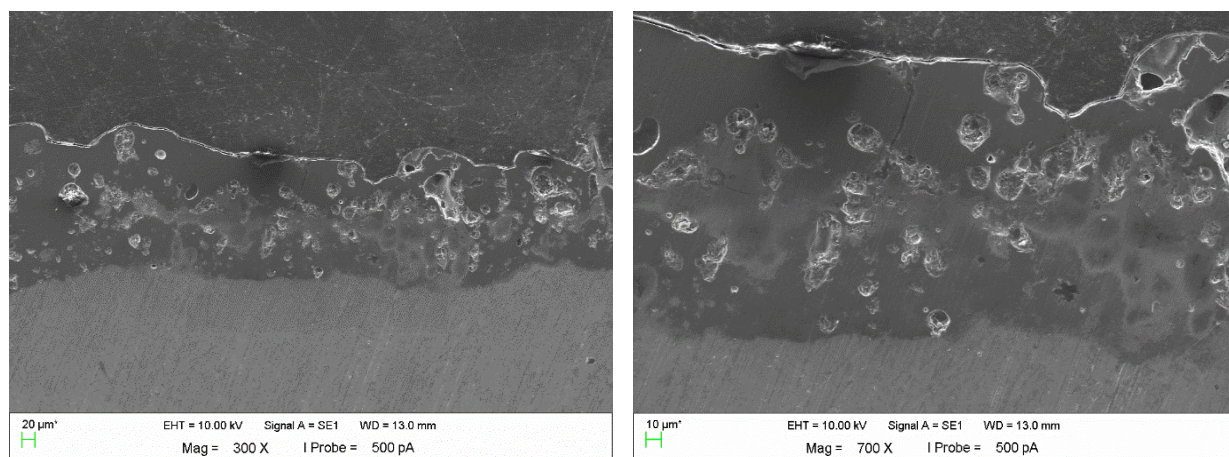


Рисунок 4.7 – Структура МДО покрытия на сплаве AlSi10Mg, полученного методом СЛС, при 120-ти минутах оксидирования

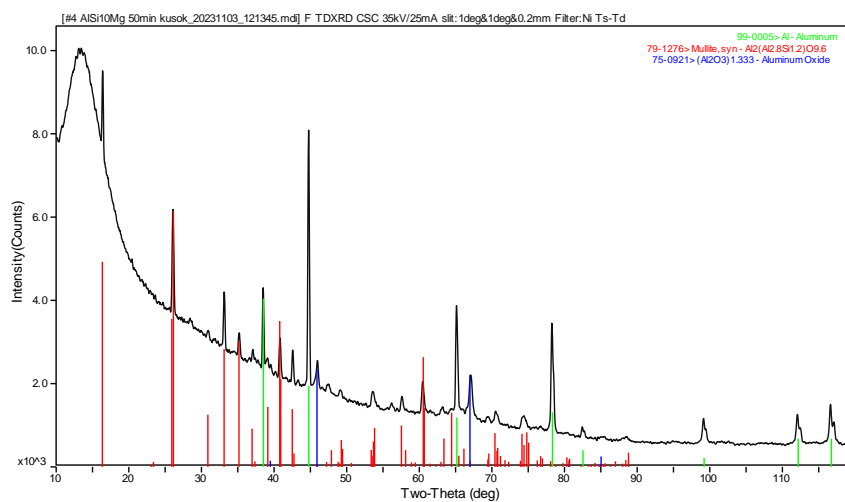
Как установлено ранее, слой покрытия, прилегающий к металлу и имеющий толщину около 30 мкм, характеризуется более однородной структурой, в нём отсутствуют сквозные поры. Кроме того, как видно на графике элементного состава (рисунок 4.7), этот слой покрытия содержит наибольшее количество оксида алюминия и наименьшее количество кремния. Это указывает на то, что данный слой покрытия должен обладать повышенной микротвёрдостью.

В области толщины покрытия свыше 30-40 мкм на всех образцах обнаружено уменьшение содержания доли алюминия на 8-12%. Одновременно с этим увеличивается процент кремниевых соединений, что приводит к формированию как закрытых, так и открытых пор в структуре покрытия. Это явление может быть обусловлено тем, что фазы соединений кремния обладают более высокой твёрдостью, и при высокой энергетике разрядов формируется более пористая структура.

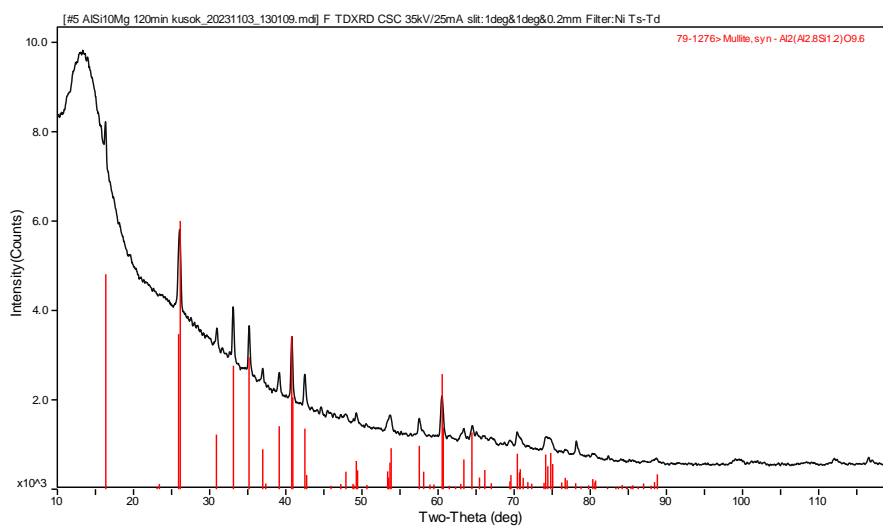
В ходе исследования элементного состава покрытий было подтверждено, что при увеличении времени оксидирования свыше 120 минут количество пор в структуре материала возрастает, а их размер увеличивается.

На рисунке 4.8 (а, б, в) представлены спектры рентгеновской дифракции покрытий. Основная фаза покрытий независимо от времени оксидирования – смешанный оксид (муллит), что с точки зрения коррозионной стойкости указывает на высокие защитные свойства покрытий от коррозии.

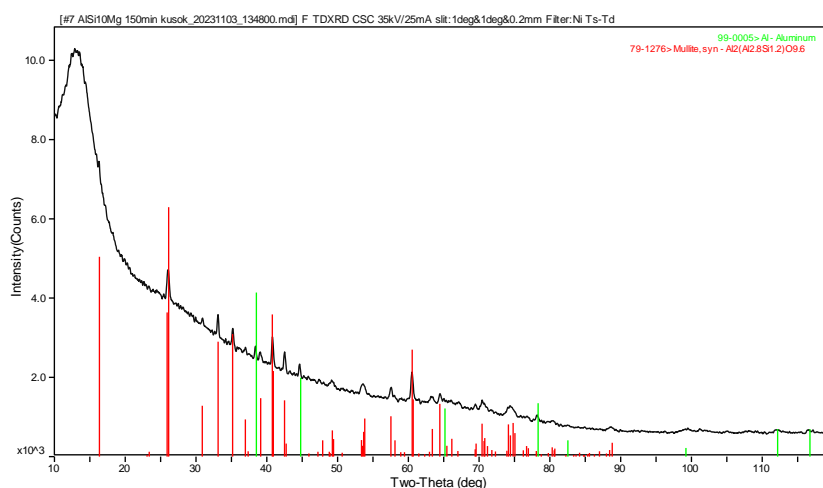
В покрытиях также присутствует высокое содержание аморфной составляющей, о чем свидетельствует гало с максимумом при  $2\theta = 15^\circ$ , что говорит о наличии аморфного оксида кремния. Для покрытий, полученных в течение 50 и 80 мин, обнаружена фаза  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Фаза  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  не обнаружена, однако для образца оксидированном в течении 50 минут у покрытия есть рефлекс низкой интенсивности в области углов  $2\theta = 56\text{-}57^\circ$ , что говорит о предположительном наличии незначительного количества  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Для остальных покрытий этот спектр уже отсутствует. В данном случае отсутствие  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  объясняется недостаточным нагревом (ниже  $1200^\circ\text{C}$ ) в процессе оксидирования, а также наличием обширных областей, обогащенных кремнием, в материале подложки, связанных с технологией СЛС алюминиевого сплава AlSi10Mg.



а)



б)



в)

Рисунок 4.8 – Спектры рентгеновской дифракции МДО покрытий на алюминировом сплаве, полученном методом СЛС. а) 50 минут, б) 120 минут, в) 150 минут

### 4.3 Влияние добавок нанодисперсного порошка $\text{SiO}_2$ на структуру МДО покрытий при оксидировании сплава $\text{AlSi10Mg}$

Также, как и в предыдущем эксперименте для оксидирования был выбран электролит на основе дистиллированной воды с добавлением гидроксида натрия ( $\text{NaOH}$ ) 3 г/л, жидкое стекло ( $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ ) 10 г/л и пирофосфат натрия ( $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7$ ) 10 г/л.

В данном эксперименте оксидирование алюминиевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением, осуществлялось в электролите определенным в прошлом эксперименте с добавлением в него нанодисперсного порошка  $\text{SiO}_2$  4 г/л с размером частиц 20-30 нм.

Первый эксперимент по оксидированию в данной серии был проведен в течении 350 минут, по результатам снятых показаний напряжений на катоде и аноде была построена вольт-временная характеристика, представленная на рисунке 4.9.

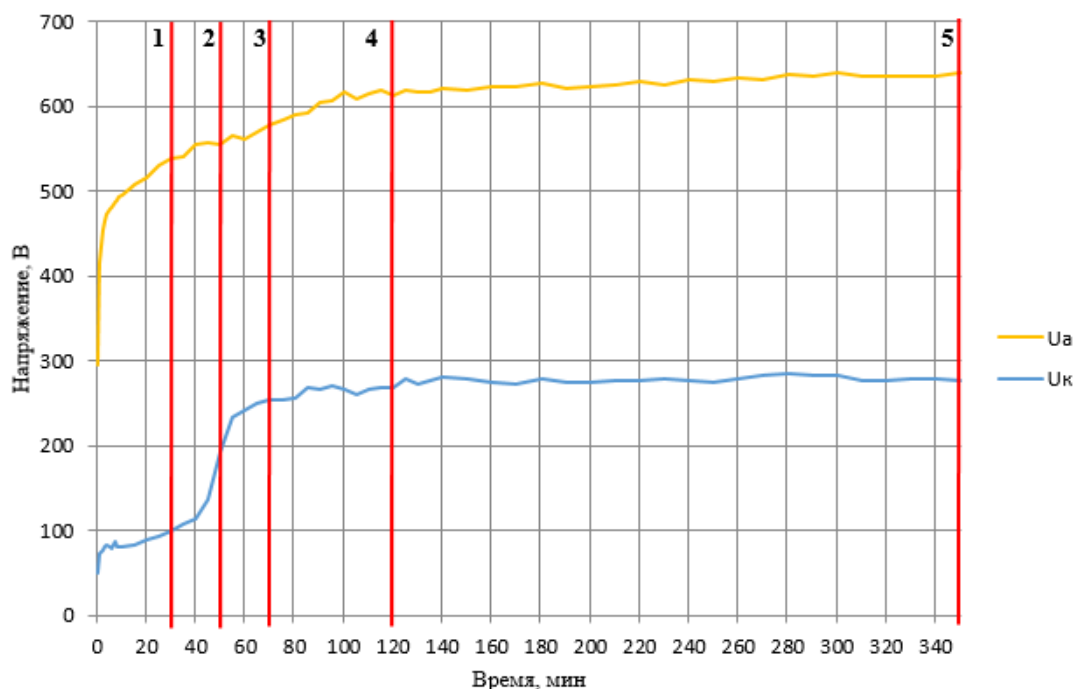


Рисунок 4.9 – Вольт-временная характеристика процесса МДО с добавлением в электролит нанопорошка  $\text{SiO}_2$

На рисунке 4.9 наблюдается резкий скачкообразный подъем катодного напряжения уже при 35 минутах оксидирования, в то время как при оксидировании в стандартном электролите, подъем напряжения начинался после 60 минут оксидирования (рисунок 4.1).

На протяжении всего процесса оксидирования значения катодного и анодного напряжений при оксидировании в электролите с порошком  $\text{SiO}_2$  выше, чем без порошка. Максимальное значение катодного напряжения при оксидировании 350 минут с порошком составило 280-290В, а без порошка 230В. Следствием чего является и увеличение толщины получаемых покрытий с нанопорошком  $\text{SiO}_2$  в электролите.

На рисунке 4.10 представлен график роста средней толщины покрытия в зависимости от времени оксидирования.

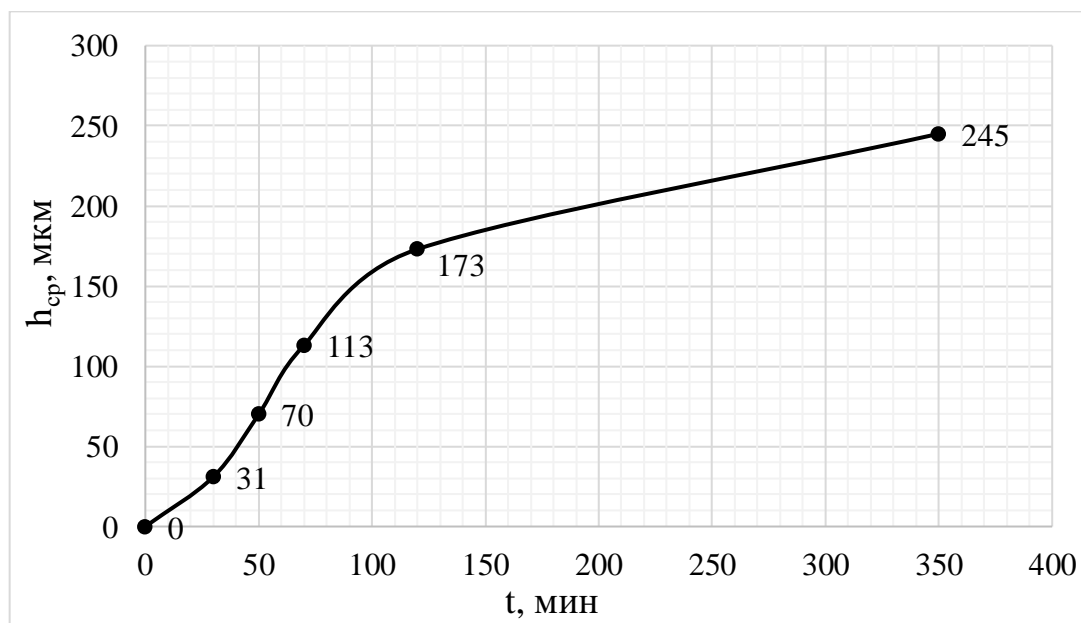


Рисунок 4.10 – Изменение толщины покрытия, осажденного в электролите с нанопорошком  $\text{SiO}_2$  в зависимости от времени оксидирования

При определенном ранее оптимальном времени оксидирования 120 минут средняя толщина покрытия с диоксидом кремния в составе электролита составила 173 мкм, а без порошка 130 мкм, что на 24,9% больше (рисунок 4.11).

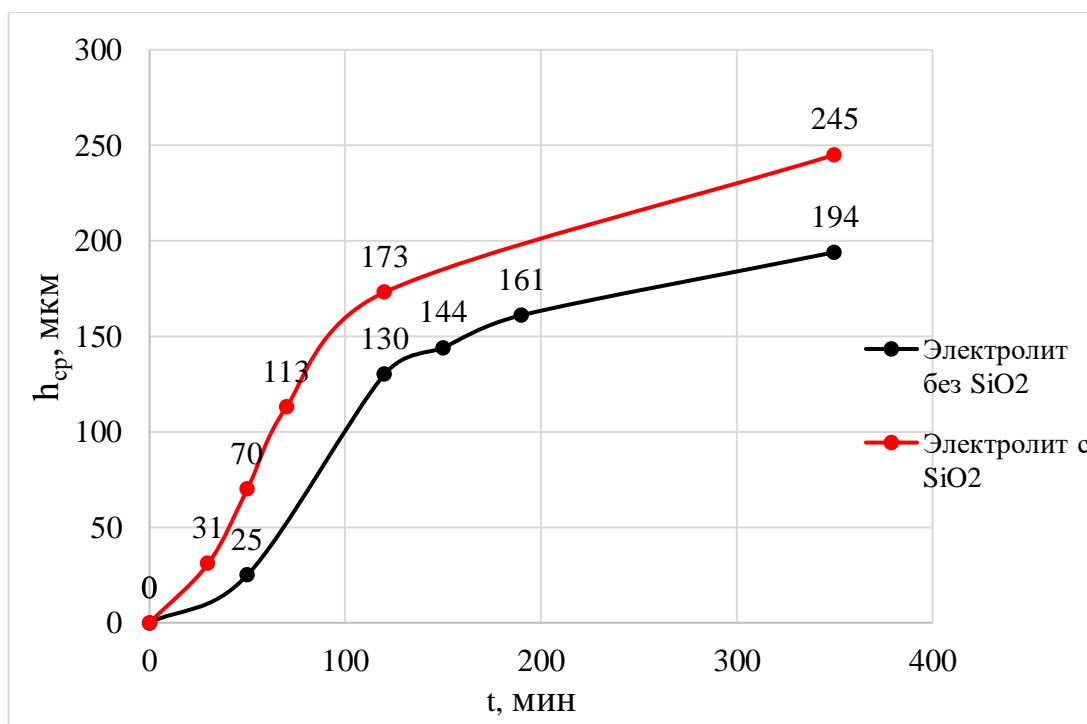


Рисунок 4.11 – Изменение толщины МДО покрытия с нанопорошком  $SiO_2$  в составе электролита и без порошка

Из графика зависимости на рисунке 4.12 скорости роста покрытия от времени оксидирования видно, что скорость роста покрытия в электролите с нанодисперсным порошком  $SiO_2$  в составе электролита на протяжении всего процесса оксидирования существенно выше, чем в электролите без порошка. Максимальная скорость роста покрытия в электролите с порошком составляет 1,6 мкм/мин на времени оксидирования 70 минут. В стандартном электролите без порошка максимальное значение скорости роста покрытия 1,1 мкм/мин достигается при времени оксидирования 125-130 минут.



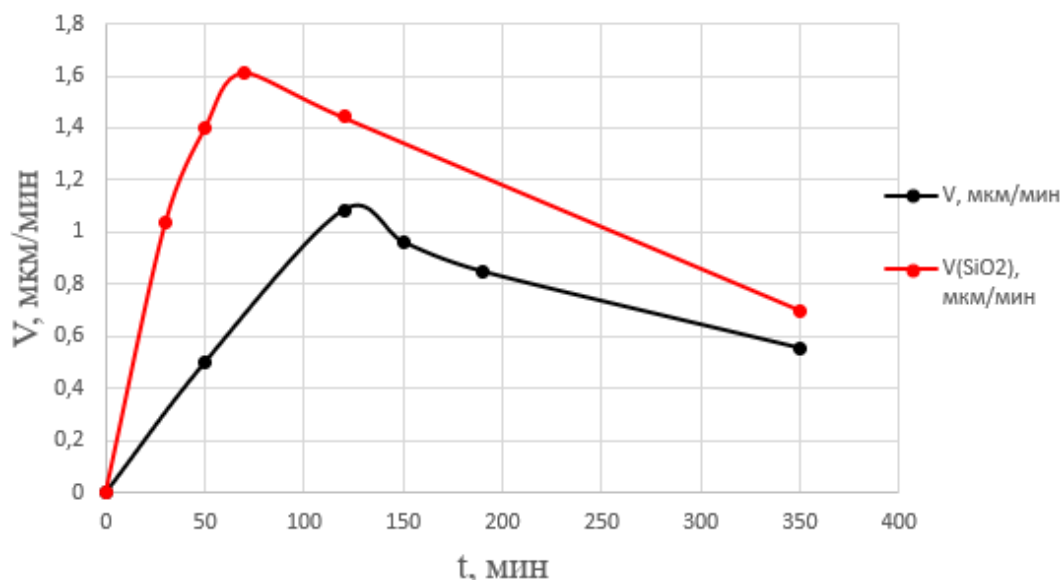


Рисунок 4.12 – Изменение скорости роста МДО покрытия с нанопорошком SiO<sub>2</sub> в составе электролита и без порошка

#### 4.4 Исследование эксплуатационных характеристик МДО покрытий

В предыдущей главе и ранее выполненных исследованиях [124] было показано, что изнашивание алюминиевого сплава AlSi10Mg, полученного методом СЛС, характеризуется отслоением материала в зоне трения и, как следствие, повышенным износом по сравнению с литым материалом. Поэтому контактные поверхности деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевых сплавов, полученных методом СЛС, нуждаются в защите от износа. Также известно, что детали ДЛА и ЭУ часто работают в коррозионной среде. Поэтому исследовали коррозионные и трибологические свойства МДО покрытий, нанесенных на детали, полученные методом СЛС.

Испытания на коррозионную стойкость полученных покрытий проводили по ГОСТ 9.302-88 методом капли [115] под воздействием раствора соляной кислоты (HCl) и дихромата калия (K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>).

По результатам проведенных испытаний установлено, что все образцы сформированных МДО покрытий демонстрируют удовлетворительный уровень устойчивости к коррозии на сплаве AlSi10Mg, полученном методом

СЛС. В течение 50 минут контакта покрытия с раствором не произошло образования продуктов коррозии на поверхности образцов, что свидетельствует о высокой коррозионной стойкости полученных покрытий.

В рамках научного исследования было предложено продолжить испытания на коррозию, для определения максимального времени воздействия коррозионного раствора на покрытия до появления первых признаков коррозии (изменения цвета раствора с оранжевого на зелёный). В ходе эксперимента было выявлено, что образец с наименьшей толщиной оксидного слоя, который был сформирован в течение 50 минут, продемонстрировал наименьшую стойкость. На данном образце продукты коррозии начали появляться через 80 минут. На остальных образцах продукты коррозии не были зафиксированы в течение 300 минут. В то время как на самом алюминиевом сплаве  $AlSi10Mg$ , полученного методом СЛС, без покрытия процесс коррозии начался с первых минут воздействия испытательного раствора. На рисунке 4.9 представлены поверхности МДО покрытия и алюминиевого сплава до и после коррозионных испытаний.

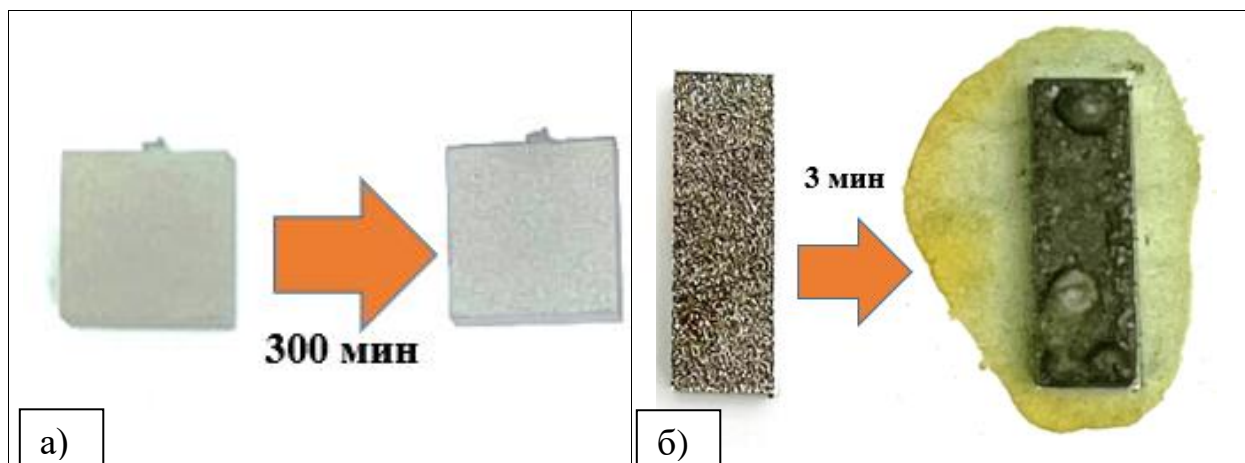


Рисунок 4.9 – Поверхность материалов до и после коррозионных испытаний:

а – МДО покрытие на сплаве  $AlSi10Mg$ , б – сплав  $AlSi10Mg$  без покрытия

На основании проведенных исследований можно утверждать, что МДО покрытия, сформированные на сплаве  $AlSi10Mg$ , полученного СЛС, обладают

высокой устойчивостью к коррозии. Это позволяет рассматривать такие покрытия как эффективный метод защиты сплава от коррозии.

Трибологические испытания МДО покрытий при фреттинг-изнашивании проводили на воздухе при амплитуде 100 мкм, нагрузке от 1 Н до 15 Н в течение 10000 циклов. В качестве контр-тела использовали стальной шарик ШХ-15 с целью моделирования реальных условий трения покрытий в деталях ДЛА и ЭУ. Результаты трибологических испытаний МДО покрытий в зависимости от приложенной нагрузки представлены в таблице 4.3 в виде объемного износа и глубины изнашивания.

Из таблицы видно, что с увеличением нагрузки износ МДО покрытий увеличивается. Также видно, что МДО покрытия являются достаточно прочными и способны выдерживать значительные нагрузки. В связи с высокой шероховатостью и твердостью МДО покрытий при малых нагрузках (1 Н) износ покрытий минимален.

Микроструктура поверхности трения образцов из AlSi10Mg сплава, полученных методом СЛС, с МДО покрытием после фреттинг-изнашивания типична при любой нагрузке и представлена на рисунке 4.10.

Таблица 4.3 – Результаты трибологических испытаний при 10000 циклов

Материал	Нагрузка, Н							
	1		5		10		15	
	Износ							
	V, мкм <sup>3</sup>	S, мкм	V, мкм <sup>3</sup>	S, мкм	V, мкм <sup>3</sup>	S, мкм	V·10 <sup>3</sup> , мкм <sup>3</sup>	S, мкм
AlSi10Mg	1407781	17,8	2260391	19	2416662	17	3398577	23
МДО покрытие	12485	0,05	697008	1	1275715	7,7	2210754	10,8

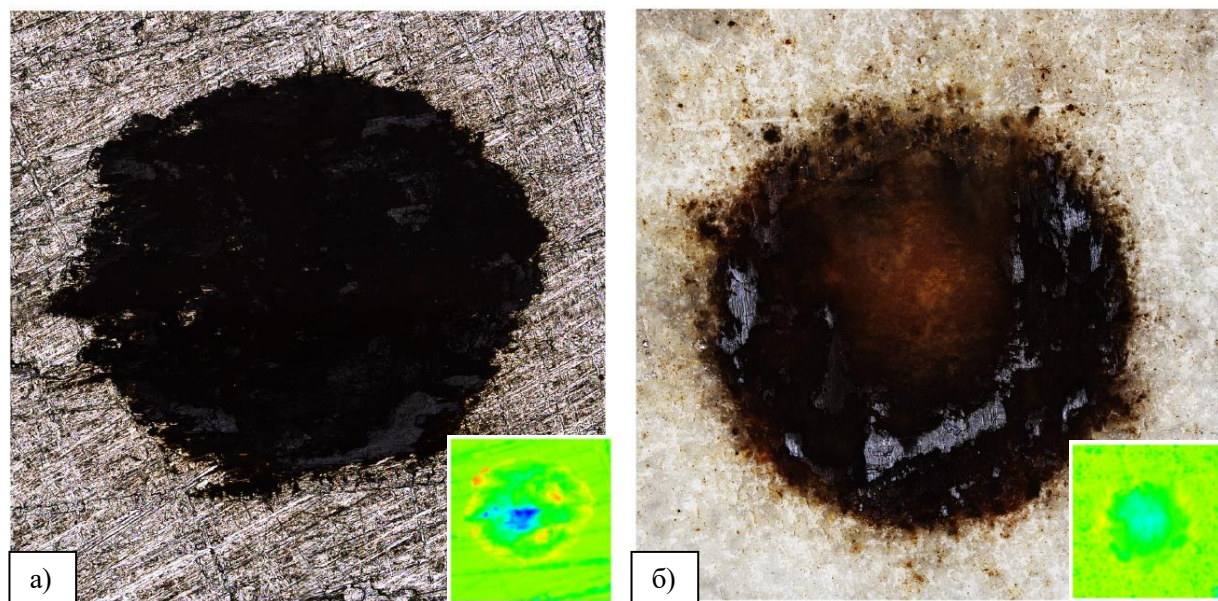


Рисунок 4.10 – Микроструктура поверхности трения МДО покрытий при фреттинг-изнашивании при нагрузке 15Н, амплитуде 100 мкм, количество циклов 10000 (увеличение  $\times 20$ ): а) – AlSi10Mg без покрытия, б) – МДО покрытие на AlSi10Mg

Как видно из рис. 4.10 трение МДО покрытий имеет абразивную природу, характерную для твердых материалов. Поверхность трения МДО покрытий имеет четкие границы с находящимися по краям продуктами износа. На поверхности трения имеются абразивные участки, а также поры со скапливающимися в них частицами износа.

В виду высокой пористости МДО покрытий целесообразно их применение в смазывающихся местах трения. Смазка, затекая в поры покрытия, будет задерживаться на контактной поверхности и присутствовать в зоне трения постоянно, снижая их износ.

На рисунке 4.11 представлен график изменения коэффициента трения образцов при нагрузке 15 Н с покрытием и без. Среднее значение коэффициента трения образцов из AlSi10Mg сплава, полученных методом СЛС, без покрытия составляет 0,28, а с покрытием – 0,29. Коэффициент трения образцов без покрытий (рисунок 4.11) на этапе приработки, длящимся до 2000 циклов, имеет достаточно высокие значения (до 0,7) и ярко выраженный скачкообразный характер, что связано с высокой шероховатостью и

особенностями структуры материала, полученного методом СЛС. После периода приработки коэффициент трения образцов из AlSi10Mg сплава снижается на протяжении оставшихся 8000 циклов практически не изменяется. Коэффициент трения покрытий (рисунок 4.11) имеет более сглаженный характер, период приработки также длится около 20000 циклов, что связано с высокой твердостью покрытий, а в процессе приработки скачки коэффициента трения образцов с МДО покрытием незначительны.

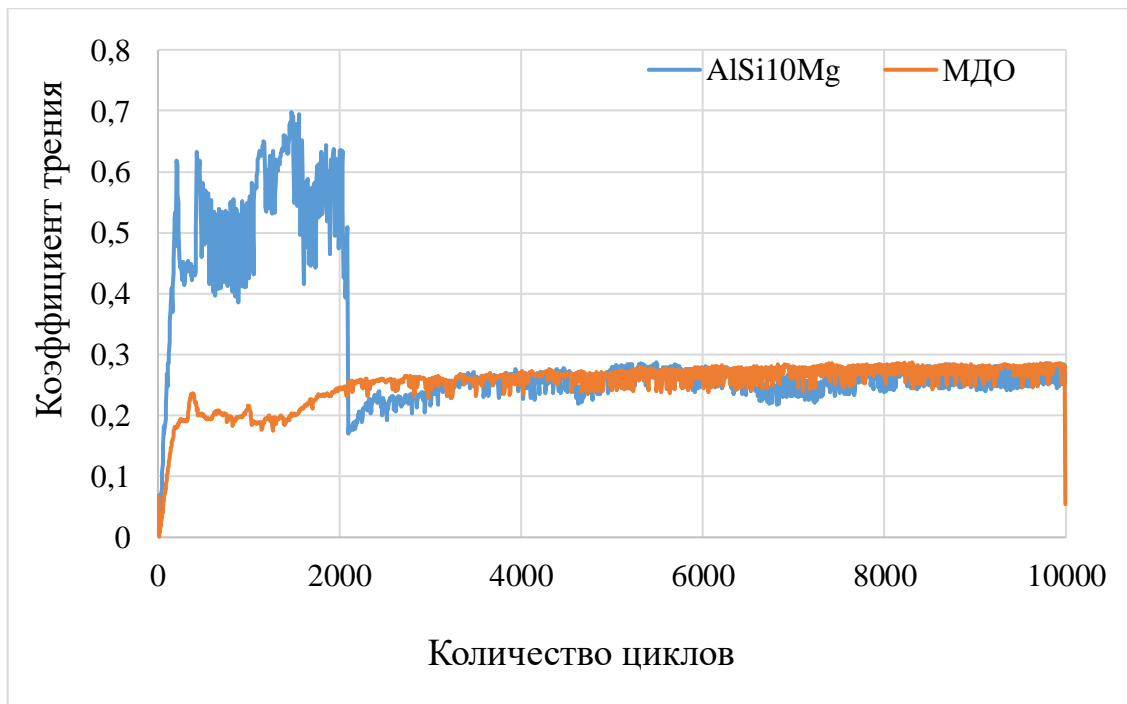


Рисунок 4.11 – Коэффициент трения образцов из сплава AlSi10Mg сплава при нагрузке 15Н, амплитуде 100 мкм, 10000 циклов

В связи с высокой твердостью МДО покрытий также были проведены более длительные трибологические испытания при нагрузке 5 Н, амплитуде 100 мкм и 50000 циклов. Результаты испытаний представлены в таблице 4.4 в виде объемного износа и глубины изнашивания.

Результаты испытаний показали, что с увеличением длительности испытаний износ покрытий увеличивается незначительно. МДО покрытия имеют значительную толщину, высокую твердость и успешно сопротивляются износу по сравнению с образцами без покрытий.

Таблица 4.4 – Результаты трибологических испытаний при 50000 циклов

Материал	Нагрузка 5 Н	
	Объемный износ $V$ , мкм <sup>3</sup>	Линейный износ $S$ , мкм
AlSi10Mg	2860391	20
МДО покрытие	970936	3

Несмотря на то, что коэффициент трения МДО покрытий несколько выше, чем коэффициент трения образца из сплава AlSi10Mg (рисунок 4.12), тем не менее в течении всего процесса он стабилен и не меняет своего значения до завершения испытаний. В то время как в эксперименте с алюминиевым сплавом без покрытия в течении первых 20000 циклов происходит процесс приработки материала, а коэффициент трения имеет скачкообразный характер.

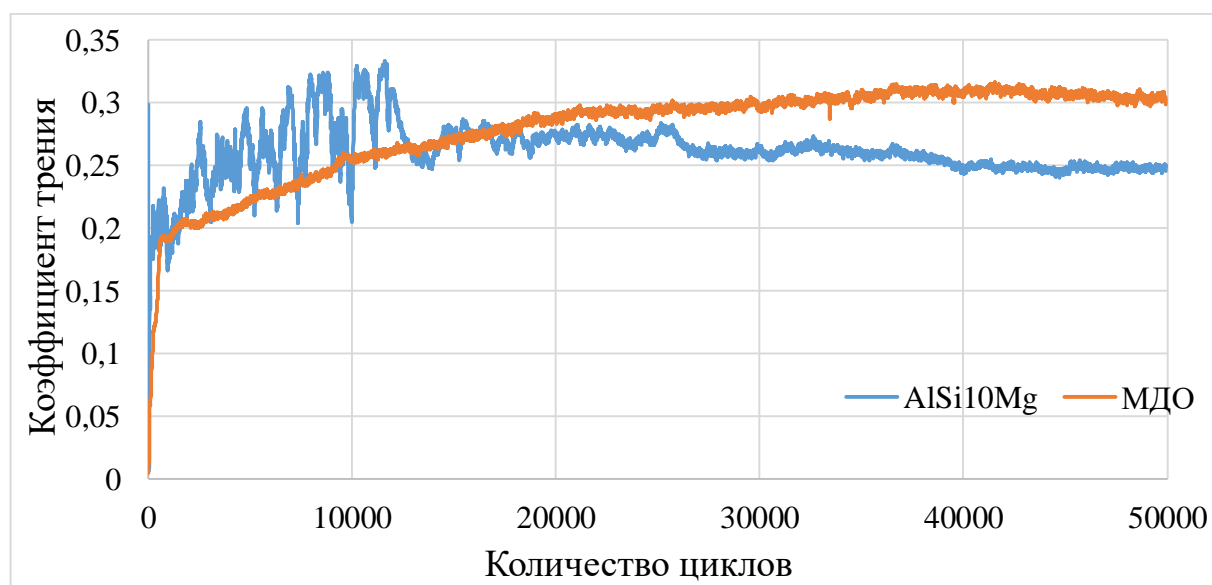


Рисунок 4.12 – Коэффициент трения образцов из сплава AlSi10Mg сплава при нагрузке 5 Н, амплитуде 100 мкм, 50000 циклов

Проведенные испытания показали, что износ МДО покрытий значительно ниже, чем износ алюминиевого сплава AlSi10Mg без покрытия. Кроме того, МДО покрытия являются достаточно прочными, имеют большую толщину 130 мкм по сравнению с NiP покрытиями и способны выдерживать значительные нагрузки при фреттинг-изнашивании. Наилучшее

сопротивление износу оказывают МДО покрытия при нагрузке до 5 Н. С увеличением нагрузки до 10 Н износ МДО покрытий значительно увеличивается.

Таким образом, износ образцов с МДО покрытиями в сопоставимых условиях трения в 3 раза меньше, чем у образцов без покрытий.



## Выводы по главе 4

На основе проведенных исследований был определен состав электролита на основе дистиллированной воды, содержащий гидроксид натрия (NaOH) 3 г/л, жидкое стекло ( $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ ) 10 г/л и пирофосфат натрия ( $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7$ ) 10 г/л. Данный электролит обеспечивает получение прочных МДО покрытий с однородной структурой и стабильностью процесса во время осаждения покрытий.

Определен характер роста МДО покрытия на сплаве AlSi10Mg, полученного методом СЛС. Выявлено, что основной прирост толщины покрытия происходит при времени осаждения от 50 до 120 минут.

Наиболее оптимальным временем оксидирования, обеспечивающим более однородную структуру покрытия в рабочем слое с наличие единичных пор, оказалось 120 минут. Средняя толщина полученных покрытий составила 130 мкм.

Установлено, что модифицирование электролита нанодисперсным порошком диоксида кремния приводит к увеличению скорости роста МДО покрытия на сплаве AlSi10Mg, полученном методом СЛС, а, следовательно, к сокращению длительности процесса оксидирования для достижения требуемой толщины покрытия.

Установлено, что при формировании МДО покрытий при режиме с параметрами: плотность тока 25 А/дм<sup>2</sup>, время осаждения 120 минут на сплавах системы AlSi10Mg в силикатно-фосфатном электролите в составе покрытия формируется муллит, обеспечивающий высокую коррозионную стойкость в агрессивной среде и высокую химическую стабильность формирующихся покрытий, что подтвердили коррозионные испытания. Следовательно, МДО покрытия могут эффективно применяться в качестве защиты деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевого сплава, полученных селективным лазерным сплавлением от коррозии.



Установлено, что трение МДО покрытий имеет абразивный характер. Показано, что наряду с высокой твердостью, МДО покрытия на сплаве AlSi10Mg, полученном методом СЛС, успешно сопротивляются износу в течение 500000 циклов. Коэффициент трения МДО покрытий на воздухе составляет 0,3. Наилучшее сопротивление износу оказывают МДО покрытия при нагрузке 5 Н.

## **ГЛАВА 5 ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ**

### **5.1 Результаты использования технологии постобработки внутренних каналов теплообменного аппарата системы обеспечения теплового режима космического аппарата, полученного селективным лазерным сплавлением из сплава AlSi10Mg**

Одной из важнейших подсистем космических аппаратов является система обеспечения теплового режима (СОТР), которая определяющим образом влияет на продолжительность их функционирования. В настоящее время при проектировании и изготовлении одного из основных элементов СОТР – теплообменного аппарата, применяют легкие конструкционные материалы с высокой удельной теплопроводностью и прочностью, позволяющих обеспечить эффективность устройства при снижении относительной массы. Каждый теплообменный аппарат состоит из определенного количества термоплат, которое зависит от размерности модуля: на модули средней размерности их требуется 20-30 штук, на модули большой размерности – до 50 штук.

Термоплата является конвективным теплообменным устройством и представляет собой замкнутый двухконтурный короб, разделенный на две половины, в каждой из которых находится множество (до 200) поперечных пластин, образующих узкие теплообменные каналы большого удлинения (рисунок 5.1). Изготовление термоплат традиционными производственными методами, основанными на механической обработке деталей и собираемых в изделие методом высокотемпературной вакуумной пайки, занимает около 200 часов, что составляет примерно 3 месяца. Основное время затрачивается на изготовление сложной внутренней пространственной структуры паянного пакета, так как требует тщательного и детального анализа геометрической формы и размеров пластин, использования специализированного

инструмента, имеет длинную технологическую цепочку с большим количеством переходов и приводит к необходимости конструирования и изготовления дорогостоящей специализированной технологической оснастки. Все это приводит к увеличению себестоимости продукции и сроков ее изготовления.

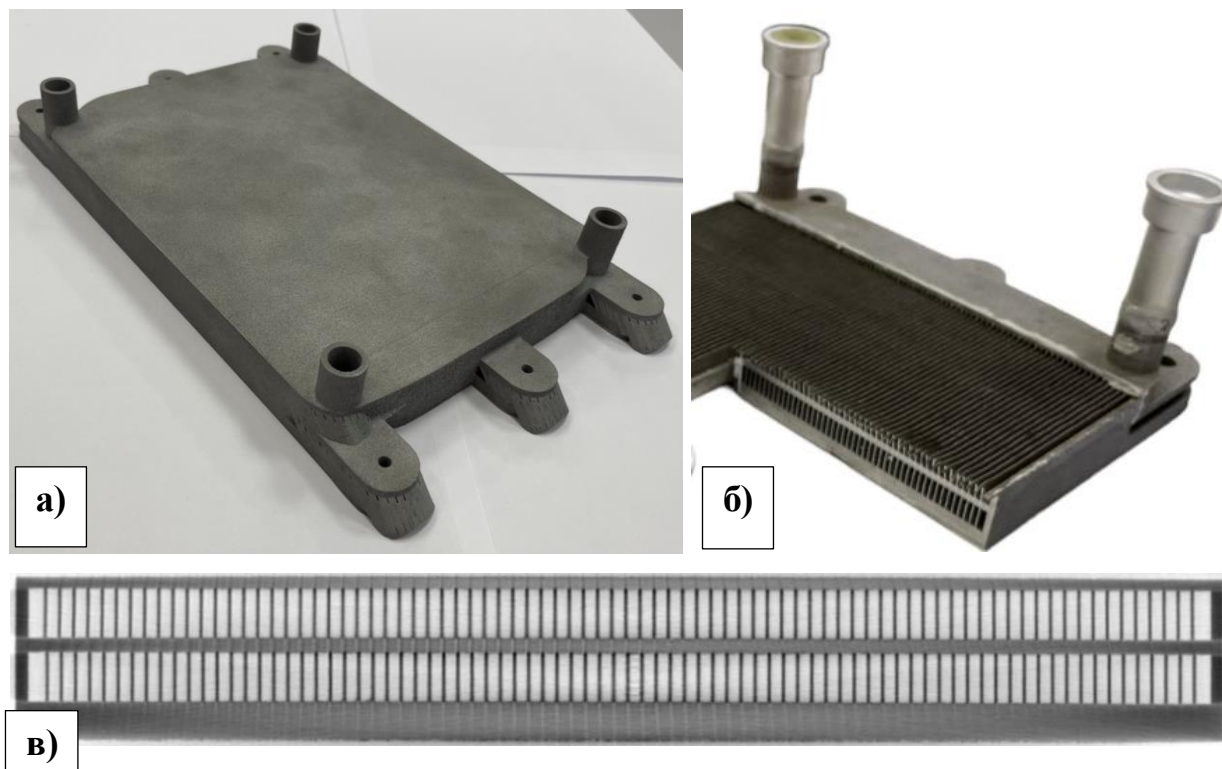


Рисунок 5.1 – Жидкостная термоплата обеспечения теплового режима КА, изготовленная методом СЛС из сплава AlSi10Mg, а) термоплата после СЛС, б) термоплата в разрезе, в) внутренние каналы термоплаты

Одним из эффективных путей снижения себестоимости теплообменного аппарата и сокращения сроков ее изготовления является использование новых принципов формообразования – аддитивных методов, а также формирование функциональных покрытий на специфических рабочих поверхностях элементов СОТР.

Внедрение аддитивных методов производства теплообменных аппаратов сдерживается недостатками самого процесса СЛС, заключающегося в наличии после изготовления в глухих и малодоступных полостях готового изделия остатков исходного порошка и наличие на

поверхностях готового изделия слабоприкрепленных (имеющих низкую адгезию) частиц.

Размер частиц порошка, применяемого при изготовлении деталей методом селективного лазерного сплавления, находится в диапазоне от 20 до 80 мкм. При неудаении остатков порошка из изготовленного агрегата, агрегат будет являться источником загрязнения гидроконтуров и не будет допущен к интеграции в состав системы космического аппарата.

Таким образом, при изготовлении теплообменного аппарата селективным лазерным сплавлением из-за особенностей технологического процесса СЛС возникает задача по очистке поверхности от микрочастиц порошка, имеющих низкую адгезию с готовой поверхностью изделия. Теплообменные агрегаты наиболее распространенных жидкостных систем обеспечения теплового режима обладают развитой теплообменной структурой, заключенной в замкнутый объем герметичной оболочки-корпуса. Ввиду сложной развитой внутриволостной геометрии и отсутствия доступа очистка внутренней поверхности традиционными механическими способами практически невозможна.

При обращении отдела систем терморегулирования космического аппарата (КА) предприятия ПАО РКК «Энергия» им. С.П. Королева с проблемой засорения замкнутой гидравлической системы терморегулирования КА изготовленной СЛС были использованы результаты настоящего исследования, разработана и предложена схема химической постобработки готового изделия.

После изготовления одна из предоставленных предприятием термоплата была разрезана для контроля состояния внутренних каналов (рисунок 5.2). Осмотр показал значительное присутствие остатков порошка в малодоступных полостях термоплаты. Как видно из рисунка 5.2 размер частиц, находящихся в полостях термоплаты, составляет от 10 до 1000 мкм. Также четко видно, что часть частиц находится в незакрепленном положении, а часть прикреплена к внутренним стенкам каналов. Если незакрепленные

частицы возможно удалить механическим способом – продувкой сжатым воздухом или промывкой, то закрепленные частицы этим способом удалить невозможно.

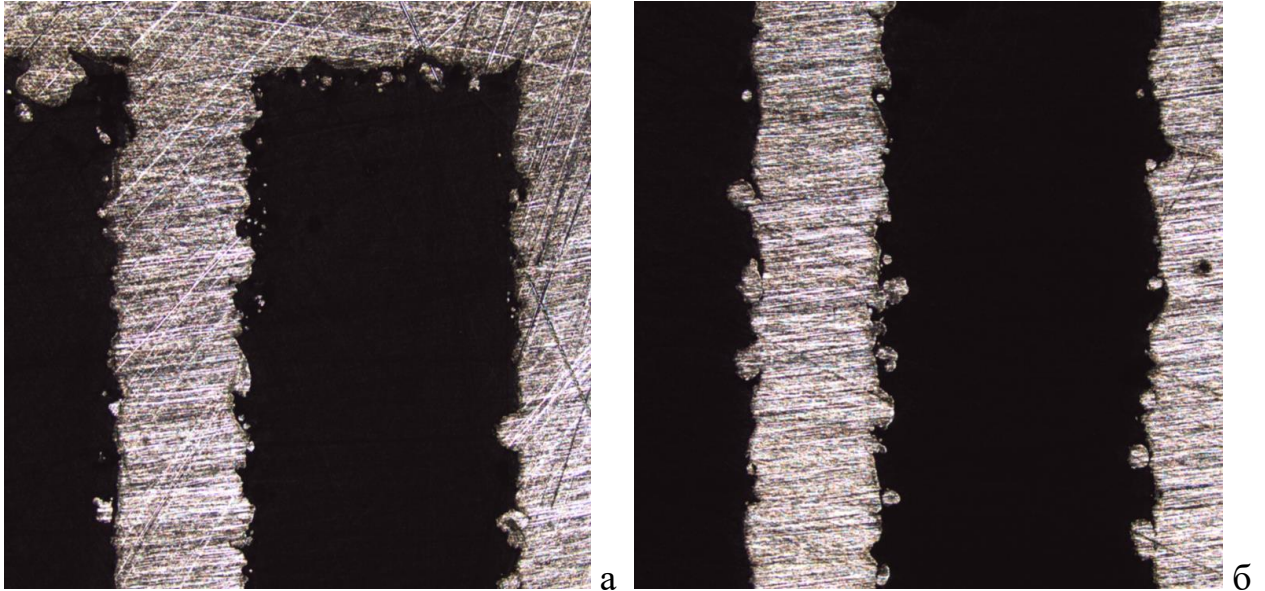


Рисунок 5.2 – Внутренние каналы термоплаты ( $\times 10$ )

Далее готовая термоплата была подвергнута химической постобработке по разработанной схеме последовательно согласно всем этапам с последующим нанесением NiP покрытия. Ввиду значительной геометрической площади термоплаты на этапе травления происходило бурное пенообразование, связанное с активным взаимодействием щелочного раствора с алюминиевым сплавом, усиленное повышенной температурой. При этом из всех четырех отверстий термоплаты наблюдалось истечение темной пены с видимыми частицами порошка. На последующих этапах эксперимент проходил в штатном режиме.

В ходе проведения эксперимента по разработанной в главе 3 технологии химической постобработки из синтезированной термоплаты были удалены остатки порошка. Для предотвращения последующего возможного отделения частиц и загрязнения гидроконтра на термоплату, в том числе на внутренние поверхности каналов, было нанесено химическое никель-фосфорное покрытие. Несмотря на то, что покрытие наносилось и на внешнюю сторону термоплаты, началом реакции при нанесении покрытия считали появление



пузырьков из всех четырех отверстий термоплаты. Время осаждения покрытия составляло 90 минут.

После окончания эксперимента термоплату разрезали для исследования внутреннего состояния каналов. Макроструктура внутренних каналов термоплаты представлена на рисунке 5.3.

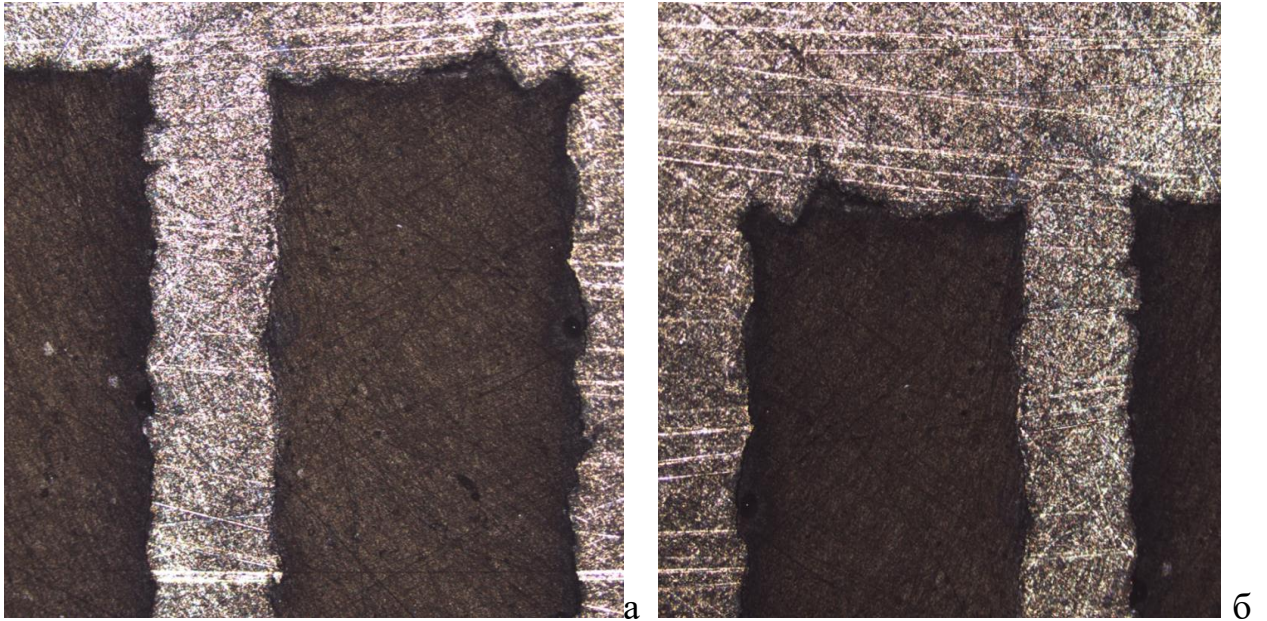


Рисунок 5.3 – Внутренние каналы термоплаты ( $\times 10$ )

Как видно из рисунка 5.3, поверхность каналов после предложенной технологии имеет сглаженную поверхность, остатки порошка отсутствуют, наблюдается значительная разница в состоянии каналов до и после проведения эксперимента. Также замеряли толщину нанесенного покрытия (рисунок 5.4). Эксперимент показал, что покрытия однородные без разрывов, хорошо наносятся на внутренние каналы термоплаты и имеют толщину в среднем 12 мкм.

Проведение испытаний на реальной детали позволило сделать следующие рекомендации:

- в производственных условиях операцию травления следует проводить в ванне объемом в 5 раз превышающий объем раствора в связи с протеканием бурной реакции травления с образованием обильной пены;

- после каждой операции, входящей в состав предложенной химической постобработки, требуется тщательное промывание деталей водой, в частности после операции травления для удаления продуктов пенообразования, а также исключения взаимодействия разных химических реактивов, применяемых на каждой операции постобработки;

- для предотвращения загрязнения гидроконтур на внутренние поверхности каналов термоплаты наносить химическое никель-фосфорное покрытие по разработанному режиму с временем осаждения 90 минут.

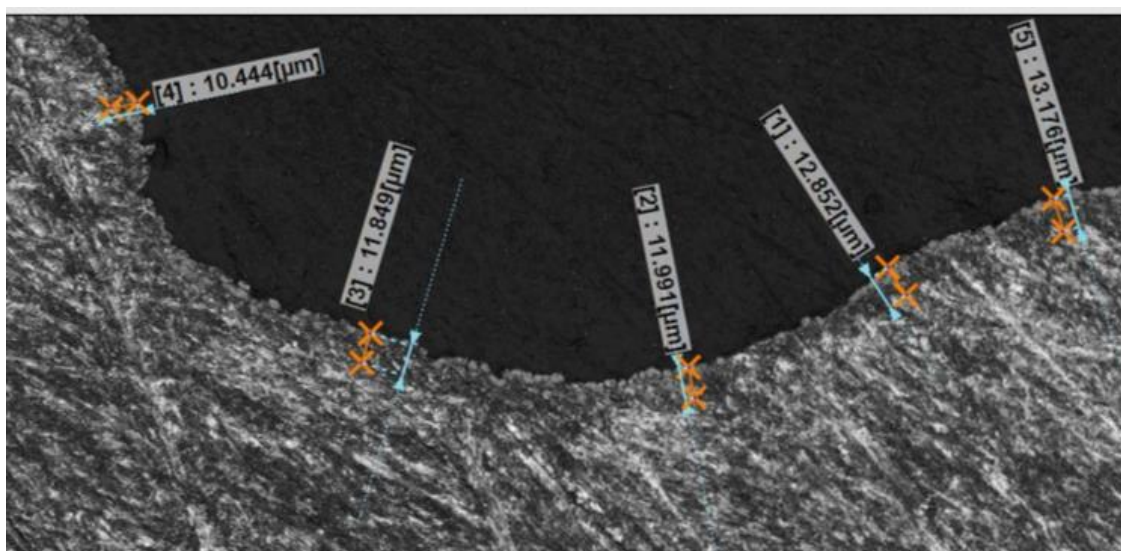


Рисунок 5.4 – Толщина NiP покрытия на внутренних каналах термоплаты  
(×50)

После выполнения данной работы был получен Акт об использовании результатов данного исследования (Приложение 1) от предприятия ПАО РКК «Энергия» им. С.П. Королева. По заключению Акта разработанный процесс постобработки термоплаты может быть рекомендован к использованию при производстве термоплат теплообменного аппарата СОТР космического аппарата.

## 5.2 Результаты использования технологического процесса МДО покрытий для защиты блока цилиндра поршневого двигателя БПЛА

Развитие беспилотной авиации в части применения двигателей внутреннего сгорания (ДВС) требует сокращения сроков создания и доведения до серии широкой номенклатуры изделий. В интересах компании ГК «ИКАР» были проведены инициативные работы кафедрой №204 «Авиационно-космическая теплотехника», совместно с кафедрой №205 при непосредственном участии автора, по разработке высокоэффективного ДВС (рисунки 5.5-5.8). Характеристики двигателя представлены в таблице 5.1.

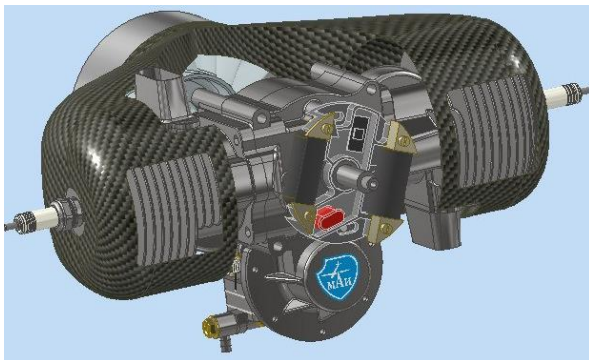


Рисунок 5.5 – ДВС 18 л.с.

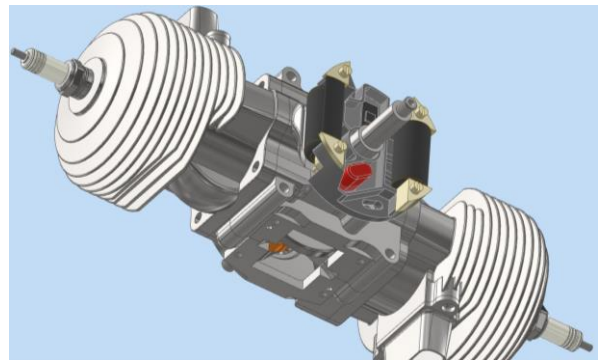


Рисунок 5.6 – Поршневая группа ДВС 18 л.с.



Рисунок 5.7 – Цилиндры ДВС, полученные СЛС, после механической обработки

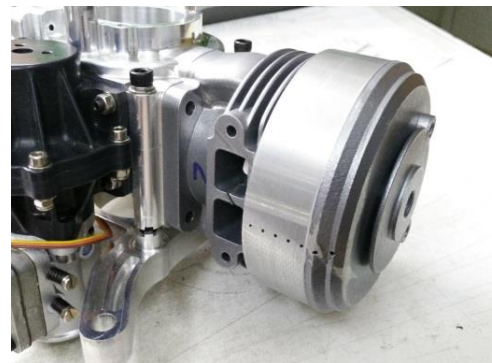


Рисунок 5.8 – Примерка цилиндра на картер после СЛС



Таблица 5.1 – Характеристики ДВС

Мощность на валу	18 л.с.
Компановка	Двухцилиндровая, двухтактная
Тип впрыска	Карбюраторный
Охлаждение	Воздушное набегающим потоком

Принципиальной особенностью данного ДВС является требования по изготовлению цилиндра, а впоследствии, и картера, методом селективного лазерного сплавления.

Разработанная конструкция была произведена из материала AlSi10Mg на установке ЛС250 на кафедре №904 «Инженерная графика» и ПИШ МАИ. Новые технологические подходы потребовали замены традиционного хромового покрытия на цилиндре поршневого двигателя БЛА в связи с переходом с традиционных методов изготовления деталей данной группы методом литья на селективное лазерное сплавление.

Отказ от хромирования внутренней поверхности цилиндра двигателя связан с рядом недостатков данного метода нанесения покрытий:

- низкая скорость роста покрытия (0,03 мм/ч);
- высокая агрессивность электролита, большое количество ядовитых выделений, образующихся при электролизе;
- гладкий хром плохо удерживает смазочное масло в системе контакта «поршень-цилиндр»;
- для хорошей адгезии покрытия необходима предварительная механическая обработка поверхности для снижения шероховатости перед хромированием;
- необходимость предварительной обработки поверхности алюминиевого сплава (нанесение промежуточного слоя покрытия – цинкатная обработка, химическое никелирование).

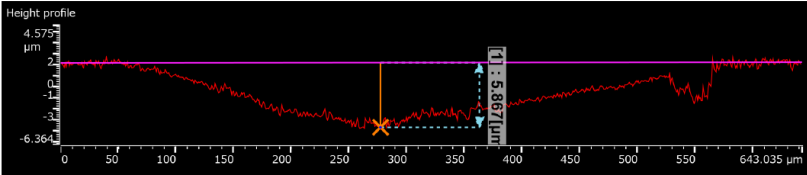
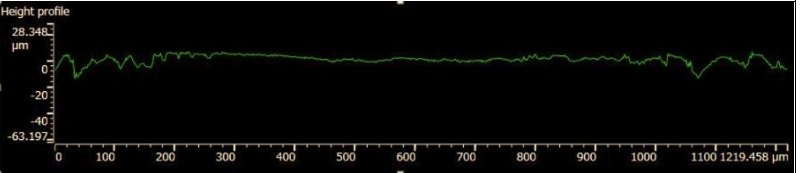
Так как рабочая поверхность цилиндра двигателя в процессе работы одновременно подвергается абразивному, коррозионно-механическому и

молекулярно-механическому изнашиванию было предложено наносить покрытие методом микродугового оксидирования.

По разработанной в главе 4 технологии нанесения МДО покрытий на сплав AlSi10Mg на внутреннюю поверхность цилиндра нанесли МДО покрытие и провели испытания в масле, моделирующие условия нагружения поверхности цилиндра без учета температуры.

Испытания проводили в масле при амплитуде 100 мкм, нагрузке 5 Н, длительность испытаний составляла 50000 циклов. Результаты испытаний представлены в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Результаты трибологических испытаний поверхности цилиндра

Материал	Нагрузка 5 Н		Профиль изношенной поверхности контакта
	V, мкм <sup>3</sup>	S, мкм	
AlSi10Mg	436221	5,9	 <p>The graph shows a height profile with a significant dip in the center. The y-axis ranges from -6.364 to 4.575 μm. The x-axis ranges from 0 to 643.035 μm. A vertical line marks the center of the dip, and a horizontal line indicates the depth of the dip, labeled as 11.5867 μm.</p>
МДО покрытие	5347	0,02	 <p>The graph shows a height profile that is relatively flat. The y-axis ranges from -63.197 to 28.348 μm. The x-axis ranges from 0 to 1219.458 μm.</p>

Как видно из таблицы 5.2 износ МДО покрытий практически не наблюдается. Масло, заполняя многочисленные поры покрытия, надежно удерживается в зоне трения и снижает износ.

На рисунке 5.9 показаны поверхности трения МДО покрытия после проведения испытаний в масле. Пятно контакта размытое, не имеет четких границ продукты износа не наблюдаются.

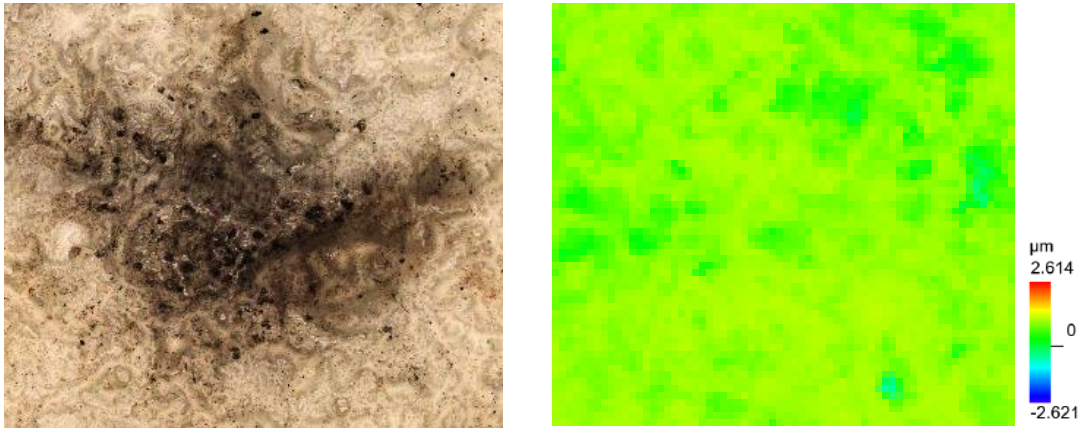


Рисунок 5.9 – Пятна износа МДО покрытие на AlSi10Mg после трения в условиях: масло в зоне контакта, нагрузка 5Н, 50000 циклов, перемещение 100 мкм

Таким образом, проведенные в реальных условиях испытания показали, что МДО покрытия, нанесенные на детали ДЛА и ЭУ из сплава AlSi10Mg методом СЛС надежно защищают их поверхность от изнашивания.

После выполнения данной работы был получен Акт об использовании результатов данного исследования (Приложение 2) от предприятия ГК «ИКАР». По заключению Акта разработанный процесс нанесения МДО покрытий может быть рекомендован к использованию при производстве двигателей внутреннего сгорания.

## **Выводы по главе 5**

Разработана и проверена на практике технология химической постобработки термоплаты теплообменного аппарата СОТР космических аппаратов. Предложена технология закрытия пор тонким химическим NiP покрытием. Получен Акт об использовании результатов данного исследования предприятием ПАО РКК «Энергия» им. С.П. Королева.

Разработана и проверена на практике технология нанесения МДО покрытий на внутреннюю поверхность цилиндра ДВС, что позволяет снижать износ поверхности и защищать поверхность контакта от заедания.

На основе полученных результатов были сформулированы технологические режимы по использованию новых технических разработок. Эффективность этих решений подтверждается актами об их применении.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе на примере синтезированного сплава AlSi10Mg проведен комплекс экспериментальных и теоретических исследований по постобработке деталей ДЛА и ЭУ, обеспечивающей снижение шероховатости деталей, полученных методом СЛС, и повышение износостойкости и коррозионной стойкости за счет нанесения покрытий.

1. Проведен сопоставительный анализ способов постобработки деталей ДЛА и ЭУ, полученных методом СЛС. Показано, что для деталей из сплава AlSi10Mg, имеющих глубокие внутренние полости, подходит химическая постобработка. Установлено, что слабо держащиеся (с низкой адгезией) частицы алюминиевого порошка, используемого для изготовления изделий методом СЛС возможно удалить последующим травлением деталей в растворе едкого натра. Показано, что длительность травления не должна превышать 1 мин в связи с катастрофической деградацией поверхности образцов, выражающейся не только в потере массы образцов, но также появлении развитой системы микротрещин на поверхности. Технология постобработки внутренних поверхностей должна проводиться в три этапа, включающих травление, осветление и направленное матирование поверхности. Такая обработка приводит к удалению слабо держащихся частиц порошка и снижению шероховатости поверхности образцов на 26,4 %.

2. Установлено, что на образцах, изготовленных методом СЛС из сплава AlSi10Mg, возможно формирование равномерных никель-фосфорных покрытий методом химического осаждения, несмотря на высокую исходную шероховатость поверхности. Для обеспечения равномерности нанесения NiP покрытия требуется предварительная обработка поверхности, включающая в себя 4 этапа: травление в 10 %-ом растворе NaOH при температуре 60 °С в течении 30-60 секунд, осветление в 30 %-ом растворе HNO<sub>3</sub> при комнатной температуре в течении 25-30 секунд, матирование в растворе, содержащем 200 г/л смеси из 56 %-ного NaNO<sub>3</sub> и 44 %-ного NaOH при комнатной температуре

в течении 50-60 секунд, активация поверхности в растворе, содержащем 20 г/л  $H_2SO_4$  при комнатной температуре в течении 50-60 секунд. Для нанесения покрытий толщиной около 10 мкм длительность процесса должна составлять 75 мин. Показано, что формирующееся на поверхности деталей, полученных селективным лазерным сплавлением из сплава AlSi10Mg химическое NiP покрытие равномерно распределено как по поверхности осаждения, так и по своей толщине, не имеет пор и разрывов.

3. Установлено, что NiP покрытия успешно осаждаются на внутренние поверхности тонких каналов шириной 5 мм. При этом формирующиеся покрытия однородны без разрывов и также, как и на внешней поверхности образцов, успешно заполняют мелкие поры и другие дефекты поверхностных слоев. Толщина формируемых на внутренней стороне покрытий несколько меньше, чем на внешней поверхности и зависит от времени осаждения покрытий. При времени осаждения 60 мин толщина покрытия на внутренней стороне канала составляет 6 мкм, при времени осаждения покрытий 90 мин толщина покрытия на внутренней стороне канала – 9 мкм.

4. Трибологические испытания показали, что износ NiP покрытий имеет абразивно-окислительный характер для всех исследованных случаев. Механизм изнашивания покрытий одинаков для всех режимов фреттинга. Установлено, что с увеличением нагрузки износ образцов как с покрытием, так и без покрытия увеличивается. При постоянной нагрузке с увеличением амплитуды глубина изношенного слоя уменьшается, при этом общий объем изношенного материала увеличивается. Объемный износ образцов без покрытий в сопоставимых условиях трения в 3-4 раза больше, чем у образцов с покрытием. Показано, что коэффициент трения образцов без покрытий в среднем равен 0,3 и имеет ярко выраженный скачкообразный характер, что связано с высокой шероховатостью и особенностями структуры образца, полученного методом СЛС. Коэффициент трения покрытий равен 0,28 и имеет более сглаженный характер, что связано с уменьшением общей шероховатости поверхности после нанесения покрытий. Установлено, что при

малых нагрузках 1 Н лучшее сопротивление изнашиванию оказывает покрытие с временем осаждения 60 мин. При повышении нагрузки до 2 Н лучшее сопротивление изнашиванию оказывают покрытия с временем осаждения 75 и 90 минут.

5. В рамках исследования разработки химических никель-фосфорных покрытий для защиты деталей ДЛА и ЭУ, полученных СЛС, от фреттинг-изнашивания был применён метод полного факторного эксперимента, что позволило определить степень влияния ключевых факторов процесса трения на износостойкость покрытий, которыми являются амплитуда сдвига и давление в зоне контакта. С их увеличением наблюдается рост величины износа покрытий. Это указывает на необходимость контроля и оптимизации данных факторов для достижения максимальной износостойкости покрытий и, соответственно, продления срока службы деталей.

6. Определен характер роста МДО покрытия на сплаве  $AlSi10Mg$ , полученного методом СЛС. Выявлено, что основной прирост толщины покрытия происходит при времени осаждения от 50 до 120 минут. Оптимальным временем процесса оксидирования для достижения более однородной структуры покрытия в рабочем слое является 120 минут. При этом средняя толщина полученного покрытия составила 130 мкм.

7. Установлено, что модифицирование электролита нанодисперсным порошком диоксида кремния приводит к увеличению скорости роста МДО покрытия на сплаве  $AlSi10Mg$ , полученном методом СЛС, а, следовательно, к сокращению длительности процесса оксидирования для достижения требуемой толщины покрытия.

8. Установлено, что при формировании МДО покрытий при режиме с параметрами: плотность тока  $25 \text{ A/дм}^2$ , время осаждения 120 минут на сплавах системы  $AlSi10Mg$  в силикатно-фосфатном электролите в составе покрытия формируется муллит, обеспечивающий высокую коррозионную стойкость в агрессивной среде и высокую химическую стабильность формирующихся покрытий, что и показали коррозионные испытания. Следовательно, МДО

покрытия могут эффективно применяться в качестве защиты деталей ДЛА и ЭУ из алюминиевого сплава, полученных селективным лазерным сплавлением от коррозии.

9. В рамках данного исследования были разработаны технические решения, которые затем нашли практическое применение. На основе полученных результатов были определены технологические режимы по использованию новых технических разработок. Эффективность этих решений подтверждается актами об их применении.



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Авдуевский, В.С. Основы теплопередачи в авиационной и космической технике / В.С. Авдуевский, Б.М. Галицейский [и др.] // Москва, «Машиностроение», 1975, 623с.
2. Валуева, Е.П. Особенности гидродинамики и теплообмена при течении в микроканальных технических устройствах / Е.П. Валуева, А.Б. Гаряев, А.В. Клименко // Москва, издательский дом МЭИ, 2016, 139с.
3. Данилов, Ю.И. и др. «Теплообмен и гидродинамика в каналах сложной формы» // Москва, «Машиностроение», 1986, 200с.
4. Басов, А.А. Исследование влияния электроискрового легирования на свойства поверхности сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного сплавления / А.А. Басов, М.С. Еремкина, Л.В. Денисов, Л.Н. Лесневский [и др.] // Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред: МАТЕРИАЛЫ XXVIII МЕЖДУНАРОДНОГО СИМПОЗИУМА имени А.Г. Горшкова, Кремёнки, 16–20 мая 2022 года. Том 1. – Москва: ООО «ТРП», 2022. – С. 35-36. – EDN XHXOOK.
5. Алексеев, В.П. Исследование точности изготовления лопаток соплового аппарата турбины методом селективного лазерного сплавления / В.П. Алексеев, А.В. Агаповичев, В.В. Кокарева // Проблемы и перспективы развития двигателестроения: сборник докладов Международной научно-технической конференции, Самара, 23–25 июня 2021 года. Том 1. – Самара: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 2021. – С. 311-312. – EDN VMXXSB.
6. Мальцев, И.Е. Анализ результатов комплексных испытаний экспериментального теплообменника космического назначения, изготовленного методом селективного лазерного плавления / И.Е. Мальцев, А.А. Басов, Д.А. Замышляев [и др.] // Электротехнология. – 2021. – № 6. – С. 33-40. – DOI 10.31044/1684-5781-2021-0-6-33-40. – EDN DXOXQB.

7. Агапов, А.В. Применение селективного лазерного сплавления при модернизации и производстве трубчатого воздухо-воздушного теплообменника / А.В. Агапов, А.В. Ионов, А.В. Стародумов. // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2023. – Т. 27, № 1(99). – С. 116-129. – DOI 10.54708/19926502\_2023\_27199116. – EDN HNRVIO.

8. Сивишкин, Н.А. Применение топологической оптимизации для снижения массы изделий на примере кронштейна квадрокоптера / Н.А. Сивишкин, В.Р. Хупутдинов, А.В. Агаповичев // Проблемы и перспективы развития двигателестроения : сборник докладов Международной научно-технической конференции, Самара, 23–25 июня 2021 года. Том 1. – Самара: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 2021. – С. 300-301. – EDN DRHUEJ.

9. Агаповичев, А.В. Разработка методики проектирования технологических процессов изготовления заготовок моноколес ГТД из титановых сплавов селективным лазерным сплавлением: специальность 05.07.05 "Тепловые, электроракетные двигатели и энергоустановки летательных аппаратов" : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Агаповичев Антон Васильевич, 2020. – 212 с. – EDN BVRSAJ.

10. GU, D. D. Research statues and technical of rapid manufacturing of metallic part by selective laser melting / GU D. D., SHEN Y. F. //Aeronautical Manufacturing Technology, 2012(8): 32-37.

11. Зленко, М.А. Аддитивные технологии в машиностроении [Текст] / М.А. Зленко, А.А. Попович, И.Н. Мутылина. – СПб.: Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.

12. Селиверстов, С.Д. Конструкторско-технологическое совершенствование обогреваемых лопаток входных направляющих аппаратов ГТД, получаемых методом селективного лазерного сплавления: специальность 05.07.05 «Тепловые, электроракетные двигатели и

энергоустановки летательных аппаратов»: диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Селиверстов Сергей Дмитриевич, 2021. – 125 с. – EDN RKKSFN.

13. Магеррамова, Л.А. Перспективы применения аддитивных технологий для создания деталей и узлов авиационных газотурбинных двигателей и прямоточных воздушно реактивных двигателей / Л.А. Магеррамова, [и др.] // Вестник самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2019. Т18, №3. С81-98.

14. Попкова, И.С. Производство изделий из алюминия и его сплавов методом селективного лазерного плавления / И.С. Попкова, В.С. Золоторевский, А.Н. Солонин // Технологии легких сплавов №4 – Аддитивные технологии 2015 г.

15. 3D Printing Metals Market by Form (Powder and Filament), Type (Titanium, Nickel, Stainless Steel, Aluminum), End-Use Industry (Aerospace & Defense, Automotive, Medical & Dental), and Region (APAC, North America, Europe, MEA, SA) - Global Forecast to 2023. <https://www.marketsandmarkets.com/Market-Reports/3d-printing-metal-market-34714085.html>

16. 3D Printing Metal Market Size, Share & Trends Analysis Report By Form (Filament, Powder), By Product (Steel, Titanium, Nickel), By Application (Medical, Aerospace & Defense), And Segment Forecasts, 2019-2025. <https://www.grandviewresearch.com/industry-analysis/3d-metal-printing-market>

17. Дынин, Н.В. Селективное лазерное сплавление алюминиевых сплавов (обзор) / Н.В. Дынин, А.О. Иванова, Д.В. Хасиков, М.С. Оглодков // Труды ВИАМ №8 (56) 2017 С. 12-23. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-2-2

18. Aboulkhair, E.T. On the precipitation hardening of selective laser melted AlSi10Mg / E.T. Aboulkhair, C. Tuck, I. Ashcroft, I. Maskery, N.M. Everitt // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2015. Vol. 46. Issue 8. P. 3337–3341. DOI: 10.1007/s11661-015-2980-7.

19. Aboulkhai, N.T. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment / N.T. Aboulkhai, I. Maskery, C. Tuck // *Materials Science & Engineering: A*. 2016. Vol. 667. P. 139–146. DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.092.
20. Maskery, I. A mechanical property evaluation of graded density Al–Si10–Mg lattice structures manufactured by selective laser melting / I. Maskery, N.T. Aboulkhai, A.O. Aremu // *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 670. P. 264–274. DOI:10.1016/j.msea.2016.06.013.
21. Tang, M. Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting / M. Tang, P.C. Pistorius // *Journal of Metals*. 2017. Vol. 69. No. 3. DOI: 10.1007/s11837-016-2230-5.
22. Rosenthal, I. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting / I. Rosenthal, A. Stern, N. Frage // *Materials Science & Engineering: A*. 2017. Vol. 682. P. 509–517. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.070.
23. Noriko, R. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development / Noriko Read, Wei Wang, Khamis Essa // *Materials and Design*. 2015. Vol. 65. P. 417–424. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.
24. Maskery, I. Quantification and characterisation of porosity in selectively lasermelted Al–Si10–Mg using X-ray computed tomography / I. Maskery, N.T. Aboulkhai, M.R. Corfield // *Materials Characterization*. 2016. Vol. 111. P. 193–204. DOI: 10.1016/j.matchar.2015.12.001.
25. Korner, C. Processing of Metal Foams – Challenges and Opportunities / C. Korner, R.F. Singer // *Advanced Engineering Materials*. 2000. V. 2. N 4. P. 159–165.
26. Banhart, J. Production Methods for Metallic Foams / J. Banhart, J. Baumeister // *MRS Symposium Proceedings*. San Francisco. 1998. V. 521. P. 121–132.

27. Zhao, G. Y. Research progress of laser rapid prototyping technology for aluminum alloy / G. Y. Zhao, D. D. Wang, P. K. Bai, et al. // *Hot Working Technology*, 2010, 39(9): 170-173,177.

28. Патент 2767968 «Способ производства деталей малоразмерного газотурбинного двигателя с тягой до 150 кгс методом селективного лазерного сплавления».

29. Banhart, J. *Production Methods for Metallic Foams* / J. Banhart, J. Baumeister // *MRS Symposium Proceedings*. San Francisco. 1998. V. 521. P. 121–132.

30. Магеррамова, Л.А. Перспективы применения аддитивных технологий для создания деталей и узлов авиационных газотурбинных двигателей и прямоточных воздушно-реактивных двигателей / Л. А. Магеррамова, Ю. А. Ножницкий, С. А. Волков и др. // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение* Т. 18, № 3, 2019 г. с. 81-98 DOI: 10.18287/2541-7533-2019-18-3-81-98

31. Асланян, И.Р. Разработка способа очистки поверхности деталей, полученных аддитивными методами / И.Р. Асланян, М.С. Еремкина, Д.А. Замышляев, И.Е. Мальцев // *Электрометаллургия-2022-№12*. – С.30-36. – DOI 10.31044/1684-5781-2022-0-12-30-36

32. Kimura, T. Thermal and mechanical properties of commercial-purity aluminum fabricated using selective laser melting / T. Kimura, T. Nakamoto // *Materials Transactions*, 2017, vol. 58, pp. 799–805.

33. Gorunov, A.I. Study of the effect of heat treatment on the structure and properties of the specimens obtained by the method of direct metal deposition / A.I. Gorunov, A. Kh. Gilmutdinov // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. October 2016. Volume 86. Issue 9. pp. 2567–2574

34. Каблов, Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки / Е.Н. Каблов // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.

35. Tang, H.P. Effect of powder reuse times on additive manufacturing of Ti–6Al–4V by selective electron beam melting / H.P. Tang, M. Qian, N. Liu et al. // *Journal of the Minerals*. 2015. Vol. 67. P. 555–563.
36. Babu, S.S. Materials science aspects related to additive manufacturing / S.S. Babu // *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 135. P. 97–99.
37. Kempen, K. Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AlSi10Mg / K. Kempen, L. Thijs, E. Yasa, M. Badrossamay, W. Verhecke, J. Kruth // *Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2011. Vol. 22. P. 484–495.
38. Aboulkhair, N.T. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting / N.T. Aboulkhair, N.M. Everitt, I. Ashcroft, C. Tuck // *Additive Manufacturing*. 2014. Vol. 1–4. P. 77–86.
39. Сбитнева, С. В. Некоторые особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления (обзор) / С. В. Сбитнева, Е. А. Лукина, И. Бенариеб // *Труды ВИАМ*. 2023, № 1, С. 69-83. [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83)
40. Литвинцев, А.И. Перспективы применения алюминиевых порошковых сплавов для изготовления деталей по аддитивной технологии / А.И. Литвинцев // *Технология легких сплавов* № 4 2015. С. 25-30
41. Culha, O. Mechanical properties of in situ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> formed Al–Si composite coating via atmospheric plasma spraying / O. Culha, C. Tekmen, M. Toparli, Y. Tsunekawa // *Materials and Design*. 2010. Vol. 31. P. 533–544.
42. Siddique, S. Very high cycle fatigue and fatigues crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy / S. Siddique, M. Imran, F. Walther // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 94. P. 246–254.
43. Wang, P. A review of particles-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting / P. Wang, J. Eckert, K.G. Prsahanth et al. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, vol. 30, pp. 2001–2034.

44. Prashanth, K.G. Tensile properties of Selective Laser Melted (SLM) Al–12Si at different temperatures / K.G. Prashanth, S. Scudino, J. Eckert // *Technologies*, 2016, vol. 4, pp. 38–46.
45. Vilaro, T. Direct fabricated of a Ti–47Al–2Cr–2Nb alloy by selective laser melting and direct metal deposition processes / T. Vilaro, V. Kottman-Rexerodt, M. Thomas et al. // *Advanced Materials Research*, 2010, vol. 89, pp. 586–591.
46. Prashanth, K.G. Work hardening in selective laser melted Al–12Si alloy / K.G. Prashanth // *Materials Design Processing Communications*. 2019. Vol. 1 (2). Art. e46.
47. *Handbook of Aluminum. Vol. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing* / eds.: G.E. Totten, D.S. MacKenzie. CRC Press: Boca Raton, 2003. 736 p.
48. Zhang, Bi. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review / Bi Zhang, Yongtao Li, Qian Bai // *Chinese Journal of Mechanical Engineering* volume 30, pages 515–527 (2017)
49. Kempen, K. Processing AlSi10 Mg by selective laser melting: parameter optimization and material characterization / K. Kempen, L. Thijs, H. J. Van, et al. // *Materials Science and Technology*, 2014, 31(8): 917-923.
50. Read, N. Selective laser melting of AlSi10 Mg alloy: process optimization and mechanical properties development. / N. Read, W. Wang, K. Essa, et al. // *Materials & Design*, 2015, 65: 417-424
51. Сбитнева, С. В. Некоторые особенности структуры алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления (обзор) / С. В. Сбитнева, Е. А. Лукина, И. Бенариеб. // *Труды ВИАМ*. 2023, № 1, С. 69-83. [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83](https://dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2023-0-1-69-83)
52. Wang, D. Study on energy input and its influences on single-track, multi-track, and multi-layer in SLM / D. Wang, Y. Yang, Y. Chen // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2012. Vol. 58. P. 1189–1199.

53. Liu, Q. C. The effect of manufacturing defects on the fatigue behavior of Ti6Al4 V specimens fabricated using selective laser melting / Q. C. Liu, J. Elambasseril, S. J. Sun, et al. // *Advanced Materials Research*, 2014, 891-892: 1519-1524.
54. Gong, H.J. Influence of defects on mechanical properties of Ti6Al4 V components produced by selective laser melting and electron beam melting / H.J. Gong, K. Rafi, H.F. Gu, et al. // *Materials & Design*, 2015, 86: 545-554.
55. Thijs, L. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V / L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, et al. // *Acta Materialia*, 2010, 58(9): 3303-3312.
56. Weingarten, C. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg / C. Weingarten, D. Buchbinder // *Journal of Materials Processing Technology*. 2015. Vol. 221. P. 112–120.
57. Zhang, B., Li, Y. & Bai, Q. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting / B. Zhang, Y. Li, Q. Bai // : A Review. *Chin. J. Mech. Eng.* 30, 515–527 (2017). <https://doi.org/10.1007/s10033-017-0121-5>
58. Zhang, S. Cracking behavior and formation mechanism of TC4 alloy formed by selective laser melting / S. Zhang, R.Z. Gui, Q.S. Wei, et al. // *Journal of Mechanical Engineering*, 2013, 49(23): 21-27.
59. Qiu, C.L. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti6Al4 V / C.L. Qiu, N.J.E. Adkins, M. M. Attallah // *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 578: 230-239.
60. Gong, H.J. Analysis of defect generation in Ti6Al4 V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes / H.J. Gong, K. Rafi, H.F. Gu, et al. / *Additive Manufacturing*, 2014, 1-4: 87-98.
61. Vilaro, T. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti6Al4 V alloy processed by selective laser melting / T. Vilaro, C. Colin, J.D. Bartout // *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42(10): 3190-3199.



62. Carter, L. N. Process optimization of selective laser melting using energy density model for nickel based superalloys / L.N. Carter, X. Wang, N. Read, et al. // *Materials Science and Technology*, 2015: 1-5.
63. Yadroitsev, I. Parametric analysis of the selective laser melting process / I. Yadroitsev, P. Bertrand, I. Smurov // *Applied Surface Science*, 2007, 253(19): 8064-8069.
64. Gu, D.D. Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium / Gu D.D., Hagedorn Y., Meiners W., et al. // *Acta Materialia*, 2012, 60(9): 3849-3860.
65. Li, R.D. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting / R.D. Li, Y.S. Shi, Z.G. Wang, et al. // *Applied Surface Science*, 2010, 256(13): 4350-4356.
66. Быценко, О.А. Взаимосвязь дефектов структуры жаропрочного никелевого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления, стратегии и параметров сканирования / О.А. Быценко, Е.Б. Чабина, Е.В. Филонова, А.М. Роголёв // *Наука и Образование. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Электрон. журн.* 2016. № 03. С. 121–132.
67. Maskery, I. Quantification and characterization of porosity in selectively laser melted Al-Si10-Mg using X-ray computed tomography / I. Maskery, N.T. Aboulkhair, M.R. Corfield, et al. // *Materials Characterization*, 2016, 111: 193-204.
68. Bauereiss, A. Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting / A. Bauereiss, T. Scharowsky, C. Koerner // *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(11): 2522-2528.
69. Wu, M.W. Anisotropy in the impact toughness of selective laser melted Ti6Al4 V alloy / M.W. Wu, P. Lai, J. Chen // *Materials Science and Engineering: A*. 2016, 650: 295-299.
70. Kasperovich, G. Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting / G. Kasperovich, J. Hausmann // *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 220: 202-214.

71. Leuders, S. On the fatigue properties of metals manufactured by selective laser melting-the role of ductility / S. Leuders, T. Lieneke, S. Lammers, et al. // Journal of Materials Research, 2014, 29(17): 1911-1919.

72. Leuders, S. On the mechanical behavior of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: fatigue resistance and crack growth performance / S. Leuders, M. Thone, A. Riemer, et al. // International Journal of Fatigue, 2013, 48: 300-307.

73. Leuders, S. Fatigue strength prediction for titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting / S. Leuders, M. Vollmer, F. Brenne, et al. // Metallurgical & Materials Transactions A, 2015, 46A(9): 3816-3823.

74. Bakradze, M.M. Special Features of Formation of Surface by Selective Laser Melting / M.M. Bakradze, A.M. Rogalev, D.I. Sukhov, G.G. Aslanyan // Metal Science and Heat Treatment. – 2022. – Vol. 64, No. 1-2. – P. 108-116. – DOI 10.1007/s11041-022-00769-y. – EDN NYZGZO.

75. Классическая обработка изделий, напечатанных на SLM установке. [Электронный ресурс] URL: <https://addtechno.ru/step6-post-processing> (дата обращения 24.04.2023)

76. Постобработка изделий после 3D печати. Ограничения и сложности. [Электронный ресурс] (дата обращения 25.04.2023) URL: [https://topstanok.ru/articles/postobrabotka\\_izdelij\\_posle\\_3d\\_pechati\\_ogranichenia\\_i\\_slozhnosti](https://topstanok.ru/articles/postobrabotka_izdelij_posle_3d_pechati_ogranichenia_i_slozhnosti)

77. Горбатов, И. В. Определение геометрической точности и шероховатости поверхности малогабаритных деталей круглого и квадратного сечения, получаемых в зависимости от расположения в рабочем пространстве принтера по технологии селективного лазерного плавления из стали марки 12X18Н10Т / И. В. Горбатов, Ю. А. Орлов, В. А. Антюфеев [и др.] // Вестник Концерна ВКО "Алмаз – Антей". – 2019. – № 1(28). – С. 59-67. – EDN CDOXTQ

78. Злобин, Е. П. Применение виброгалтовки для постобработки изделий после 3D печати / Е. П. Злобин, Е. С. Гончарова, М. А. Олейник, А.В. Балякин // Самарский университет, г. Самара, УДК 62-1, 2021 г.

79. А. В. Балякин, Е. И. Жученко, Г. В. Смирнов, Н. Д. Проничев. Исследование проблем появления негативной технологической наследственности при изготовлении деталей ГТД методом селективного лазерного сплавления. // Самарский национальный исследовательский университет имени С. П. Королёва, г. Самара, УДК 621.357 Авиация и ракетно-космическая техника, 2019 г.

80. Нагулин, К. Ю. Струйная электролитно-плазменная постобработка деталей газотурбинных двигателей, изготовленных аддитивными методами / К. Ю. Нагулин, А. А. Терентьев, М. Д. Белов, А. Х. Гильмутдинов // Известия высших учебных заведений. Авиационная техника. – 2022. – № 4. – С. 166-173. – EDN WYXYKZ

81. Шальнова, С. А. Аддитивные технологии и лазерная поверхностная обработка как альтернатива классическим методам производства и обработки деталей / С. А. Шальнова // Фундаментальные и прикладные исследования: проблемы и результаты. – 2016. – № 26-2. – С. 38-42. – EDN VZGGMT.

82. Гирфанова, А. Г. Исследование абразивных методов снижения шероховатости поверхности деталей, полученных с использованием аддитивных технологий / А. Г. Гирфанова // Сварка. Реновация. Триботехника: материалы IX Уральской научно-практической конференции. — Нижний Тагил: НТИ (филиал) УрФУ, 2019. — С. 122-126.

83. Галиновский, А.Л. Аддитивные технологии в производстве изделий аэрокосмической техники / А.Л. Галиновский, Е.С. Голубев, Н.В. Коберник, А.С. Филимонов // Москва, Юрайт, 2020, 115 с.

84. Муканов, С.К. Реакционная электроискровая обработка для поверхностного упрочнения и выглаживания аддитивных поверхностей никелевых и титановых изделий : специальность 05.16.06 "Порошковая металлургия и композиционные материалы" : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Муканов Самат Куандыкович, 2021. – 118 с. – EDN TQOXGF.

85. Симунова, С.С. Химическое никелирование алюминиевых сплавов : специальность 05.17.03 "Технология электрохимических процессов и защита от коррозии" : автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук / Симунова Светлана Сергеевна. – Иваново, 1997. – 15 с. – EDN ZKCCBT.

86. Каблов, Е.Н. Перспективные алюминиевые сплавы для паяных конструкций авиационной техники / Е.Н. Каблов, Н.В. Дынин, И. Бенариеб, Н.Д. Щетинина, С.В. Самохвалов, С.В. Неруш // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Т. 19. № 4. С. 179–192.

87. Хмелева, К.М. Современные тенденции защитных гальванических покрытий, работающих при повышенных температурах (обзор) / К.М. Хмелева, И.А. Козлов, Я.Ю. Никитин, А.А. Никифоров // Труды ВИАМ. 2020. № 12 (94). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-75-86

88. Русин, Н.М. Трибологические свойства спечённого сплава (Al-9Si)-40Sn / Н.М. Русин, А.Л. Скоренцев, Н.И. Хорошилова // XII Международная научно-техническая конференция «Современные проблемы машиностроения», стр. 197-202.

89. Каримова, С.А. Разработка способов защиты от коррозии конструкций, работающих в условиях космоса / С.А. Каримова, Т.Т. Павловская //Электронный журнал «Труды ВИАМ», 2013. №4. -10 с.

90. Воробей, В.В. Технология производства жидкостных ракетных двигателей: Учебник. / В.В. Воробей, В.Е. Логинов. -М.: Изд-во МАИ, 2001. – 496 с., Технология самолетостроения. Под ред. проф. А.Л. Абибова, М., Машиностроение, 1970. 600 с.

91. Шрейдер, А.В. Оксидирование алюминия и его сплавов. / А.В. Шрейдер // М., Металлургиздат 1960. – 220 с.

92. Рабоч, А.Г. Анодирование легких сплавов при различных электрических режимах. Плазменноэлектролитическая нанотехнология / А.Г. Рабоч, А.В. Дуб, А.А. Гладкова // – Москва: «Старая Басманная», 2012.-496 с.

93. Патент № 2660747 С2 Российская Федерация, МПК С23С 30/00, С25D 11/04. Износостойкое Оксидное покрытие алюминиевых сплавов : № 2015137089 : заявл. 31.08.2015 : опубл. 09.07.2018 / М. М. Криштал, И. С. Ясников, П. В. Ивашин, А. В. Полуниин ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Тольяттинский государственный университет" (ТГУ). – EDN НХКЛХJ.

94. Криштал, М.М. Повышение износостойкости и коррозионной стойкости оксидных слоев, формируемых микродуговым оксидированием на алюминиево-кремниевых и магниевых сплавах / М.М. Криштал, П.В. Ивашин, А.В. Полуниин, Е.Д. Боргардт // Проблемы и перспективы развития двигателестроения : материалы докладов международной научно-технической конференции, Самара, 22–24 июня 2016 года. Том Часть 1. – Самара: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 2016. – С. 152-153. – EDN WIPWYD.

95. Лесневский, Л.Н. Фреттинг-износ композиционного керамического покрытия, полученного методом микродугового оксидирования на алюминиевом сплаве Д16 / Л.Н. Лесневский, М.А. Ляховецкий, С.В. Савушкина // Трение и износ. – 2016. – Т. 37, № 3. – С. 345-351. – EDN WCLLIP.

96. Замковой, В.Е. Защитные покрытия для рабочих лопаток турбины ГТД / В.Е. Замковой, В.Г. Малышева, О.А. Корогод // Вестник двигателестроения. 2006.Т. 4. С. 37-43.

97. Асланян, И.Р. изнашивание гальванических никель-фосфорных покрытий / И.Р. Асланян, Л.Ш. Шустер // Вестник машиностроения, 2010, № 12, С. 34-38.

98. Kanani, N. Chemische Vernicklung / N. Kanani // Eugen Leutze Verlag, Bad Saulgau, 2007, 778 S.

99. Скопинцев, В. Д. «Ресурсно- и энергосберегающие технологии автокаталитического осаждения покрытий на основе сплава никель – фосфор». Автореферат дисс. д.т.н., РХТУ им. Д. И. Менделеева, М., 2017.

100. Гамбург, Ю.Д. Химическое никелирование (получение никель-фосфорных покрытий путем электрокаталитического восстановления гипофосфитом) / Ю.Д. Гамбург. – М.: РАН. 2020. – 82 с.

101. Мамаев, В. И. Функциональная гальванотехника: учебное пособие/ В. И. Мамаев. – Киров: ФГБОУ ВПО «ВятГУ», 2013. – 208 с.

102. Ершова, Т.В. Гальванические покрытия электроотрицательных металлов и сплавов: учеб.пособие/ Т.В.Ершова, М.А.Матюшин, Т.Ф.Юдина // Иван. гос. хим. - технол. ун-т.– Иваново, 2018.-59 с.

103. Скрябин, В.А. Технология химического никелирования поверхностей изделий / В.А. Скрябин, А.Е. Зверовщиков // Вестник МГТУ им Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение, 2022, №1 (140), С. 71-81. DOI://doi.org/10.18698/0236-3941-2022-1-71-81

104. Лесневский, Л.Н. Материалы и процессы получения твердых смазочных покрытий. / Л.Н. Лесневский // – М.: Изд-во МАИ, 2021. – 224 с.: ил. ISBN 978-5-4316-0870-4.

105. Суминов, И.В. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование) / И.В. Суминов, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людин, и др. // М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 368 с.: ил.

106. Кривенков, А.О. Перспективы применения микродугового оксидирования для получения композиционных материалов с высокими теплофизическими свойствами / А.О. Кривенков, И.А. Казанцев, С.Н., Чугунов. // Сб. статей Всероссийской научно-технической конференции с элементами научной школы для молодежи. Раздел: проведение научных исследований в области машиностроения (часть 1). - Тольятти, ТГУ, 27-28 ноября 2009. – С. 6-11.

107. Криштал, М.М. Влияние структуры алюминиево-кремниевых сплавов на процесс образования и характеристики оксидного слоя при

микродуговым оксидировании / М.М. Криштал // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2004. №9, -С. 20-25.

108. Ramazanova, Zh. M. Effect of micro arc oxidation on the properties of aluminum alloy samples / Zh. M. Ramazanova, M. G. Zamalitdinova, M. Zh. Baidaletova, M. V. Kovalenko // *Комплексное использование минерального сырья.* – 2023. – No. 2(325). – P. 39-46. – DOI 10.31643/2023/6445.16. – EDN BZQBQC.

109. Дударева, Н. Ю. Влияние керамического покрытия, формируемого методом микродугового оксидирования, на прочность поршней двигателей внутреннего сгорания / Н. Ю. Дударева, А. А. Ишемгужин // *Прочность неоднородных структур - ПРОСТ 2023 : Сборник трудов XI Евразийской научно-практической конференции, Москва, 18–20 апреля 2023 года.* – Москва: Общество с ограниченной ответственностью "Студио-Принт", 2023. – С. 192. – EDN JNEWBT.

110. Pezzato, L. Effect of microstructure and porosity of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting on the corrosion properties of plasma electrolytic oxidation coating / L. Pezzato, M. Dabala, S. Cross, K. Brunelli // *Surface Coatings and Technology.* 2020. Vol. 404, Iss. 7. 27 p.

111. Лесневский, Л.Н. Свойства покрытий, формируемых микродуговым оксидированием на образцах из AlSi10Mg, полученных методом селективного лазерного плавления / Л.Н. Лесневский, М.А. Ляховецкий, И.Е. Мальцев, Г.Д. Кожевников // *Цветные металлы: ежемесячный научно-технический и производственный журнал.* 2021. №10 (946). С. 72-79. ISSN 0372-2929/ ISSN 0372-2939.

112. Dehnavi, V. Correlation between plasma electrolytic oxidation treatment stages and coating microstructure on aluminum under unipolar pulsed DC mode / V. Dehnavi, B. Li Luan, X.Y. Liud, D.W. Shoesmith, S. Rohani. // *Surface & Coatings Technology* 269 (2015) 91–99.

113. Guo, Y. Investigation of the Addition of  $(\text{NaPO}_3)_6$  to  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Ceramic Coatings Prepared on AlSi10Mg Selective Laser Melted Components via Micro-Arc

Oxidation / Y. Guo, X. Yuan, X. Li, G. Li, X.Lu, Z. Wang, and Sh.Zhang. // Journal of Materials Engineering and Performance. 2021. P. 11.  
<https://doi.org/10.1007/s11665-021-05858-2>

114. ГОСТ 9.305-84 «Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Операции технологических процессов получения покрытий».

115. ГОСТ 9.302-88 «Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля.

116. Лесневский, Л.Н. Разработка и применение установки для определения фреттинг-износа образцов с твердыми покрытиями / Л.Н. Лесневский, М.А. Ляховецкий // Тезисы докладов XXII Международной Инновационно-ориентированной Конференции Молодых Ученых и Студентов «Актуальные проблемы машиноведения» МИКМУС-2012, М.: Изд-во ИМАШ РАН, 2012. - С.32

117. Еремкина, М.С. Система трибомониторинга для исследования процесса фреттинг-изнашивания в условиях возвратно-поступательного скольжения. / М.С. Еремкина, И.А. Николаев, Г.Д. Кожевников, А.А. Пожидаев // Научно-технический вестник Поволжья, 2020. №. 1. С. 84-87.

118. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2020667087. Программное обеспечение для определения трибологических характеристик пар трения автоматизированного испытательного стенда «Машина трения 1401» / М.А. Ляховецкий, Д.А. Петриченко, Д.Д. Королев, И.А. Николаев. Заявка №2020667087. Дата поступления 10 декабря 2020 г. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 21 декабря 2020 г.

119. Славутский, Л.А. Основы регистрации данных и планирования эксперимента: учебное пособие. Чебоксары: изд-во ЧГУ, 2006. 200 с. Новик Ф.С., Арсов Я.Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами



планирования экспериментов // М.: Машиностроение; София: Техника. 1980. 304 с.

120. Aslanyan, I. R. Development of a Method for Cleaning the Surface of the Parts Produced by Additive Methods / I. R. Aslanyan, M. S. Eremkina, D. A. Zamyshlyayev, I. E. Mal'tsev // Russian Metallurgy (Metally). – 2023. – Vol. 2023, No. 6. – P. 703-708. – DOI 10.1134/s0036029523060101. – EDN WJWZVX.

121. Handbook of Aluminum. Vol. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing / eds.: G.E. Totten, D.S. MacKenzie. CRC Press: Boca Raton, 2003. 736 p.

122. Siddique, S. Very high cycle fatigue and fatigues crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy / S. Siddique, M. Imran, F. Walther // International Journal of Fatigue. 2017. Vol. 94. P. 246–254.

123. Еремкина, М. С. Нанесение никелевых покрытий на детали энергоустановок из сплава AlSi10Mg, полученные селективным лазерным сплавлением / М. С. Еремкина, И. Р. Асланян // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2023. – Т. 27, № 2(100). – С. 53-59. – DOI 10.54708/19926502\_2023\_27210053. – EDN VFCHXX.

124. Gu, D. Effects of Dry Sliding Conditions on Wear Properties of Al-Matrix Composites Produced by Selective Laser Melting Additive Manufacturing / D. Gu, J. Jue, D. Dai, K. Lin, W. Chen. // Journal of Tribology 140(2) Follow journal DOI: 10.1115/1.4037729

125. Aslanyan, I. R. Fretting-Wear of Chemical NiP Coatings Deposited on Parts for Aircraft Engines and Power Plants Obtained by Selective Laser Melting from AlSi10Mg Alloy / I. R. Aslanyan, M. S. Eremkina, A.V. Ionov // ISSN 1068-7998, Russian Aeronautics, 2024, Vol. 67, No. 1, pp. 138–144. © Allerton Press, Inc., 2024. Russian Text © The Author(s), 2024, published in Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenii. Aviatsionnaya Tekhnika, 2024, No. 1, pp. 125–131.

126. Новик, Ф.С. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов / Ф.С. Новик, Я.Б. Арсов // М.: Машиностроение; София: Техника. 1980. 304 с.

127. Славутский, Л.А. Основы регистрации данных и планирования эксперимента / Л.А. Славутский // : учебное пособие. Чебоксары: изд-во ЧГУ, 2006. 200 с.

128. Еремкина, М. С. Исследование микродугового оксидирования на деталях из сплава AlSi10Mg, полученных методом селективного лазерного сплавления / М. С. Еремкина, И. Р. Асланян, И. А. Николаев // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2023. – Т. 27, № 4(102). – С. 41-49. – EDN SYUJCP.

## ПРИЛОЖЕНИЕ 1

### Акт внедрения результатов исследования

УТВЕРЖДАЮ

Зам. генерального директора ПАО «РКК «Энергия»  
по производству и техническому развитию,  
директор завода



С.Ю. Шачнев

АКТ


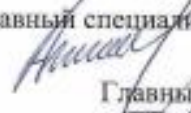

использования результатов исследований

Настоящим актом подтверждается использование в ПАО «РКК «Энергия» им. С.П. Королёва при изготовлении экспериментального теплообменника-термоплаты материалов диссертационной работы Ерёмкиной Марии Сергеевны «Технология обработки поверхностного слоя деталей авиационных двигателей и энергоустановок, полученных методом селективного лазерного сплавления».

Результаты, полученные Еремкиной М.С. в ходе поисковых работ в лаборатории «Плазменные технологии покрытий» кафедры 205 Московского авиационного института использованы при проведении постобработки труднодоступных внутренних полостей экспериментальной термоплаты из сплава AlSi10Mg, изготовленной методом селективного лазерного сплавления.

Экспериментальная термоплата является теплообменником-аналогом типовой термоплаты 77КМЛ.1860-0 гидравлического контура системы обеспечения теплового режима обитаемого модуля космической станции.

Разработанный Еремкиной М.С. технологический процесс постобработки может быть рекомендован к использованию при очистке малодоступных каналов большого удлинения агрегатов систем обеспечения теплового режима и двигательных установок космических аппаратов, полученных методом селективного лазерного сплавления.

  
 Главный технолог  
 В.Ю. Дядченко  
  
 Главный специалист по СОТР  
 А.А. Басов  
  
 Главный металлург  
 В.В. Калугин

## ПРИЛОЖЕНИЕ 2

### Акт внедрения результатов исследования

# ИКАР-ТЕХ

Акционерное общество «ИКАР-Тех»  
(АО «ИКАР-Тех»)

### А К Т

об использовании результатов диссертационной работы аспирантки кафедры 205 «Технология производства двигателей летательных аппаратов» ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национально-исследовательский университет)» Еремкиной Марии Сергеевны

«16» сентября 2024 г.

Москва

№ 4/19 ОАК

УТВЕРЖДАЮ  
Директор по производству  
АО «ИКАР-Тех»  
Н.Ю. Турбин  
«16» сентября 2024 г.



Комиссия в составе:

Председатель комиссии: технический директор Шаргунов Д.В.

Члены комиссии: главный технолог Бачурина Е.Н., начальник проектного отдела Пряникова А.А.

настоящим актом подтверждает использование в АО «ИКАР-Тех» при проведении опытных производственных работ результатов исследований Еремкиной М.С.

Результаты, полученные Еремкиной М.С., использованы при разработке мероприятий по снижению износа поверхности цилиндра авиационного двигателя внутреннего сгорания, полученного селективным лазерным сплавлением из алюминиевого сплава AlSi10Mg.

Полученные Еремкиной М.С. методом микродугового оксидирования покрытия могут быть рекомендованы к использованию в мало и средненагруженных парах трения, в том числе работающих в агрессивных средах, а также в средах с низким содержанием смазывающих жидкостей.

Председатель  
комиссии      Технический директор

Д.В. Шаргунов

члены  
комиссии      Главный технолог

Е.Н. Бачурина

Начальник проектного отдела

А.А. Пряникова