

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»

На правах рукописи



Шлярова Юлия Андреевна

**УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОКРЕМНИСТЫХ СИЛУМИНОВ ПЛАЗМОЙ
ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-
ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ**

1.3.8. Физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
Загуляев Дмитрий Валерьевич

Новокузнецк – 2025

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1 СПОСОБЫ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ	17
1.1 Формирование износо- и коррозионностойких покрытий методами электронно-лучевой, лазерной и электродуговой наплавки.....	17
1.2 Модификация поверхности металлов и сплавов низко- и высокоинтенсивными электронными и мощными ионными пучками	27
1.3 Комплексные методы обработки поверхности металлических материалов .	35
1.4 Влияние легирования иттрием на структуру и свойства сплавов	43
1.5 Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования	49
ГЛАВА 2 ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ	51
2.1 Лабораторная установка для нанесения электронно-плазменных покрытий «ЭВУ 60/10».....	51
2.2 Оборудование для обработки интенсивными импульсными электронными пучками «СОЛО»	54
2.3 Выбор материала исследований	58
2.4 Методика двухэтапной обработки сплавов системы Al-Si.....	62
2.5 Методика определения механических свойств (измерение микротвердости)	63
2.6 Методы анализа структуры и фазового состава поверхностных слоев материала	64
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ СИЛУМИНОВ Al-11%Si И Al-20%Si	67
3.1 Исследование влияния электровзрывного легирования на микротвердость силумина Al-11%Si	67
3.2 Исследование влияния электровзрывного легирования на микротвердость силумина Al-20%Si	69

3.3 Исследование влияния двухэтапной обработки на микротвердость силуминов Al-11%Si и Al-20%Si.....	70
3.4 Выводы по главе 3.....	72
ГЛАВА 4 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ СИЛУМИНОВ Al-11%Si И Al-20%Si В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ	73
4.1 Анализ структуры силумина Al-11%Si в исходном состоянии	73
4.2 Анализ структуры силумина Al-20%Si в исходном состоянии	76
4.3 Анализ структуры и фазового состава силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после электровзрывного легирования системой Al-Y ₂ O ₃	78
4.3.1 Режим электровзрывного легирования ($m_{Al} = 58,9$ мг, $m_{Y_2O_3} = 58,9$ мг, $U = 2,8$ кВ).....	78
4.3.2 Режим электровзрывного легирования ($m_{Al} = 58,9$ мг, $m_{Y_2O_3} = 88,3$ мг, $U = 2,6$ кВ).....	83
4.4 Выводы по главе 4.....	84
ГЛАВА 5 ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИЛУМИНОВ Al-11%Si и Al-20%Si ПОСЛЕ ДВУХЭТАПНОЙ ОБРАБОТКИ.....	85
5.1 Анализ структуры силумина Al-11%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки по режиму № 1.....	85
5.2 Анализ структуры силумина Al-11%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки по режиму №2.....	90
5.3 Анализ структуры силумина Al-20%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки.....	96
5.4 Сравнительный анализ изменений структуры силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки	106
5.5 Выводы по главе 5.....	108
Заключение	111
Список литературы	113

ПРИЛОЖЕНИЕ 137

ВВЕДЕНИЕ

Современное развитие науки и техники требует экономии всех видов ресурсов и улучшения качества на основе создания и внедрения в производство принципиально новой техники и материалов. Повышение качества, надежности, эффективности и производительности машин, инструментов, оборудования и другой машиностроительной продукции в значительной степени связано со стратегическим снижением удельного расхода материалов и потребления энергии. Основным способом достижения этих целей является внедрение инновационных материалов и современных технологий упрочнения, которые способствуют значительному увеличению прочности, износостойкости, коррозионной стойкости и других ключевых физико-механических свойств компонентов машин и инструментов.

Замена черных металлов более легкими альтернативами цветными металлами, в частности алюминием и соответствующими сплавами, имеет большое значение для минимизации удельного расхода материалов в продуктах. Несмотря на то, что алюминий обходится дороже стали, он позволяет снизить вес до 60%. Следовательно, конструкции из алюминия могут оказаться более экономичным вариантом, чем конструкции из стали. Помимо сокращения расхода материалов, крайне важно упростить процессы производства компонентов, изготовленных из алюминиевых сплавов, поскольку они значительно легче поддаются обработке и сборке в сравнении со стальными аналогами.

Литейные алюминиево-кремниевые сплавы (силумины) обладают рядом исключительных технологических характеристик, которые делают их крайне востребованными в различных отраслях промышленности. Вот основные из них:

1. **Высокая литейная текучесть:** силумины обладают хорошей способностью заполнять форму при литье, что позволяет производить сложные изделия с тонкими стенками и высокой точностью.

2. **Малая усадка при кристаллизации:** это свойство сводит к минимуму вероятность образования трещин и дефектов в процессе литья, улучшая качество конечного изделия.

3. **Хорошая коррозионная стойкость:** силумины устойчивы к воздействию коррозионных сред, включая атмосферные условия и воздействие агрессивных жидкостей, что увеличивает срок их службы.

4. **Высокая прочность при низкой плотности:** алюминиево-кремниевые сплавы сохраняют легкость, характерную для алюминия, при этом обладают высокой механической прочностью, что делает их идеальными для конструктивных применений.

5. **Отличные фрикционные свойства:** благодаря наличию кремния, сплав имеет хорошие антифрикционные свойства, что важно для деталей с высокой степенью трения (например, в автомобильных двигателях).

6. **Хорошая обрабатываемость:** силумины легко поддаются механической обработке, что облегчает их использование в производственных процессах.

7. **Высокая термическая стабильность:** эти сплавы обладают устойчивостью к температурным изменениям и не теряют своих свойств при эксплуатации в условиях высокой температуры.

8. **Доступность и экономичность:** силумины отличаются тем, что содержат сравнительно недорогие компоненты – алюминий и кремний, а также изготавливаются по относительно простому технологическому процессу. Все это делает их экономически выгодными материалами для промышленного применения.

Эти свойства обуславливают широкое применение силумина в автомобилестроении (детали двигателей, коробки передач), авиастроении, производстве бытовой техники и других областях, где важны сочетание легкости, прочности и коррозионной стойкости.

Использование этих сплавов позволяет снизить удельную металлоемкость узлов и конструкций, а также уменьшить трудоемкость их изготовления по сравнению с черными и другими металлическими сплавами. Благодаря этому достигается оптимальное сочетание легкости, технологичности и производственных затрат. Следовательно, преимущества силуминов не только

повышают их эффективность в этих отраслях, но и подчеркивают их значение в развитии материаловедения и инженерных дисциплин.

Основными компонентами, которые служат легирующими элементами в составе силуминов, являются, в частности, кремний, магний, медь и цинк, каждый из которых вносит значительный вклад в общие свойства и функциональность сплава. В дополнение к этим основным элементам существует несколько незначительных добавок, включая марганец, титан, никель и различные другие элементы, которые, как было обнаружено, улучшают прочностные и твердость силуминов; однако это улучшение часто происходит за счет снижения индекса пластичности материала в разной степени.

Кремний является неотъемлемым компонентом в области металлургии алюминия и, помимо конкретных сплавов, в которых он служит легирующим компонентом, он обычно оказывает неблагоприятное влияние на эксплуатационные характеристики и технологические свойства алюминиевых изделий. Стоит отметить, что, хотя равновесная растворимость кремния в алюминии относительно высока и составляет 1,65 вес.% при измерении при эвтектической температуре, было замечено, что в условиях неравновесной кристаллизации появление эвтектических фаз мелкодисперсной эвтектической смеси двух фаз может происходить даже тогда, когда концентрация кремния превышает пороговое значение 0,05%. Кроме того, процесс воздействия на алюминиево-кремниевый сплав повышенных температур при подготовке к последующей пластической деформации вызывает превращение, в результате которого эвтектическая фаза переходит в расплавленное состояние. Это явление значительно затрудняет, а в некоторых случаях и вовсе исключает успешное выполнение пластической деформации, поскольку приводит к образованию трещин и других дефектов в изделиях, подвергшихся деформации. Таким образом, сложная взаимосвязь между содержанием кремния и результирующей структурной целостностью алюминиевых сплавов требует пристального внимания и дальнейших исследований для смягчения пагубных последствий, наблюдаемых при промышленном применении.

Тем не менее, широкое внедрение и практическое применение алюминиевых сплавов в производстве корпусных деталей и различных пар трения наталкивается на значительные препятствия из-за заметного несоответствия между присущими им эксплуатационными характеристиками, такими как недостаточная твердость и сниженная износостойкость, и повышенными технологическими стандартами, и требованиями, предъявляемыми современными производственными процессами. Устранение этих недостатков, препятствующих оптимальному использованию алюминиевых сплавов, по своей сути связано с улучшением состава и качества поверхностных слоев рассматриваемых изделий, а также с исследованием и применением инновационных методов обработки поверхности алюминиевых подложек.

В настоящее время существует три метода улучшения физико-механических и эксплуатационных свойств материалов, используемых в промышленности: 1) создание новых высокопрочных сплавов; 2) легирование поверхности сплавов, используемых в промышленности; 3) нанесение на сплавы специализированных износостойких, устойчивых к коррозии и эстетически привлекательных металлических покрытий.

Научные данные свидетельствуют, что комбинирование различных методов обработки поверхности обеспечивает более значительное улучшение физико-механических характеристик и структуры рельефа, чем применение каждого способа отдельно. Однако если сравнивать один метод обработки и разное сочетание методов, то наиболее перспективным выглядит модифицирование поверхности изделий электровзрывным легированием с последующим облучением поверхности высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Электровзрывное легирование дает возможность насыщать поверхность не только простыми металлами, но и сложными соединениями, такими как карбиды, оксиды, бориды и другие. Такой подход позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики обработанного слоя. Последующая обработка высокоинтенсивными импульсными электронными пучками позволяет получить более однородное покрытие с улучшенными физико-механическими свойствами за

счет проплавления поверхностных слоев материала и последующей высокоскоростной кристаллизацией. Помимо этого, рассматриваемая технология модификации поверхности открывает возможности для точного контроля энергетических параметров процесса. Она позволяет проводить локальную обработку – воздействие осуществляется только на поврежденные зоны материала. Такой подход отличается минимальными потерями энергии за счет низкого коэффициента отражения, а также обеспечивает сверхбыстрый нагрев и последующее охлаждение обработанного слоя. Все это в совокупности существенно увеличивает эффективность и результативность метода.

В связи с вышеизложенным представленная работа является **актуальной**, поскольку в ней рассмотрена двухэтапная обработка материала.

Степень разработанности темы.

В настоящее время модификация алюминиевых сплавов – один из наиболее активно исследуемых вопросов как в российской, так и зарубежной науке. Особый интерес представляет применение современных технологий, которые позволяют значительно улучшать структуру и свойства этих материалов. Среди ведущих исследователей этой области можно отметить: М.В. Мальцева, А.В. Рожина, В.К. Афанасьева, А.Н. Прудникова, В.Б. Деева, Е.С. Прусова, Е.С. Лопатину, J. Borowski, J. Qian, Y. Yin, R.S. Rajamure, H.D. Vora, K.G. Prashanth, L. Xi, P. Wang, H. Li, H.V. Prykhodko и др.

Значительный прогресс в области модификации металлов и сплавов достигнут благодаря использованию различных методов обработки поверхности, таких как плазменная обработка, лазерная и электронно-лучевая обработка, ионная имплантация, электродуговая и лазерная наплавка, воздействие электронными и ионными пучками, а также их комбинации. Метод электрического взрыва проводников позволяет эффективно насыщать поверхностный слой металлов и сплавов легирующими элементами и формировать новые структурно-фазовые состояния. Наиболее весомый вклад в исследования по электровзрывному легированию внесли Д.А. Романов и Е.А. Будовских, которые установили важные закономерности упрочнения различных металлических материалов.

Электронно-пучковая обработка позволяет получать нанокompозитные структуры и существенно повышать микротвердость поверхностного слоя материала. Воздействие высокоинтенсивными импульсными электронными пучками способствует формированию более однородного покрытия с улучшенными физико-механическими свойствами. Это достигается благодаря проплавлению поверхностных слоев и последующей высокоскоростной кристаллизации материала. Ведущими российскими исследователями в этой области являются Ю.Ф. Иванов, А.А. Клопотов, А.Д. Тересов, В.В. Шугуров, Л.Л. Мейснер, В.И. Энгелько, В.А. Шулов, а также зарубежные ученые, такие как В. Gao, Y. Zhang, L. Hu, S. Li и др.

В последние годы активно развиваются комплексные или двухэтапные методы обработки, сочетающие электровзрывное легирование с последующей электронно-пучковой или плазменной обработкой. Благодаря этому формируются нанокompозитные структурно-фазовые состояния, что позволяет существенно повышать твердость и эксплуатационные характеристики алюминиевых и других металлических материалов. Вклад в развитие комбинированных методов внесли В.Е. Громов, С.В. Коновалов, А.М. Жукешов, В.И. Калита, С. Zhang, С. Chen, М. Zuo, D. Zhao, X. Teng и др., которые подтвердили эффективность комплексного подхода для упрочнения как цветных, так и черных металлов.

Целью работы является установление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и изменение микротвердости сплавов системы Al-Si (доэвтектического и заэвтектического состава), подвергнутых двухэтапной обработке, включающей электровзрывное легирование оксидом иттрия, с последующим облучением электронным пучком.

Для достижения поставленной цели решены следующие основные задачи:

- 1) разработать способ двухэтапной обработки поверхности силуминов, включающий электровзрывное легирование оксидом иттрия, а также последующую электронно-пучковую обработку зоны легирования;

2) определить влияние двухэтапной обработки на структуру и фазовый состав зоны упрочнения;

3) измерить микротвердость поверхности сплавов Al-11%Si и Al-20%Si после электровзрывного легирования оксидом иттрия и последующей электронно-пучковой обработки при различных режимах;

4) провести послойное исследование структуры модифицированного слоя методом просвечивающей электронной микроскопии, а также установить физические механизмы формирования упрочненной зоны.

Научная новизна. Впервые обнаружено, что на поверхности силуминов, обработанных методом электровзрывного легирования с использованием оксида иттрия, формируется характерное покрытие, которое при последующей электронно-пучковой обработке образует единую зону упрочнения. В ходе исследования были тщательно изучены морфология структурных составляющих и элементный состав, присутствующие в поверхностном слое силуминов, обработанных электровзрывным легированием оксидом иттрия, и выяснилось, что последующее применение электронно-пучковой обработки приводит к заметной дисперсии структуры и переходу в состояние нано- и субмикронного масштаба. Кроме того, данное исследование является новаторским в своем подходе, поскольку оно позволило провести всесторонний количественный и качественный анализ структурных и фазовых состояний поверхностных слоев силумина (доэвтектического и заэвтектического состава) в процессах электровзрывного легирования оксидом иттрия с последующим применением электронно-пучковой обработки. Таким образом, результаты этой диссертационной работы не только подчеркивают сложные взаимодействия между материалами и процессами обработки, но и открывают путь к будущим исследованиям, направленным на изучение всего потенциала силуминов в передовых областях применения.

Теоретическая и практическая значимость работы этого исследования заключается в улучшении понимания физических механизмов формирования структур и фазового состава алюминиевых сплавов Al-Si (как доэвтектических, так и заэвтектических типов) после двухэтапной обработки. Выявлен характер

изменения структуры, фазового состава и микротвердости силуминов Al-11%Si и Al-20%Si.

Эмпирические данные, полученные в результате диссертационного исследования, имеют значительный потенциал для развития теоретических основ структурно-фазовых превращений, особенно в контексте алюминиевых сплавов. Основные положения, сформулированные в диссертационной работе, имеют значительную образовательную ценность и могут быть успешно использованы при подготовке лекционных курсов по физике конденсированного состояния, физическому материаловедению, металловедению и термообработке. Кроме того, результаты, представленные в диссертационной работе, были тщательно проанализированы и изучены в ходе научных исследований, проведенных в Сибирском государственном индустриальном университете. Полученные в диссертационной работе результаты нашли широкое применение в образовательном процессе, способствуя развитию профессиональных знаний и практических навыков у бакалавров, магистров и аспирантов по направлению «Материаловедение и технология материалов», «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов», «Материаловедение», «Физика конденсированного состояния». Практическая значимость работы подтверждена актами внедрения ее результатов в промышленности.

Методология и методы исследования. Методологическая основа настоящего исследования заключается в предположении, что характеристики поверхностных слоев материалов определяются их специфическим химическим составом и особенностями строения, которые формируются в результате воздействия различных технологических режимов и методов обработки. На формирование данных параметров оказывает существенное влияние как природа исходного материала, так и используемые условия обработки.

Модифицирование поверхности осуществлялось в два этапа: 1. Электровзрывное легирование оксидом иттрия на электроразрядной установке ЭВУ 60/10 (ФГБОУ ВО «СибГИУ», г. Новокузнецк); 2. Облучение интенсивным

импульсным электронным пучком в различных режимах, производили с помощью установки «СОЛО» (ИСЭ СО РАН, г. Томск)

Для реализации цели и решения задач диссертационной работы был применен широкий спектр современных методов физического материаловедения, включая оптическую микроскопию, сканирующую и просвечивающую электронную микроскопию, рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ, а также измерение микротвердости. Экспериментальные исследования выполнялись с использованием следующих приборов: оптический микроскоп Olympus GX-51, рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000, сканирующий электронный микроскоп Philips SEM 515, просвечивающий электронный микроскоп JEOL JEM 2100F, микротвердомеры ПМТ-3 и HVS-1000A.

Положения, выносимые на защиту:

1. Изменение микротвердости в силуминах Al-11%Si и Al-20%Si показало, что применение электровзрывного легирования порошком оксида иттрия (Y_2O_3) обеспечивает формирование упрочненного поверхностного слоя с неравномерным распределением микротвердости: максимальные значения микротвердости наблюдаются в приповерхностной зоне толщиной до 100 мкм, с последующим плавным снижением к исходным значениям в объеме сплава.

2. Формирование структуры ячеистой кристаллизации с размером ячеек 0,5-1,3 мкм, разделенных прослойками второй фазы (Si) размером 40-80 нм, для силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после двухэтапной обработки, сочетающей электровзрывное легирование с последующей электронно-пучковой обработкой.

3. Физическая природа повышения механических свойств поверхности алюминиевых сплавов Al-11%Si и Al-20%Si при двухэтапной обработке заключается в измельчении структуры, формировании частиц субмикро- и наноразмерного диапазона и образовании вторых фаз (SiY, YAl_3 , $Y_2Si_2O_7$, Si).

4. Особенности послойного строения поверхностей, сформированных при электровзрывном легировании с последующим электронно-пучковым облучением. Для силумина Al-11%Si в тройных стыках структуры ячеистой кристаллизации выявлено формирование включений второй фазы – SiY, имеющих ограниченную

форму. Для силумина Al-20%Si в поверхностном слое толщиной до 1 мкм и в переходном слое толщиной до 40 мкм формируются включения второй фазы – YAl_3 , $Y_2Si_2O_7$ и Si, обладающие глобулярной формой.

Достоверность результатов работы. Достоверность экспериментальных результатов и обоснованность выводов в основном зависят от глубокого определения четко сформулированных задач исследования, комплексного подхода к их решению с использованием современных методов и методик, значительного объема эмпирических данных, собранных в ходе экспериментов, обширного обзора и анализа существующей литературы по данной теме, а также критического сопоставления закономерностей и тенденций, выявленных в рамках текущего исследования, с эмпирическими данными и выводами других ученых в этой области, что способствовало созданию надежной основы для подтверждения достоверности проведенного исследования.

Личный вклад автора прежде всего состоит во всестороннем анализе существующей литературы по данной теме, тщательном планировании и выполнении ряда экспериментов, включая, процесс нанесения покрытий, проведение точных измерений микротвердости, а также применение передовых аналитических методов, таких как просвечивающая электронная микроскопия и сканирующая электронная микроскопия. А также последующий анализ полученных в результате этих экспериментальных исследований данных, который в конечном итоге приводит к написанию научных статей и тезисов докладов, формулировке основных выводов и основных положений, необходимых для последующей защиты результатов исследования.

Апробация работы. Результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях, чтениях, семинарах и школах: «SMMIB–2019. 21-st International Conference on Surface Modification of Materials by Ion Beams», Томск, 2019; Международная конференция «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций», Томск, 2019; X Ежегодная конференция Нанотехнологического общества России, Москва, 2019; XLV Международная молодежная научная

конференция «Гагаринские чтения-2019», Москва, 2019; Одиннадцатая Международная Конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», памяти академика Г.В. Курдюмова, Черноголовка, 2020; LXIV Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Екатеринбург, 2022; 11th International online symposium on materials in external fields (ISMEF 2022), Novokuznetsk, 2022; Международная научно-техническая молодежная конференция «Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения», Томск, 2022; Международная конференция «Физическая мезомеханика материалов. Физические принципы формирования многоуровневой структуры и механизмы нелинейного поведения», Томск, 2022; Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 2022; XII Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», Черноголовка, 2022; III Международная конференция «Газоразрядная плазма и синтез наноструктур», Казань, 2022; III Международная конференция, посвященная 60-летию ИФТТ РАН «Физика конденсированных состояний», Черноголовка, 2023; XII Международный онлайн-симпозиум «Материалы во внешних полях (МВП–2023)», Новокузнецк, 2023; XIII Международный онлайн-симпозиум «Материалы во внешних полях (МВП–2024)», Новокузнецк, 2024; Всероссийская научная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения», Новокузнецк, 2024; Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», Москва, 2024.

Публикации. Основное содержание диссертационной работы опубликовано в 29 научных работах, включая: 8 статей в журналах, входящих в Перечень, рекомендованный ВАК для публикации результатов диссертационных исследований; 12 статей, проиндексированных в международных базах данных Web of Science и Scopus; 1 монографию; 3 главы в коллективных монографиях; 5 докладов и тезисов, представленных на конференциях различного уровня и других научных мероприятиях.

Соответствие диссертации паспорту научной специальности.

Диссертационная работа по своему содержанию, поставленной цели и задачам, методикам исследования и научной новизне соответствует п. 3. «Экспериментальное исследование воздействия различных видов излучений, высокотемпературной плазмы на природу изменений физических свойств конденсированных веществ.» и п. 6 «Установление закономерностей влияния технологии получения и обработки материалов на их структуру, механические, химические и физические свойства, а также технологические свойства изделий, предназначенных для использования в различных областях промышленности и медицины» паспорта специальности 1.3.8. Физика конденсированного состояния (технические науки).

Структура и объем диссертационной работы. Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, основных выводов и приложения, списка литературы из 175 наименований. Диссертационная работа изложена на 146 страницах машинописного текста, содержит 36 рисунков, 12 таблиц.

Автор считает своим приятным долгом выразить признательность и глубокую благодарность за полезные обсуждения, постоянную поддержку сотрудникам Сибирского государственного индустриального университета: научному руководителю доктору технических наук, доценту Д.В. Загуляеву, д.ф.-м.н., профессору, В.Е. Громову, д.т.н., профессору С.В. Коновалову, д.ф.-м.н., профессору В.В. Коваленко, д.т.н., доценту С.А. Невскому, д.т.н. Д.А. Романову. А также выразить признательность и глубокую благодарность сотрудникам Института сильноточной электроники СО РАН: д.ф.-м.н., профессору Ю.Ф. Иванову.

Работа проводилась в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401 и грантом Российского научного фонда № 24-29-00665, <https://rscf.ru/project/24-29-00665/> «Выявление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний высококремнистых силуминов, упрочненных плазмой электрического взрыва с последующей электронно-пучковой обработкой».

ГЛАВА 1 СПОСОБЫ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ

1.1 Формирование износо- и коррозионностойких покрытий методами электронно-лучевой, лазерной и электродуговой наплавки

В ходе эксплуатации срок службы деталей машин и механизмов постепенно сокращается, их техническое состояние ухудшается из-за износа и повреждений. Каждый год большое количество деталей и изделий становится непригодным для дальнейшего использования, поэтому они отправляются на переплавку. В первую очередь это происходит из-за неизбежного износа, возникающего при эксплуатации различных рабочих поверхностей. Несмотря на это, эти компоненты часто поддаются ремонту с помощью множества методов и приемов, которые могут восстановить их функциональность и продлить срок службы. Финансовые затраты на восстановление компонентов значительно ниже, чем на их изготовление, потому что при восстановлении не требуется осуществлять такие сложные и ресурсоемкие процессы, как переплавка, литье, штамповка и механическая обработка, которые обычно необходимы для производства новых изделий. Например, при производстве автомобильных компонентов затраты на материалы, изготовление заготовок (включая отливки и штамповку) и последующую механическую обработку составляют примерно 70-75% от общей стоимости этих изделий. Напротив, в процессе восстановления деталей эти затраты составляют всего 10-30%, учитывая, что заготовкой служит сама деталь, а обработке подвергаются только требующие ремонта поверхности. Поэтому для восстановления и упрочнения деталей широко используется метод электродуговой наплавки, поскольку он экономически выгоден [1-5].

Для аналогичных целей можно использовать метод электронно-лучевой сварки (наплавки) с использованием ускорителя электронов, который отличается превосходным качеством получаемых покрытий и простотой интеграцией легирующих компонентов [6]. Применение передовых технологий электронно-лучевой сварки с использованием ускорителя электронов способствовало созданию бифункциональных покрытий на подложках из низкоуглеродистой

стали, сформированных из тщательно отобранных смесей карбидов хрома и бора. Эти инновационные покрытия обладают выдающимися свойствами, которые обеспечивают им исключительную износостойкость и значительную защиту от коррозии, тем самым повышая долговечность низкоуглеродистой стали в различных сложных средах [7]. Установлено, что при содержании в наплавочной смеси 9-25 мас.% B_4C формируются покрытия, коррозионная стойкость которых практически не уступает коррозионной стойкости нержавеющей стали. Аномально высокие значения абразивной износостойкости наплавленных слоев, обладающих достаточно высокой коррозионной стойкостью, были получены при содержании в наплавочной смеси 30-35 мас.% B_4C . Авторы считают, что резкое увеличение износостойкости покрытия вызвано образованием в наплавленном слое эвтектической структуры на основе трех типов карбо-боридов хрома с избыточными выделениями высокотвердых износостойких карбоборидов $Cr_7(C,B)_3$ [7].

Для электронно-лучевой наплавки в вакууме использовали порошок из быстрорежущей стали Р6М5. Проведено исследование характеристик, связанных со структурным формированием покрытий, показано, что в упрочненном слое формируется мультимодальное распределение упрочняющих частиц. В покрытиях упрочняющая фаза - это карбиды M_6C и VC . Карбид M_6C встречается в двух формах: сетчатые эвтектические карбиды по границам зерен ($\sim 3,8$ мкм) и дисперсные равноосные карбиды внутри зерен ($< 0,25$ мкм). Карбид ванадия (VC) выглядит как отдельные округлые белые частицы. Обычно они находятся рядом с эвтектическими карбидами M_6C . Объемное соотношение вторичного карбида M_6C и остаточного аустенита в матрице можно изменять в широком диапазоне в зависимости от цикла термической наплавки. Показано, что износостойкость повышается в результате мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$ — и присутствие дисперсных вторичных карбидов в зерновой матрице, что связано с увеличением содержания остаточного аустенита в покрытиях [8, 9].

В аналогичном исследовании, описанном в [10], защитное покрытие было успешно сформировано на подложках из низкоуглеродистой стали методом

безвакуумной электронно-лучевой наплавки, включающей осаждение порошковой смеси, состоящей из карбида хрома (Cr_3C_2) и карбида титана (TiC). Этот инновационный метод наплавки позволяет получить прочное покрытие, имеющее значительную толщину от 2,2 до 3,7 мм и характеризующееся структурой доэвтектического типа, лишенным каких-либо дефектов, таких как трещины и расслоения, которые часто нарушают целостность покрытия. Полученное покрытие обладает значительно повышенной коррозионной стойкостью, что в первую очередь связано с повышенной концентрацией хрома в свариваемом слое, которая достигает 16%. Кроме того, эмпирические данные показали, что включение карбида титана в наплавочную смесь при сохранении идентичных параметров облучения приводит к значительному повышению коррозионной стойкости, примерно в 16-22 раза по сравнению с наплавкой карбида хрома. Это значительное улучшение подчеркивает потенциальные преимущества оптимизации состава порошковых смесей при наплавке с целью улучшения эксплуатационных характеристик материалов. В конечном итоге такие достижения в технологии нанесения покрытий могут иметь серьезные последствия для долговечности компонентов из низкоуглеродистой стали, используемых в различных промышленных применениях.

В работах [11, 12] проведена наплавка толщиной до 1,6 мм высококонцентрированным электронным лучом порошковой смеси, содержащей карбид бора на технически чистый титан. Структурные характеристики образцов отчетливо определяются появлением мелкофазных конгломератов, образующихся вблизи зоны термического воздействия. Кроме того, наблюдается заметное появление микротрещин, связанных, в частности, с процессом наплавки порошковой смеси, содержащей 30 мас.% карбида бора. И наоборот, покрытия, содержащие карбид бора в концентрациях 10 и 20 мас.%, демонстрируют заметное отсутствие аналогичных дефектов, что указывает на значительное различие в поведении материала в сопоставимых условиях. Кроме того, было продемонстрировано, что увеличение доли порошка карбида бора в наплавочной смеси, а именно с 10 до 30 мас.%, коррелирует со значительным повышением

микротвердости поверхностно-легированного слоя, которое возрастает до 6400 МПа. Стоит подчеркнуть, что результаты обширных испытаний демонстрируют значительное снижение скорости износа легированной поверхности – она оказалась в 2,4 раза ниже, чем у исходного титанового материала VT1-0. Это значительное улучшение износостойкости подчеркивает потенциал включения карбида бора в процесс легирования и тем самым предлагает перспективный путь повышения долговечности и эксплуатационных характеристик титановых компонентов в различных областях промышленности. Таким образом, полученные результаты подчеркивают важность состава материалов и методов обработки для достижения превосходных механических свойств, что в конечном итоге открывает путь к прогрессу в области материаловедения и инженерии.

Было продемонстрировано, что наплавка из порошков на никелевой основе с помощью многоканального (48 лучей) CO_2 -лазера, позволяет эффективно получать равномерно структурированное покрытие, достигающее толщины около 2 мм при нанесении на плоские подложки из стали 20. Важно отметить, что в процессе наплавки полученное покрытие не имело признаков растрескивания, что является ключевым фактором при оценке его целостности и долговечности. Кроме того, применение лазерной порошковой наплавки с помощью многоканального CO_2 -лазера известно своей высокой эффективностью, поэтому его можно рекомендовать не только для восстановления поврежденных компонентов, но и для улучшения их прочностных характеристик [13-15].

В ходе различных исследований было доказано, что процесс лазерной наплавки позволяет создавать покрытия, которые не только обладают адгезией, но и обладают твердостью, износостойкостью и устойчивостью к коррозии на различных материалах, причем все они возникают в условиях, характеризующихся быстрым плавлением и последующим затвердеванием [16, 17]. Процесс лазерного нагрева имеет узкую зону фокусировки луча, очень низкое тепловложение, которое, в свою очередь, создает узкую зону теплового воздействия, меньшее остаточное напряжение, а также меньшую деформацию без дополнительной термической обработки до и после сварки [18]. Кроме того, лазерная обработка

позволяет точно контролировать ширину и глубину обработки, избирательно обрабатывать определенные области компонента и сложные детали. Эти свойства могут минимизировать микроструктурные изменения в основном металле, которые могут снизить механическую прочность и химическую стойкость. Значительные исследования [19, 20] были проведены для изучения лазерного плавления поверхности сплавов подшипниковой стали. Установлено, что лазерная технология может обеспечивать очень высокие скорости нагрева при плавлении поверхности, аналогично с быстрым затвердеванием при скорости охлаждения 10^7 К/с. В результате могут быть получены уникальные твердые микроструктуры и возможность повышенной растворимости твердых веществ, возникающая в результате быстрого затвердевания. Полученные данные показали, что твердость расплавленного слоя выше, чем у подложки [19, 20].

Высоколегированные инструментальные стали на основе системы С–Cr являются одним из самых широко используемых материалов для изготовления шарикоподшипников, точных измерительных инструментов, многих автомобильных компонентов, штампов для холодной штамповки, а также ходовых винтов станочных механизмов. В работе [21] на инструментальную сталь с высоким содержанием С–Cr было нанесено покрытие VC (карбид ванадия) с использованием лазерной наплавки при различных мощностях обработки (2000, 1500 и 1000 Вт). Основная микроструктура подложки состоит из отпущенного мартенсита и зернистых частиц карбидов легирующих элементов (в основном карбидов хрома). В качестве упрочняющей фазы использовали порошок VC (карбида ванадия) с чистотой 99% и размером частиц 40-50 мкм. Наплавленный слой состоит из частиц VC, диспергированных в матрице мартенситных пластин, игольчатых карбидов ($Cr_{23}C_6$ и M_7C_3) и некоторого количества остаточного аустенита. При мощности обработки 2000 и 1500 Вт сформированные композитные слои демонстрируют хорошее металлургическое сцепление с подложкой без каких-либо пустот или других дефектов (трещины и сеть трещин), но при мощности обработки 1000 Вт данные дефекты видны. Было обнаружено, что уменьшение мощности лазера увеличивает твердость вблизи свободной поверхности

обрабатываемой зоны. Установлено, что износостойкость поверхностного слоя более чем в 40 раз выше по сравнению с основным металлом.

В исследовании [22] применялся новый метод – лазерно-плазменное гибридное напыление – для нанесения покрытия Al-Si/Al₂O₃ на подложку из магниевого сплава AZ91D, который отличается легкостью и высокой прочностью. Главная задача работы заключалась в изучении влияния мощности лазера на структуру и свойства покрытия. Установлено, что наличие переходного слоя Al-Si значительно улучшает сцепление покрытия с основным материалом, а увеличение мощности лазера способствует уменьшению количества нерасплавленных частиц и формированию более плотной структуры. В результате адгезионная прочность покрытия составила 25,62 МПа, а максимальная твердость – 4,61 ГПа. Кроме отличных механических параметров, покрытие показало высокую коррозионную стойкость: оно выдерживало воздействие нейтрального солевого тумана более 900 часов без существенного повреждения. Общие результаты демонстрируют большие перспективы применения данной технологии в промышленности для повышения долговечности изделий. Исследование также дает полезную информацию для оптимизации процесса нанесения покрытий на магниевые сплавы с целью повышения их срока службы и надежности.

В исследовании [23] при увеличении плотности энергии лазера была получена непрерывная, плотная пленка с хорошим металлургическим соединением на границе раздела. Лазерное легирование поверхности алюминия молибденом привело к образованию различных твердых интерметаллидных фаз (Al₅Mo, Al₈Mo₃, Al₄Mo и AlMo₃), что увеличило износостойкость примерно в 5-6 раз по сравнению с исходным алюминием марки Al1100.

Влияние лазерной обработки на свойства поверхностного слоя алюминиевых сплавов AlSi₆Cu₄ и 6082 исследовано в работе [24]. Установлено, что твердость сплава AlSi₆Cu₄ возросла с уровня 60-80 HV_{0,1} до уровня 120 HV_{0,5} за счет лазерной обработки, а термическая обработка дисперсионным упрочнением привела к дальнейшему повышению твердости обработанных лазером зон до уровня 160 HV.

Полученная равномерная структура позволяет предложить такую технологию повышения твердости и износостойкости этих сплавов.

Селективное лазерное плавление – метод аддитивного производства, при котором деталь создается послойно путем плавления верхнего поверхностного слоя с помощью лазера высокой интенсивности [25-27]. Lijing Z. и др. [25] исследовали влияние селективного лазерного плавления на микроструктуру и изменение твердости сплава Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si. После обработки сплава были выделены три зоны: зона лазерного плавления, зона смешения и зона термического влияния. В зоне лазерного плавления появлялась либо чрезвычайно мелкая ячеисто-дендритная структура, либо зона смешения матрицы α -Al и наноразмерных частиц $Al_{12}(Fe, V)_3Si$. При уменьшении скорости сканирования лазерного луча зона ячеисто-дендритной структуры внутри зоны лазерного плавления значительно сократилась, а зона смешения расширилась. Испытания на микротвердость показали, что твердость образцов, обработанных методом селективного лазерного плавления, намного превышает твердость литого сплава Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si.

В работах [26-29] Prashanth K.G. и др. сплав Al-12%Si был успешно синтезирован из металлических порошков с помощью передовой технологии, известной как селективное лазерное плавление, которая представляет собой процесс, в котором сфокусированные лазерные лучи используются для выборочного плавления и сплавления порошковых материалов слой за слоем. Исследование показало наличие чрезвычайно тонкой и сложной ячеистой структуры, которая характеризовалась наличием остаточного свободного кремния, расположенного в основном вдоль границ ячеек. В результате испытаний на растяжение, проведенных при комнатной температуре, исследование показало, что сплав обладает исключительными механическими свойствами: предел прочности на разрыв составляет примерно 260 МПа и 380 МПа, соответственно, а деформация при разрушении составляет около 3%, что означает его способность подвергаться деформации до разрушения.

В исследовании [30] подробно изучались микроструктурные особенности сплава Al-11,28%Si, который был изготовлен методом лазерного напыления. Этот способ позволяет создавать покрытия и детали сложной формы за счет осаждения расплавленного материала. В работе использовали лазерное прямое осаждение металла с предварительно легированным порошком Al4047, благодаря чему получены прочные тонкостенные образцы. Анализ микроструктуры показал, что в разных частях образца наблюдаются заметные различия в форме и размерах структур. Также было обнаружено, что микроструктура в каждом слое постепенно меняется – от столбчатой дендритной формы к более совершенной микроклеточной структуре.

Известен [31] способ производства износостойких покрытий на компонентах, который включает нанесение порошкового материала лазерным лучом на поверхность в среде защитного газа. Этот процесс приводит к образованию прочного износостойкого слоя и осуществляется с помощью лазерной головки, оснащенной как внешними, так и внутренними соплами, где лазерный луч намеренно расфокусируется. В ходе этой сложной процедуры порошковый материал вместе с защитным газом подается коаксиально через зазор между соплами и лазерным лучом, что обеспечивает оптимальное нанесение. Затем во вновь образованном износостойком слое та же лазерная головка используется для создания канавок, пронизывающих более половины толщины износостойкого слоя, которые затем заполняются твердой смазкой для повышения эксплуатационных характеристик и долговечности.

Методология, описанная в [32], относится, в частности, к специализированной области методов упрочнения поверхности, используемых на изделиях, подвергающихся условиям износа, характеризующимся значительными эксплуатационными нагрузками. Этот сложный и многогранный процесс требует точной деформации обрабатываемой поверхности, которая достигается за счет использования деформирующего элемента с последующим применением технологии лазерной обработки. Этап деформации выполняется за один проход, обеспечивая прохождение всей ширины обрабатываемой поверхности и

одновременно покрывая всю длину рабочей области деформирующего элемента, ось которого ориентирована под определенным углом в диапазоне от 80° до 85° по отношению к траектории его движения. Кроме того, при воздействии ультразвуковых колебаний на деформирующий элемент возникает заметная корреляция, заключающаяся в том, что ширина следа, создаваемого лазером за один проход, точно эквивалентна ширине деформационного следа, созданного на обрабатываемой поверхности, что обеспечивает однородность процесса обработки. Кроме того, маневрирование обрабатываемой поверхности относительно деформирующего элемента осуществляется со скоростью перемещения, количественно эквивалентной диапазону $(1,0 \div 1,5)V$, где V - скорость перемещения по обрабатываемой поверхности пятна, образованного лучом лазера, мм/с. Таким образом, этот инновационный подход не только улучшает целостность поверхности механических компонентов, но и объединяет передовые методы оптимизации производительности в сложных условиях эксплуатации.

Одним из современных и перспективных направлений в области создания высокотвердых покрытий является метод, основанный на обработке поверхности потоком рабочей газовой среды под воздействием лазерного излучения [33]. В данном способе на поверхность объекта направляется поток рабочего газа — смеси несущего газа и химически активных реагентов — под давлением не менее 0,5 атм. Лазерное импульсно-периодическое излучение фокусируется на этот поток, инициируя в зоне воздействия образование лазерной плазмы. С помощью такой конфигурации удастся реализовать эффективный синтез различных высокотвердых соединений, включая карбонитриды кремния (SiCN) и бора (BCN). Введение реагентов в виде газов, паров либо микро- и/или наноаэрозолей, а также возможность точного позиционирования обрабатываемой поверхности относительно потока, значительно расширяют диапазон управляемых параметров процесса и позволяют формировать покрытия с заданными характеристиками [33].

Методология процесса аддитивной обработки алюминий-кремниевых (Al-Si) сплавов, представлена в работе [34]. Этот метод предполагает послойное применение лазерной наплавки, включающих нанесение порошкового материала,

состоящего из смеси частиц кремния и алюминия, на поверхность обрабатываемого материала. В ходе этого сложного процесса происходит одновременное введение порошкового материала в зону обработки, которое происходит вместе с потоком технологического газа, что способствует более эффективной и результативной наплавке. Тщательное регулирование различных технологических параметров играет решающую роль в определении степени высокой степени гомогенизации расплава, которая впоследствии влияет как на микроструктурные характеристики поверхностного слоя, так и на результирующие физико-механические свойства изготовленных изделий. Следовательно, этот сложный подход позволяет получать продукты, обладающие чрезвычайно высокими физико-механическими свойствами, что повышает их эксплуатационные характеристики.

Изобретение [35] описывает эффективный способ увеличения долговечности деталей, которые работают в условиях сильного абразивного износа. Основой этого метода является вибродуговая наплавка износостойкого металлокерамического композита с применением графитового электрода. В состав наплавляемого материала входят консолидированные сплавы карбидов, боридов, нитридов, а также армирующие сверхтвердые включения – карбид бора, корунд и карбокорунд. Кроме того, во время наплавки происходит легирование поверхности бором, азотом и углеродом, что способствует дополнительному упрочнению обработанных деталей. После наплавки поверхность детали подвергается термической обработке, включающей: нагрев до 750...770 °С с выдержкой 1,5...2 мин, последующую закалку и низкий отпуск при 150...160 °С в течение 8...10 мин. Такой многоступенчатый подход приводит к существенному росту эксплуатационных характеристик: ударная вязкость увеличивается в среднем в два раза, а износостойкость – в три раза по сравнению с исходными материалами при абразивном изнашивании [35].

В работе [36] изложена технология поверхностного упрочнения стальных деталей, сочетающая локальное легирование и термодиффузионное насыщение. Способ начинается с нанесения на поверхность детали специальной обмазки, содержащей легирующие элементы – хром (48-49 мас.%) , марганец (48-49 мас.%)

и титан (2-4 мас.%). Локальное легирование проводится за счет нагрева плазменной дугой в защитной атмосфере аргона, что позволяет обеспечить направленное перенос легирующих компонентов в поверхностный слой металла. Затем реализуется процесс термодиффузионного насыщения поверхности указанными элементами путем нагрева детали до температуры 760-850 °С с выдержкой 2...2,5 ч и последующим охлаждением. На заключительном этапе изделие подвергается цементации: нагрев токами высокой частоты до 1200-1250 °С в течение 20-30 мин. Таким образом, заявляемый способ упрочнения детали из стали позволяет получить изделия с повышенными эксплуатационными характеристиками, а именно высокими износостойкостью и устойчивостью к ударным и знакопеременным нагрузкам [36].

В работе [37] представлен прогрессивный способ комбинированного упрочнения металлов, который нашел применение в машиностроении и металлургии, особенно для деталей, работающих при износе и знакопеременных нагрузках. Методика включает два ключевых этапа: 1. Локальное легирование поверхности — реализуется с помощью лазерного нагрева наносимой обмазки, содержащей хром, ванадий или титан. 2. Термодиффузионное насыщение — проводится при температуре 650-750 °С, выдерживается в течение 3-4 ч, завершается контролируемым охлаждением. Эти процессы способствуют формированию равномерного диффузионного слоя толщиной 120 до 150 мкм по всей поверхности детали, независимо от ее формы. Лазерная обработка также помогает снизить внутренние напряжения, улучшая целостность и надежность покрытия [37].

1.2 Модификация поверхности металлов и сплавов низко- и высокоинтенсивными электронными и мощными ионными пучками

За последние десятилетия в промышленности все большее распространение получает технология обработки материалов интенсивными импульсными потоками энергии — такими как ионные, электронные и лазерные пучки. Суть данного метода заключается в быстром нагреве поверхности до температур, при которых материал плавится, за чем следует кристаллизация при сверхвысоких

скоростях охлаждения (10^4 - 10^8 K/c). В результате такой обработки формируются модифицированные слои толщиной более 10 мкм. Эти слои отличаются градиентным фазовым составом, мельчайшей дисперсной структурой и высокой концентрацией дефектов. Подобная структура обеспечивает существенный рост твердости и износостойкости, благодаря чему технология широко используется для повышения эксплуатационных характеристик конструкционных деталей и инструмента.

Мейснер Л.Л. и его коллеги в своих работах [38-43], тщательно изучают влияние обработки электронным пучком на топографию поверхности, а также разнообразные физико-механические свойства сплавов Ti-Ni, усиленных танталовыми покрытиями. Применение электронно-пучковой обработки приводит к появлению существенно развитого рельефа поверхности, параметры шероховатости которого в четыре раза превышают параметры, наблюдаемые в исходных необработанных образцах. Было установлено, что этот процесс модификации поверхности не оказывает вредного воздействия на функциональные свойства материала в типичных эксплуатационных условиях, что подчеркивает эффективность обработки. Кроме того, в работах подчеркивается важность методов обработки поверхности для оптимизации эксплуатационных характеристик материалов, позволяющих разрабатывать более надежные и эффективные инженерные решения. В конечном итоге исследование представляет собой убедительные аргументы в пользу продолжения изучения и применения электронно-пучковой обработки для развития технологий производства сплавов и их практического внедрения.

Сложные микроструктурные конфигурации, присутствующие в поверхностных слоях титанового сплава, обработанного сильноточным импульсным электронным пучком при контролируемой плотности энергии в диапазоне от 18 до 20 Дж/см², в основном отвечают за реализацию оптимальных рабочих характеристик, критически необходимых для эксплуатационной эффективности турбинных лопаток. Процесс облучения титанового сплава не только вызывает значительные изменения на микроструктурном уровне, но и

приводит к образованию чрезвычайно высокопрочного поверхностного слоя, характеризующегося мелкодисперсной микроструктурой, которая имеет толщину около 25 мкм, что повышает общие механические свойства и долговечность материала в сложных эксплуатационных условиях. При облучении формирующаяся структура сплава оказывает влияние на свойства турбинных лопаток, поскольку образовавшиеся мартенситные тонкодисперсные α' - и α'' -пластины располагаются почти параллельно поверхности детали, что приводит к существенному повышению прочностных свойств при растягивающих или знакопеременных нагрузках и, соответственно, увеличению предела выносливости деталей. Следовательно, взаимодействие между обработкой высокоэнергетическим электронным пучком и результирующими микроструктурными преобразованиями играет ключевую роль в повышении эксплуатационных характеристик титанового сплава, что в конечном итоге приводит к повышению надежности и долговечности турбинных лопаток, которые являются неотъемлемой частью производительности современных аэрокосмических и промышленных турбин [44, 45].

Исследования [46, 47] показывают, что обработка титанового сплава электронным пучком при ускоряющем напряжении 25,2 кВ и длительности импульсов 15 и 25 мкс вызывает заметные изменения микроструктуры. Итогом такого воздействия становится формирование более однородной поверхности и эффективное удаление примесей, что существенно повышает коррозионную стойкость материала. Кроме того, наблюдается существенный рост твердости поверхностного слоя – более чем на 60% по сравнению с исходным состоянием.

Образование субмикроструктурной зеренной структуры является еще одним путем повышения механических свойств сплавов. На напыленные покрытия из титана на поверхности образцов из стали 40Х и эвтектического силумина воздействовали высокоинтенсивным электронным пучком субмикронной длительностью. Насыщение атомами титана поверхностного слоя стали приводит к формированию субмикроструктурной зеренной структуры, стабилизированной частицами карбида титана. Обогащение поверхности силумина

атомами титана способствует образованию в приповерхностном слое наночастиц алюминидов и силицидов титана. Именно появление таких нанофаз считается одним из ключевых факторов, обеспечивающих возрастание микротвердости обработанных материалов [48].

В работах Gao В. и соавторов [49-51] изучалась обработка заэвтектического сплава Al-17,5%Si сильноточным импульсным электронным пучком. В результате обработки было выявлено, что структура поверхности меняется в зависимости от состава и зоны. Верхний расплавленный слой делится на три части: зону, обогащенную кремнием, зону, обогащенную алюминием, и промежуточную зону на их границе. В кремнийсодержащей зоне формируются мелкие дисперсные сферические нанокристаллы кремния, которые окружены алюминиевыми ячейками. В алюминиевой зоне наблюдается наноячеистая структура с размером ячеек около 100 нм. Промежуточная зона состоит из эвтектической структуры. С увеличением числа импульсов увеличивается площадь зоны, богатой кремнием, а ячеистые структуры постепенно превращаются в более мелкие равноосные зерна. Кроме того, для первичного кремния отмечено градиентное изменение микротвердости от центра к краю структуры. Все это говорит о том, что параметры электронно-лучевой обработки существенно влияют на формирование структуры и свойств верхнего слоя сплава.

В исследовании [52] были изучены микроструктурные изменения и свойства силумина с низким содержанием кремния (Al-12,6%Si) после обработки сильноточным импульсным электронным пучком. Проведенная обработка позволила сформировать однородную и мелкозернистую структуру материала. Благодаря этому износостойкость сплава возросла в 2,5 раза по сравнению с исходными характеристиками.

Воздействие сильноточного импульсного электронного пучка на нержавеющую мартенситную сталь сопровождается образованием микроструктуры в поверхностном слое, состоящей из трехфазной смеси: (i) мелкие зерна δ -Fe, (ii) более крупные γ -зерна, зародившиеся на верхней поверхности материала, и (iii) игольчатые образования, полученные в результате

твердотельного мартенситного превращения. Несмотря на эту сложную многофазную микроструктуру, коррозионные характеристики были значительно улучшены. Увеличение потенциала коррозии и замедленная точечная коррозия в основном объясняются увеличением содержания Cr с 13,3 мас.% до ~14 мас.% на поверхности вместе с очень ограниченным количеством поверхностных кратеров. Твердость верхнего поверхностного расплавленного слоя увеличилась более чем на 50% из-за запуска мартенситного превращения [53].

В работе [54] были исследованы изменения микроструктуры, механических свойств и коррозионного поведения аустенитной нержавеющей стали AISI 304, обработанной псевдоискровым импульсным электронным пучком с различным числом импульсов. Псевдоискровой импульсный электронный пучок представляет собой высокочастотный, узконаправленный импульсный поток электронов. Его отличительными особенностями являются быстрый рост тока $\sim 10^{12}$ А/с, высокая плотность мощности, достигающая 10^9 Вт/см², а также очень кратковременный импульс длительностью от 100 до 1000 нс. Диаметр самофокусирующегося электронного луча варьируется от 0,5 до 6 мм. Благодаря этим характеристикам псевдоискровой электронный пучок позволяет осуществлять интенсивную и локальную обработку поверхностей различных материалов. В результате было установлено, что осажденная фаза феррита растворяется в матрице, образуя гомогенный состав в модифицированном слое. Наблюдения за микроструктурой показали, что однородные субмикронные зерна с полосами скольжения в разных направлениях были распределены в модифицированном слое, полностью заменяя исходные крупные зерна (более 10 мкм) после обработки 5000 импульсов. Микротвердость нержавеющей стали AISI 304 увеличивалась за счет количества импульсов обработки, что в основном объяснялось измельчением зерна и с увеличением пластической деформации полос скольжения, дислокаций и двойников в модифицированном слое. Образец, обработанный 5000 импульсами, показал самый высокий потенциал коррозии и поляризационную стойкость из-за однородного распределения легирующих элементов в модифицированном слое.

Научное исследование обработки поверхности изделий, изготовленных из жаропрочных сплавов, подвергшихся облучению сильноточным импульсным электронным пучком, подробно описано в [55]. Этот усовершенствованный метод обработки выполняется с использованием электронного пучка, характеризующегося длительностью импульса от 20 до 50 мкс, энергией электронов 110-120 кэВ, а плотность энергии в каждом импульсе колеблется от 18 до 45 Дж/см², а общее количество передаваемых импульсов варьируется от 2 до 5, а затем следует фаза стабилизирующего отжига, которая проводится в вакуумной среде при давлении не более 10⁻⁵ мм рт.ст. в течение периода от 2 до 6 ч. Критическая плотность энергии, необходимая для эффективной обработки, определяется в диапазоне, что обеспечивает равномерное плавление материала в поверхностном слое толщиной от 20 до 25 мкм, что позволяет избежать локальной нестационарной абляции, которая может привести к появлению нежелательных свойств поверхности, таких как кратеры и микротрещины. При использовании пучка электронов с плотностью энергии от 18 до 20 Дж/см² для сплавов $\alpha+\beta$ -титана, от 20 до 22 Дж/см² для жаропрочных сталей и от 40 до 45 Дж/см² для никелевых сплавов было установлено, что шероховатость обработанной поверхности существенно снижается и достигает значений Ra = 0,10-0,35 мкм. Кроме того, такой разумный выбор плотности энергии не только повышает предел прочности обработанных материалов на 20-40%, но и заметно повышает их коррозионную стойкость в 3-6 раз, одновременно способствуя повышению устойчивости к пылевой эрозии более чем в два раза.

В данной теме особый интерес представляет сравнительная методология, описанная в работе [56]. Суть подхода заключается в обработке рабочей поверхности изделия серией повторяющихся циклов нагрева с использованием низкоэнергетических сильноточных импульсов электронного пучка. Основная цель этого метода – повысить эксплуатационные характеристики поверхностных слоев конструкционных материалов, таких как нержавеющая сталь и алюминиевые сплавы. Применение подобной обработки способствует существенному увеличению коррозионной стойкости, микротвердости и износостойкости, что

критически важно для сохранения прочности и долгого срока службы изделий при их эксплуатации.

В работе [57] описан способ значительного увеличения износостойкости композитных твердых сплавов, включающих карбид титана (TiC) и связку на основе никеля и хрома (Ni-Cr). Для обработки используются импульсные электронные пучки с высокой плотностью тока, обладающие энергией 10-30 кэВ, числом импульсов от 10 до 30 и плотностью энергии 30-40 Дж/см², при длительности каждого импульса 150-200 мкс. Применение данной методики приводит к более чем трехкратному увеличению износостойкости полученных материалов, что положительно сказывается на их долговечности и эксплуатационных качествах.

Образцы спеченного твердого сплава T15K6 (WC-15TiC-6Co, мас.%) представляли собой тетраэдрические пластинки размером 10×10×4 мм. Элементный состав сплава: W – 46%, Ti – 12%, Co – 5%, C – 37 ат.%. Фазовый состав включал карбид вольфрама (WC), твердый раствор (Ti,W)C и кобальт (Co). Твердость сплава по Виккерсу составляла 13±2 ГПа. Процесс обработки, включающий применение интенсивных импульсных электронных пучков к твердому сплаву WC-TiC-Co, приводит к появлению сложной многослойной структуры. В результате образуются вольфрам-супернасыщенный твердый раствор (Ti, W)C и происходит преобразование WC → W₂C, которое вызвано расплавлением поверхностных слоев и их последующим быстрым затвердеванием. Изменения структуры и фазового состава приводят к увеличению микротвердости поверхностного слоя в 1,5-3 раза и снижению коэффициента трения в 2-3,5 раза [58, 59].

Мощный ионный пучок представляет собой высокосфокусированный поток заряженных частиц, который может состоять из разнообразных композиций плазмы, существенно различающихся по своему элементному составу. Использование мощных ионных пучков служит изменению поверхности материалов, тем самым улучшая их физико-механические и химические характеристики, особенно в отношении металлов и связанных с ними сплавов.

Благодаря стратегическому применению надежного ионного пучка для модификации материалов можно наблюдать значительное улучшение ряда ключевых свойств материала: микротвердость, коррозионную стойкость и износостойкость [60].

Воздействие мощного ионного пучка с плотностью тока 150 А/см^2 на поверхность алюминиевого сплава Д16Т при комнатной температуре приводит к формированию крупных кратеров, размер которых составляет примерно 90 мкм, а поверхностная плотность достигает $1,2 \times 10^4 \text{ см}^{-2}$. Это существенно изменяет морфологию поверхности. При нагреве сплава до $100 \text{ }^\circ\text{C}$ наблюдается уменьшение диаметра и высоты кратеров, что приводит к частичному сглаживанию поверхности. Повышение температуры предварительного нагрева до $300 \text{ }^\circ\text{C}$ еще больше снижает средний размер кратеров и их плотность, достигая 25 мкм и $3 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$, соответственно [61].

Исследования [62] показали, что воздействие мощных импульсных пучков ионов углерода приводит к формированию дефектов на поверхности субмикроструктурных титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ6 — образуются кратеры диаметром от долей микрометра до 80-100 мкм. С самого начала титановый сплав ВТ1-0 характеризуется относительно однородной структурой со средним размером зерен около 0,31 мкм, в то время как сплав ВТ6 имеет немного больший средний размер зерен, составляющий около 0,9 мкм. Воздействие ионного пучка вызывает изменение размера зерен в приповерхностном слое: у сплава ВТ1-0 отмечается увеличение среднего размера зерен до 0,54 мкм, причем рост происходит преимущественно в поперечном направлении. Для сплава ВТ6, наоборот, зерна уменьшаются в размере и стабилизируются вблизи значения 0,54 мкм. Многократное облучение (50 импульсов) ведет к дальнейшему увеличению зерен: их средний размер достигает 2,2 мкм для ВТ1-0 и 1,6 мкм для ВТ6. Таким образом, облучение способствует унификации размеров зерен после однократной обработки, а при многократном воздействии происходит их значительное укрупнение [62].

Применение ионно-плазменной технологии нанесения титанового покрытия, отличающегося исключительной износостойкостью и коррозионной стойкостью, на изделие из алюминиевого сплава [63]. Осаждение титанового покрытия происходит в два этапа: предполагающих создание промежуточного и первичного слоев при одновременной подаче отрицательного напряжения смещения до 300 В. В результате воздействия ионно-плазменной обработки наблюдается заметное повышение твердости поверхности алюминиевого сплава в 3,5 раза. Как известно, увеличение поверхностной твердости приводит к увеличению механической износостойкости.

В работе [64] рассматривается способ обработки поверхности твердосплавных деталей с помощью импульсных сильнофокусированных электронных пучков. В качестве рабочего газа применялись инертные газы – криптон и ксенон, которые существенно влияют на формирование микроструктуры. В результате такой обработки наблюдается интенсивная фрагментация верхнего слоя материала: внутри отдельных зерен выявляются микрочастицы карбидной фазы. Особенно заметное дробление структуры происходит при использовании ксенона, что подчеркивает важность выбора газовой среды для управления микроструктурой обработанных изделий [64].

1.3 Комплексные методы обработки поверхности металлических материалов

Одной из наиболее перспективных и инновационных областей исследований в современном физическом материаловедении является изучение комбинированных технологий обработки металлов и соответствующих сплавов. Концепция комбинированной обработки основана на синергетическом подходе, объединяющем две или более различных методологии, направленных на улучшение свойств поверхности различных материалов, что способствует повышению эксплуатационных характеристик и долговечности.

В работах [65-67] методом электронно-лучевой наплавки с последующим воздействием импульсной обработки низкоэнергетическими электронами на низкоуглеродистой стали сформирована нано- и ультрадисперсная зеренная структура, пронизанная системой наноразмерных пор. Показано, что в зоне

вторичного импульсного воздействия нанотвердость и модуль упругости достигают высоких значений. Коэффициент трения и площадь поверхности износа покрытий после импульсной обработки уменьшаются в 2-7 раза по сравнению с исходной наплавкой.

Актуальной научно-технической задачей является создание экологически чистых и энерго- и ресурсосберегающих технологий на основе вакуумного дугового разряда. Комплексная обработка в работе [68] заключается в очистке загрязненной металлической поверхности и нанесении защитных покрытий на нее. Установленная зависимость между режимами очистки и температурой образца позволила определить значения поверхностной плотности заряда, необходимые для нагрева изделий на 1К, которые находятся в диапазоне (8,7-9,4) Кл/м². Это позволяет оптимизировать параметры комплексной обработки поверхности изделий вакуумно-дуговым методом. Применение вакуумно-дуговой технологии для очистки и обработки металлических поверхностей значительно улучшает их адгезионные и коррозионные свойства. Кроме того, нанесение покрытий вакуумно-дуговым и ионно-плазменным способами с использованием специальных материалов, таких как нержавеющая сталь, на изделия из обычных сортов стали обеспечивает сохранение структуры и стехиометрического состава напыляемого материала.

Поверхностному легированию электронно-плазменным методом были подвергнуты образцы стали 12X18H10T [69]. В исследовании использовали аустенитную нержавеющую сталь 12X18H10T (Cr 17–19%, Ni 9–11%, Ti ~0,8%, остальное – Fe). Образцы были в виде пластин 10×10×4 мм. Систему «пленка/подложка» толщиной 0,5 мкм формировали на подложке методом вакуумно-дугового напыления с помощью плазменного ассистирования, используя катод из спеченного псевдосплава сплава Zr – 6 ат.% Ti – 6 ат.% Cu. Затем модифицированный слой «пленка (Zr-Ti-Cu)/(сталь 12X18H10T) подложка» обрабатывали интенсивным импульсным электронным пучком. Последующая высокоскоростная кристаллизация сопровождается формированием в поверхностном слое структуры ячеистой кристаллизации α -железа, выделением по

границам ячеек частиц Cr_2Zr , Cr_3C_2 и TiC , что в совокупности позволило повысить микротвердость материала в 1,3 раза, модуль Юнга в 1,2 раза, износостойкость в 2,7 раза и уменьшить коэффициент трения в 3 раза.

В исследовании [70] использовалась высокодинамичная и взрывоопасная методика, направленная на создание ускоренного потока композитных частиц, состоящих из карбида кремния (SiC) в сочетании с никелем (Ni) и оксидом алюминия (Al_2O_3), которые затем были направлены на образцы из стали X12M, P18 и P6M5K5. После процесса динамического легирования полученные образцы подверглись длительной обработке диффузионным азотированием, которая продолжалась в течении 1 ч. Исследование показало, что эта комплексная обработка способствовала созданию особой микроструктуры в полученном композитном материале, характеризующейся центральной волокнистой зоной, в которой сохранялись остатки исходных частиц порошка, которые, в свою очередь, были окружены областями, находящимися в аморфном состоянии. Кроме того, существовала зона с нанокристаллической фрагментированной ячеистой структурой размером от 15 до 20 мкм, еще одна зона с микрокристаллической структурой и другая зона проявляла кристаллическую структуру, типичную для матричного материала конструкционной стали. Проявление такой сложной структуры значительно повысило износостойкие свойства стали X12M в 1,5-2,5 раза, в то время как сталь P6M5 продемонстрировала улучшение износостойкости в 1,7 раза.

В работе [71] представлены результаты изучения износа и коррозии двухслойных дуговых покрытий Ti-TiN , полученных путем катодно-дугового осаждения в сочетании с ионной имплантацией на плазменно-азотированной нержавеющей стали AISI 316 L. Двухслойные покрытия, полученные путем катодно-дугового осаждения в сочетании с ионной имплантацией, показали лучшую адгезию, чем образцы без ионной имплантации.

При помощи вакуумно-дуговой плазмы и импульсно-периодической имплантации сфокусированного ионного пучка сформированы покрытия из Ti-AlN и Ti-SiB на подложках из быстрорежущей стали [72-74]. Такая технология включает

в себя несколько этапов: предварительно для обработки образцов использовали многократную импульсную высокоточную ионно-лучевую и высокочастотную короткоимпульсную плазменную иммерсионно-ионную обработку поверхности. Промежуточный слой между покрытием и поверхностью образца формировали методом ионной имплантации металла с использованием сильноточного вакуумного ионно-лучевого и плазменного источника. Вакуумно-дуговое плазменное нанесение металлических покрытий осуществлялось при перемешивании ионов с использованием высокочастотной короткоимпульсной плазменной иммерсионной ионной технологии. Покрытия Ti-AlN, нанесенные с использованием вакуумно-дуговой плазмы и импульсно-периодической имплантации сильноточного ионного пучка, позволяют повысить износостойкость стали в 24 раза.

В работе [75] представлена комплексная обработка, включающая применение импульсных плазменных потоков и воздействие электронного пучка. Такая комплексная обработка позволяет получить уникальные упрочняющие слои твердость которых достигает 50 ГПа. Работоспособность инструмента и деталей машин, обработанных таким методом, повышается от 3 до 5 раз [75].

Покрытия, полученные газотермическим плазменным напылением с последующей электромеханической или ультразвуковой обработкой поверхности из быстрорежущей стали обеспечивают рост микротвердости на 83% за счет суммирования эффектов упрочнения на всех структурных уровнях. На макроуровне упрочнение обусловлено залечиванием пор и образованием новых металлических связей между напыленными частицами покрытия, на микроуровне - формированием субструктуры и дисперсных выделений вторых фаз внутри частиц [76, 77].

Воздействие сильноточного импульсного электронного пучка на предварительно нанесенное покрытие из вольфрама (W) на алюминиевой подложке приводит к заметному уменьшению размеров и плотности поверхностных дефектов. В процессе облучения частицы W растворяются в алюминиевой матрице, формируя легированный слой толщиной около 10 мкм.

Этот слой преимущественно состоит из ультратонких частиц Al_4W , W и Al . В результате модификации микроструктуры происходит значительное улучшение коррозионной стойкости образцов благодаря включению вольфрама [78].

В работах [79, 80] проводится комплексная модификация P , $P3M$ (редкоземельные металлы) и Sr эвтектических сплавов системы $Al-Si$. Сложные модификации P и $P3M$ делают крупнозернистый первичный Si – очищенным, а большой игольчатый эвтектический Si – модифицированным до тонковолокнистого или пластинчатого размера. Сплавы с добавками 0,08% P и 0,60% $P3M$ имеют оптимальную микроструктуру и самые высокие механические свойства. По сравнению с немодифицированным сплавом, первичный кремний может быть очищен от 66,4 мкм до 23,3 мкм, а эвтектический кремний может быть очищен от 8,3 мкм до 5,2 мкм. При комплексном легировании прочность на разрыв повышается с 256 МПа до 306 МПа, а относительное удлинение увеличивается с 0,35% - 0,48%. При добавлении в сплав Sr структура становится мелкозернистой, эвтектической. Прочность при растяжении и удлинение при разрушении увеличиваются.

Исследователи из Томска [81] успешно применили сложный подход к обработке поверхности, включающий процесс легирования поверхностного слоя силумина, который состоит из 12,49% кремния (Si), 2,36% магния (Mg), 0,6% меди (Cu), 0,35% никеля (Ni), 0,3% железа (Fe) и остальную часть алюминия (Al) (в ат.%). Эта инновационная методика включает использование плазмы, образующейся в результате электрического взрыва титановой фольги, которую одновременно соединяют с образцом порошка бора, с последующим облучением электронным пучком. Было продемонстрировано, что полученный комбинированный метод обработки поверхности силуминового материала значительно повышает его микротвердость в 9,5 раза, а толщина упрочненного слоя составляет около 100 мкм. Исследования и анализы однозначно показали, что механизм, лежащий в основе упрочнения поверхностного слоя, неразрывно связан с развитием зеренно-субзеренной структуры алюминия, характеризующейся небольшим размером кристаллитов примерно от 80 до 100 нм, что имеет решающее значение для

улучшения механических свойств силумина. Кроме того, было замечено, что этот процесс упрочнения также связан с появлением наноразмерных частиц второй фазы, которые способствуют общему упрочнению материала.

В исследовании [82] был применен метод импульсного облучения к твердому сплаву Т40, заранее упрочненному титановым покрытием. В результате обработки на поверхности образовался сложный многофазный наноструктурный слой, представленный градиентной слоистой структурой. На облученной поверхности появилась пленка толщиной 80-140 нм, состоящая из литого карбида с составом $(Ti,W)C_x$. Эта пленка переходит в промежуточный слой с ячеистой структурой из наночастиц тройного карбида $(Ti,W)C_x$, разделенных прослойками фазы Co_7W_6 . Формирование такой наноструктурной градиентной структуры позволило увеличить микротвердость поверхности сплава более чем в 2,5 раза [82].

В исследовании [83] рассматривалось, как мощные импульсные ионные пучки и компрессионные плазменные потоки воздействуют на морфологию, фазовый состав, твердость поверхностных слоев, микроструктуру и элементный состав внутренних областей сплава Т15К6. Установлено, что воздействие компрессионными плазменными потоками увеличивает толщину расплавленного слоя до 3-4 мкм. При применении мощных импульсных ионных пучков, благодаря длительному времени импульса (до 100 мкс), происходит интенсивное конвекционное перемешивание в расплавленном слое. Это способствует формированию более толстого слоя твердого раствора $(W, Ti)C$ с однородным распределением элементов по глубине и увеличением твердости, которая достигает 30 ГПа [83].

В работе [84] изучено влияние электромеханической поверхностной обработки (ЭМО), безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО), а также их комплексного воздействия с последующим старением на циклическую долговечность и изменение микротвердости поверхности титанового сплава ВТ22. Процесс электромеханической поверхностной обработки проводился с локальным быстрым нагревом и охлаждением поверхности. Инновационная методология, связанная с ультразвуковой обработкой без абразива, включает применение

ультразвуковых волн, направленных на обрабатываемую поверхность. В результате исследований установлено, что циклическая долговечность при нагружении изгибом с вращением для образцов после безабразивной ультразвуковой финишной обработки повышается в 1,8 раз по сравнению с исходным состоянием, также сопровождается незначительным ростом микротвердости (до 16%). Было замечено, что применение ЭМО приводит к значительному снижению микротвердости почти на 20%, а также к значительному снижению долговечности примерно на 70%. Заметим, что сочетание методов ЭМО и БУФО в рамках комплексной обработки способствует сохранению микротвердости без значительных изменений. Однако очевидно, что долговечность значительно повышается на 40% по сравнению с результатами, полученными только при использовании ЭМО. Кроме того, в условиях, когда температура поддерживается на уровне 450 °С в течение 5 ч, процесс старения приводит к повышению микротвердости после ЭМО на 30-40% при одновременном росте долговечности в 2 раза. Изучение эффектов старения на образцах, подвергшихся комплексной обработке, показало, что, хотя существенного увеличения микротвердости практически нет, наблюдается заметное увеличение долговечности, почти в 3 раза по сравнению с уровнями долговечности, достигнутыми при обработке ЭМО.

Комплексная обработка, включающая в себя влияния механической и ионно-пучковой обработки на параметры рельефа образцов титанового сплава, позволяет получить поверхность титана с характерной высотой микрошероховатости 2-4 мкм, что является оптимальным для остеоинтеграции титанового имплантата. Показано, что предложенный метод комплексной обработки позволяет модифицировать объект различной геометрической формы, в том числе стоматологических имплантов [85].

В работе [86] исследовалось получение покрытий на твердом сплаве WC-Co при помощи вакуумно-дуговых источников ниобия и молибдена. Было показано, что обработка поверхности ионным пучком с энергией 1 кэВ, генерируемым из этих источников в течение 1-2 минут, способствует формированию карбидных

слоев, содержащих соединения на основе Nb, W (в частности, $(\text{Nb}, \text{W})\text{C}_{0,7}$), а также фазы Mo_2C и $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}_2$. При последующем плазменном нанесении покрытий NbC или MoC на подслои, полученные предварительной ионной обработкой Nb или Mo, формируется карбидно-слоистая структура с твердостью 60 ГПа и адгезионной прочностью 120-140 Н. Такой подход позволяет снизить износ в три раза по сравнению с нанесением плазменных покрытий NbC и MoC на сплав без подготовки поверхности.

В литературе описана хорошо зарекомендовавшая себя методология [87] сложного процесса упрочняющей обработки, включающая технологии аддитивного производства с последующим оксидированием, в частности изделий из титанового сплава Ti-6Al-4V. Этот сложный метод предполагает использование электронно-пучковой обработки, выполняемой в режиме сканирования, при котором электронный пучок тщательно выравнивается в линейной конфигурации длиной от 20 до 30 мм; во время этой операции частота электронного пучка регулируется в диапазоне от 100 до 400 Гц, а само изделие систематически перемещается по отношению к электронному пучку с контролируемой скоростью, колеблющейся от 15 до 20 мм/с, с сохранением тока электронного пучка в диапазоне от 20 до 70 мА. После завершения этого этапа электронно-пучковой обработки продукт подвергается процессу оксидирования, который достигается путем воздействия на него повышенных температур, достигающих примерно 700 ± 5 °С, с последующим изотермическим периодом выдержки в течение 4 ч, после чего продукту постепенно дают остыть до комнатной температуры. Эта комплексная упрочняющая обработка не только способствует формированию упрочненного слоя толщиной 10 мкм, но и значительно улучшает механические свойства, в частности твердость и износостойкость, изделий из титанового сплава Ti-6Al-4V.

Авторы [88] разработали способ комбинированной ионно-плазменной обработки изделий из алюминиевых сплавов. Способ комбинированной ионно-плазменной обработки изделий из алюминиевых сплавов включает предварительную очистку, размещение в вакуумной камере, создание вакуума,

подачу аргона, обработку в плазме высокочастотного индукционного разряда при напряжении 400-600 В и нанесение металлического покрытия методом магнетронного распыления нагретой мишени. Процесс сопровождается ассистированием плазмой высокочастотного разряда при напряжении 250-400 В и температуре ниже разупрочнения материала. Применение данного метода позволит разработать экологически чистую технологию формирования упрочняющих и коррозионностойких покрытий на изделиях из алюминиевых сплавов с плавным переходом состава между основой изделия и покрытием. Такие покрытия найдут применение в машиностроении и авиационной промышленности для повышения прочности и коррозионной стойкости лопаток компрессоров, а также в энергетике для создания накопителей и преобразователей энергии на основе суперконденсаторов с алюминиевыми электродами.

1.4 Влияние легирования иттрием на структуру и свойства сплавов

В последние годы активно изучалось влияние редкоземельных элементов на морфологию и размер фаз Si в сплавах Al-Si, таких как Ce [89], Er [90], La [91], Gd [92], Eu [93], Nd [94] и Yb [95] и др. Li Q. и др. [89, 90] сообщают, что Ce или Er могут одновременно рафинировать первичный Si и модифицировать эвтектический Si в заэвтектическом сплаве Al-20%Si. В то же время, Pourbahari B. и др. в работе [91] показано, что элемент La может уменьшать размер зерна сплава A357 и модифицировать морфологию эвтектического Si. Mao F. и др. в работе [93] исследовано влияние добавки Eu на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава A356. Было обнаружено, что 0,1% Eu может изменить структуру эвтектического кремния от крупнопластинчатой до мелковолоконистой. Han L. и др. [94] показали, что литые сплавы Al-12%Si-4%Cu-2%Ni-0,8%Mg с 0,2% Nd могут изменять микроструктуру и улучшать механические свойства. Кроме того, Sheng M. и др. [96] показали, что добавление комплекса Al-5Ti-B и Y может очищать α -Al и модифицировать эвтектический Si в доэвтектическом сплаве Al-9Si-0,5Mg. Установлено, что комплексный модификатор оказывает измельчающее действие на фазу α -Al, но приводит к увеличению размера эвтектического кремния. Поэтому большое значение имеет дальнейшее исследование влияния

редкоземельных элементов на микроструктуру и механические свойства сплавов системы Al-Si. Однако информации о влиянии Y на микроструктуру и механические свойства сплава Al-Si очень мало.

Множество физических, химических и механических характеристик металлического иттрия, а также его различных сплавов, оксидов, сложных и простых соединений делают не только возможным, но и необходимым использование этого элемента во многих областях современной техники [97, 98]. В целях выявления новых областей и инновационных применений иттрия становится все более разумным расширять и ускорять исследовательские усилия, направленные на изучение структурных основ и физико-химических свойств иттрия, его соединений и сплавов. Особый интерес вызывает тот факт, что данный элемент обладает повышенной температурой плавления (1550 °C), относительно низкой плотностью (4,5 г/см³), высокой коррозионной стойкостью, хорошей обрабатываемостью и множеством других ценных свойств, что обуславливает его применение как самостоятельно, так и в качестве компонента сплавов. Кроме того, значительное количество соединений на основе иттрия привлекло значительное внимание из-за их практического значения и потенциального применения во многих областях. Прежде чем углубляться в всесторонний анализ существующей литературы о влиянии иттрия на свойства металлов и соответствующих им сплавов, целесообразно сначала обратить внимание на диаграмму состояний Al-Y [97] (рисунок 1.1) для фундаментального понимания взаимодействий и взаимосвязей между алюминием и иттрием.

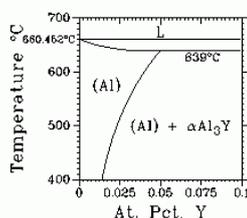
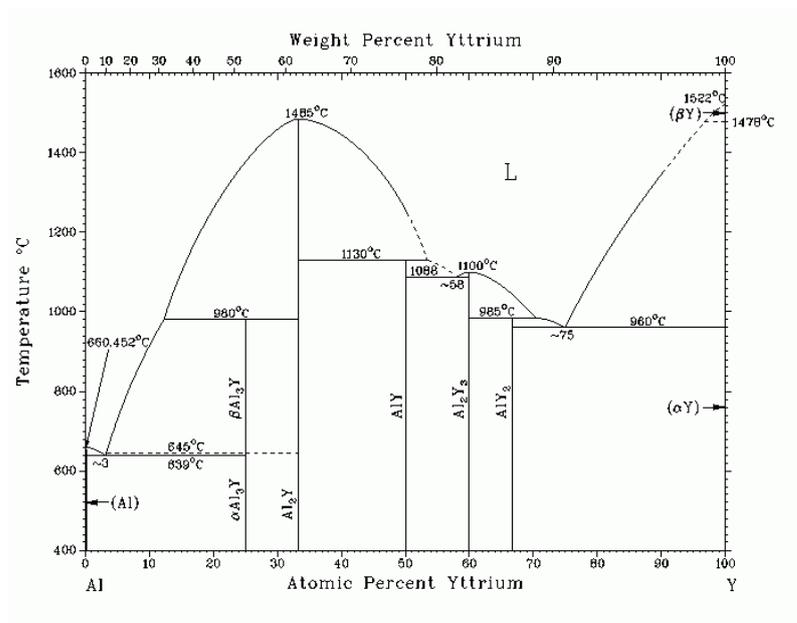


Рисунок 1.1 – Диаграмма состояния Al–Y [97]

Взаимная твердотельная растворимость каждого металла в другом составляет менее 0,03 ат.%. Существует пять интерметаллических соединений и три эвтектических состава. Соединения Al₃Y, AlY и AlY₂ формируются в результате перитектических реакций из расплава и соседних фаз при температурах 980 °C, 1130 °C и 985 °C соответственно. В то же время, Al₂Y и Al₂Y₃ характеризуются температурами плавления 1485 °C и 1100 °C соответственно. Эвтектика между (Al) и Al₃Y возникает при ~3 ат.% Y и 639 °C. Эвтектика между AlY и Al₂Y₃ возникает при ~58 ат.% Y и 1088 °C, а эвтектика между AlY₂ и Y возникает при ~75 ат.% и 960 °C.

Рассмотрим влияние иттрия на алюминиевые сплавы. В работах [99, 100] изучено влияние добавок Y (0,2, 0,4, 0,6, 0,8 и 1,0 мас.%) на микроструктуру и механические свойства заэвтектического сплава Al-20%Si. Результаты показали, что морфология первичного Si может быть изменена от грубой неправильной звездообразной и пластинчатой формы до тонкой блочной при увеличении

содержания Y до 0,8%. Средний размер первичного кремния уменьшился на 62,9% – с 89 мкм до 33 мкм, а соотношение размеров уменьшилось на 38,6% – с 2,07 до 1,27. Кроме того, структура эвтектического кремния изменилась с грубой игольчатой / пластинчатой формы на тонкую коралловую волокнистую структуру с частичным образованием частиц. При измельчении и гомогенизации Si-фаз относительное удлинение увеличилось на 22,5% с 1,13% до 1,36% при содержании Y 0,6%. Однако предел прочности при растяжении увеличился на 47,9% с 94 МПа до 139 МПа при добавлении содержания Y до 0,8%. Кроме того, в [99, 100], также обсуждался, механизм очистки и модификации Y на сплаве Al-20%Si.

В исследованиях [101-103], было изучено сложное поведение алюминиевого сплава АК1М2, которое было улучшено за счет легирования иттрием в различных концентрациях электролитной среды хлорида натрия (NaCl), в частности, в концентрациях 0,03%, 0,3% и 3%. Результаты этого комплексного исследования показали значительное положительное влияние добавок иттрия на коррозионные свойства базового сплава АК1М2 при его воздействии на нейтральный электролит NaCl, что свидетельствует о заметном улучшении эксплуатационных характеристик. Следовательно, введение иттриевых добавок привело к значительному снижению скорости анодной коррозии исходного сплава: она снизилась со значения $6,09 \cdot 10^{-3}$ г/м²·ч до существенно меньшего значения $4,69 \cdot 10^{-3}$ г/м²·ч, что соответствует проценту восстановления от 20 до 25% по сравнению с исходным коррозионным состоянием сплава до модификации иттрия. Кроме того, было проведено исследование с использованием метода термогравиметрического анализа для изучения динамики взаимодействия сплава АК1М2, который был модифицирован путем легирования иттрием при воздействии кислорода воздуха в диапазоне температур от 723 К до 823 К, как указано в [104]. Результаты этого анализа показали, что присутствие добавок иттрия эффективно снижает скорость окисления. Это явление также коррелировало с заметным увеличением очевидной энергии активации, связанной с процессом окисления, которая возросла с исходного значения 114,9 кДж/моль до более высокого значения 134,6 кДж/моль. Это увеличение энергии активации означает

более высокую устойчивость к окислительному разложению, что повышает общие характеристики и долговечность алюминиевого сплава АК1М2, легированного иттрием, в различных условиях окружающей среды.

Влияние микролегирования иттрием на микроструктуру и механические свойства литых сплавов Al-Cu-Mg-Ag при комнатной температуре и повышенных температурах изучено в работе [105]. Результаты показывают, что прочностные свойства сплавов Al-Cu-Mg-Ag, подвергнутых пиковому старению при 300 °С, значительно улучшаются с добавками Y. Обнаружено, что фаза Al_8Cu_4Y равномерно распределена по границам зерен и остается стабильной после деформации растяжением при 300 °С.

В работе [106] исследовали влияние иттрия (Y) на микроструктуру и механические свойства сплава А356. Добавление Y улучшает микроструктуру литого сплава, распределение первичного α -Al – равномерное и упорядоченное. Длинные игольчатые эвтектические фазы Si и фазы β -Fe превращаются в полосы и короткие стержни. При увеличении содержания Y до 0,2 мас.% средний диаметр α -Al (40,3 мкм) и соотношение эвтектической фазы Si (2,3) достигают минимальных значений, которые ниже на 68,9% и 86,1% соответственно, чем у сплава без добавки Y [106].

В работе [107] рассмотрено влияния иттрия на магниевые сплавы. Установлено, что легирование иттрием может улучшить коррозионную стойкость сплава Mg-6%Al-3%Zn. Начальная повышенная коррозионная стойкость магниевых сплавов объясняется легированием Y, что приводит к увеличению содержания Al_2O_3 в оксидном слое. Повышенная защитная способность оксидного слоя на сплаве Mg-6%Al-3%Zn-1,0%Y вызывает нитевидную коррозию, кроме того, Y-содержащие магниевые сплавы по-прежнему обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению со сплавом Mg-6%Al-3%Zn, даже если оксидный слой истощен.

Liu M. и др. [108] утверждали, что увеличение легирования Y может способствовать коррозии Mg из-за увеличения количества Y_2O_3 в матрице. Baek S.-M. и др. [109] легировали Mg-Al-Ca 0,25 мас.% Y и пришли к выводу, что

легирование Y может значительно повысить коррозионную стойкость сплава Mg за счет изменения Al-содержащего интерметаллида. Частицы, приводящие к образованию фаз Al_8Mn_4Y или Al_2Y , связаны со снижением скорости выделения H_2 в процессе коррозии. Li L. и Nam N. D. [110] утверждали, что легирование Y может улучшить питтинговый коррозионный потенциал магниевое сплава AZ61 за счет увеличения концентрации Al в пленке.

Авторы работы [111] исследовали температурную зависимость теплоемкости, коэффициента теплоотдачи и термодинамические функции сплава AMg2, легированного иттрием. Показано, что добавки иттрия до 0,5 мас.% увеличивают коэффициент теплоотдачи исходного сплава, теплоемкость сплавов при этом незначительно уменьшается. Однако показано, что с ростом температуры коэффициент теплоотдачи и теплоемкость легированных сплавов растут. Установлено, что добавки иттрия в сплав AMg2 практически не влияют на изменение значения энтальпии и энтропии сплавов, которые с ростом температуры растут.

Экспериментальные результаты показывают, что добавление Y в тройные сплавы оказывает явное влияние на рафинирование зерна. Изменение содержания Y с 1,0 до 5,0 мас.% может эффективно уменьшить средний размер образующихся равноосных Mg зерен с 70,15 до 33,62 мкм [112].

В исследованиях [113-115], было тщательно изучено влияние иттрия на характеристики титановых сплавов. Особый интерес представляет тот факт, что легирование иттрием сплава Ti-23%Al-25%Nb значительно усиливает его механические свойства, особенно в условиях сжатия, одновременно улучшая структуру зерен, как показано в [113]. Исследователи предположили, что эти положительные эффекты могут быть в первую очередь связаны с явлением упрочнения, связанным с образованием второй фазы, состоящей из Y_2O_3 , которая играет решающую роль в улучшении общих характеристик материала. Также показано, что добавление иттрия в различных концентрациях – от 0,556 до 3,226 мас.% – в коммерчески чистый титан (99,995 ат.%), полученный методом электронно-лучевой плавки, существенно снижает его электрическое

сопротивление [114]. В дополнение к этим данным, аналогичное явление наблюдалось в кристаллическом диоксиде титана (TiO_2), где было показано, что включение иттрия в концентрациях 0,025 и 0,1 мол.% значительно увеличивает вклад границ зерен в электропроводность материала, чего в чистом TiO_2 заметно не было, как описано в [115].

Введение наноразмерных частиц оксида иттрия в титановые сплавы ВТ20 заметно улучшает кристаллическую структуру сварного шва. Особенно это сказывается на метастабильной α' -фазе: кристаллы этой фазы становятся гораздо мельче и их образуется больше. Зерна β -фазы формируются при первичной кристаллизации и их размер в центре шва может достигать ~ 1 мм. Сравнение показало, что инокуляция оксидом иттрия практически не влияет на размеры этих зерен — отличие между обработанными и необработанными швами минимально. Метастабильная α' -фаза образуется при быстром охлаждении внутри зерен β -фазы. Здесь инокуляция оказывает выраженное влияние: кристаллы α' -фазы становятся намного меньше (длина 10-50 мкм с инокуляцией против более 100 мкм без нее) и появляются в большем количестве. Улучшения структуры при введении оксида иттрия связаны прежде всего с измельчением и увеличением числа кристаллов α' -фазы при сохранении размера зерен β -фазы [116].

1.5 Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования

Обобщая результаты комплексного анализа эффектов различных методов модификации поверхностных слоев различных материалов важно подчеркнуть что растущий спрос на материалы, которые должны эффективно работать в экстремальных условиях, включая механические нагрузки, температурные колебания, радиационное воздействие и электромагнитные воздействия, способствует активному развитию инновационных методов упрочнения поверхности, одновременно побуждая к использованию легирующих элементов, которые обладают широким спектром превосходных физико-механических свойств. По нашему мнению, эту сложную и многогранную задачу можно успешно решить путем применения электровзрывного легирования в сочетании с электронно-пучковой обработкой, особенно при использовании оксидов

редкоземельных металлов в качестве предпочтительных легирующих элементов. Обширный обзор существующей литературы показывает заметное отсутствие эмпирических данных, касающихся применения электровзрывного легирования оксидами редкоземельными элементами, особенно в контексте последующей электронно-пучковой обработки алюминиевых сплавов. Анализ рассмотренной литературы позволяет сделать вывод, что применение электровзрывного легирования алюминиевых сплавов с оксидом иттрия и последующей электронно-пучковой обработкой способно существенно продвинуть решение одной из важных задач физического материаловедения – раскрытие механизмов формирования наноструктурированных состояний в поверхностных слоях алюминиевых сплавов. Кроме того, этот подход может пролить свет на перспективы применения комбинированных методов упрочнения в различных областях промышленности и тем самым внести значительный вклад в развитие физики конденсированного состояния и ее практического применения.

ГЛАВА 2 ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Лабораторная установка для нанесения электронно-плазменных покрытий «ЭВУ 60/10»

В настоящей работе при обработке поверхности методом электровзрывного легирования (ЭВЛ) в качестве источника для формирования потоков плазмы из продуктов электрического взрыва, а также для исследования влияния ЭВЛ на изменение структуры и свойств металлов и сплавов использовали электровзрывной аппарат ЭВУ 60/10. Схема лабораторной электровзрывной установки ЭВУ 60/10, показанная на рисунке 2.1, а [117, 118], включает в себя следующие основные компоненты: источник питания (1), киловольтметр (2), конденсаторную батарею (3), управляемый разрядник (4), импульсный плазменный ускоритель (5) и разрядный контур (6). Максимальный энергозапас конденсаторной батареи достигает 60 кДж, а частота разрядного тока составляет 10 кГц. В электрическую схему установки входят регулируемый трансформатор (TV1) напряжения (РНО–250-10) с регулируемой обмоткой, позволяющей изменять напряжение от 0 до 250 В, и высоковольтный трансформатор (TV2) типа НОМ-10-10000/10. Однополупериодный выпрямитель (VD) выполнен на высоковольтном диоде КЦ201Е. Управляемый вакуумный разрядник (УВР) используется для замыкания цепи разряда. Безопасность системы обеспечивают автоматические выключатели (QS1, QS2) и разрядная штанга ($R_{ш}$), предназначенная для снятия остаточного потенциала с конденсаторной батареи. Для ограничения амплитуды зарядного и разрядного токов применяются резисторы R1 и R2. В установке также предусмотрен электродвигатель (M), который используется для привода вакуумных насосов. Ускоритель состоит из коаксиально-торцевых электродов — внутреннего цилиндра (электрод 7) и внешнего кольцевого электрода (электрод 8), между которыми находится изолятор (9). Все элементы размещены внутри разрядной камеры (10), которая локализует продукты взрыва и переходит в сопло. Электровзрыв происходит, когда через проводник (11) проходит ток высокой плотности. В результате продукты взрыва выбрасываются в технологическую

камеру (12), в которой поддерживается остаточное давление не выше 100 Па. Фиксацию образца обеспечивает держатель (13), задающий высоту расположения над соплом, с целью точного попадания потока на облучаемый материал (14). Применение торцевой коаксиальной системы электродов позволяет увеличить массовую плотность и тепловое воздействие продуктов взрыва на поверхность материала. Благодаря этому она быстро оплавляется — за короткий импульс продолжительностью 100 мкс, что создает необходимые условия для эффективного легирования поверхности [118].

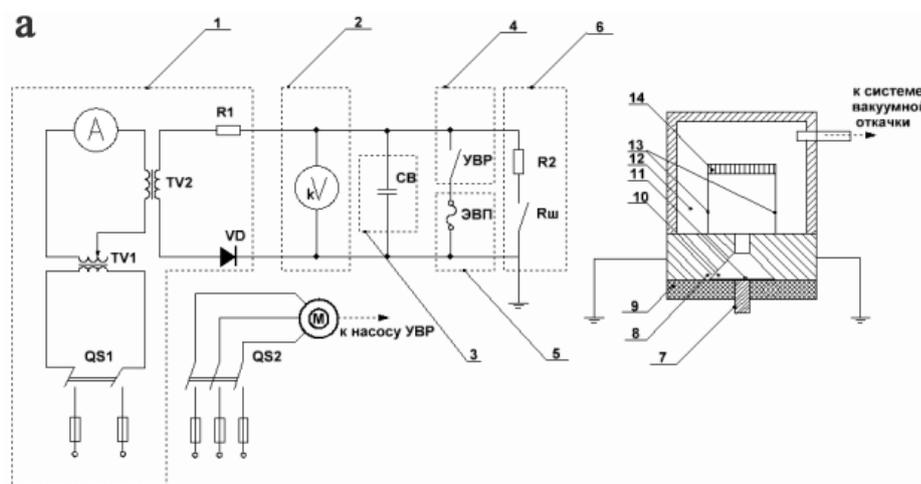


Рисунок 2.1 – Лабораторная установка для нанесения электронно-плазменных покрытий «ЭВУ 60/10»: а – электрическая схема электровзрывной установки ЭВУ 60/10 [117, 118]; б – фотография лабораторной установки

Таблица 2.1 – Основные параметры электровзрывного аппарата ЭВУ 60/10
[118]

Показатель, единица измерения	Значение показателя
Энергетическая емкость, кДж	60
Частота разрядного тока, кГц	10
Максимальное значение зарядного напряжения, кВ	5
Шаг установки зарядного напряжения, кВ	0,1
Производительность при максимальном зарядном напряжении, цикл/ч	10
Средняя потребляемая мощность при заряде не более, кВт	0,55

Напыление осуществляется в вакуумной среде следующим образом: порошкообразный материал размещают на фольгированной подложке, зажатой между двумя коаксиальными электродами. Впоследствии на этот узел подавалось высокое напряжение с помощью вакуумного разрядника, и, как прямое следствие воздействия электрического тока высокой плотности, проводник подвергался быстрой взрывной реакции. Полученные в результате взрыва продукты, представляющие собой плазменную фазу, обладающую рядом дисперсионных характеристик, со значительным усилием перемещались через технологическую камеру к образцу, где затем осаждались на его поверхность, эффективно проникая в верхние слои самого материала. В результате этот сложный и динамичный процесс привел к образованию многофазного и многокомпонентного покрытия.

В качестве взрывааемых проводников использовалась алюминиевая фольга, а порошковая навеска состояла из оксида иттрия (Y_2O_3). Для силумина с содержанием кремния 11% (Al-11%Si) применяли шесть различных режимов обработки, а для силумина Al-20%Si — два режима. Режимы отличались напряжением разряда, массой взрывааемых фольг и массой наносимой порошковой навески. Все параметры использованных режимов приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Режимы электровзрывного легирования

№ режима	масса алюминиевой фольги (мг)	масса порошка Y ₂ O ₃ (мг)	напряжение разряда (кВ)
Al-11%Si			
1	58,9	58,9	2,6
2	58,9	58,9	2,8
3	58,9	29,5	2,6
4	58,9	29,5	2,8
5	58,9	88,3	2,6
6	58,9	88,3	2,8
Al-20%Si			
1	58,9	58,9	2,8
2	58,9	88,3	2,6

2.2 Оборудование для обработки интенсивными импульсными электронными пучками «СОЛО»

Модификация поверхности методом электронно-пучковой обработки (ЭПО)

Модификация поверхности осуществлялась с помощью электронно-пучковой установки «СОЛО», общий вид которой показан на рисунке 2.2. Схема электронного источника, базирующегося на плазменном эмиттере с сеточной стабилизацией плазменной границы, а также внешний облик установки приведены на рисунке 2.3. Данная вакуумная электронно-пучковая система оснащена электронным источником с плазменным катодом, построенным на основе импульсного дугового разряда при низком давлении и использующим сеточную стабилизацию границы катодной плазмы. Контроль работы электронного источника, вакуумного оборудования и манипулятора осуществляется через компьютер, что обеспечивает полную автоматизацию процесса. Использование плазменного катода дает возможность тонко и независимо регулировать параметры электронного пучка, что значительно выгодно отличает данную установку «СОЛО» от иностранных аналогов. Благодаря невысокой энергии электронов (до 25 кэВ), дополнительная радиационная защита не требуется – рентгеновские

излучения эффективно поглощаются стенками вакуумной камеры из нержавеющей стали. Основные параметры системы «СОЛО» приведены в таблице 2.3 [119].



Рисунок 2.2 – Электронно-пучковая установка «СОЛО» [119]

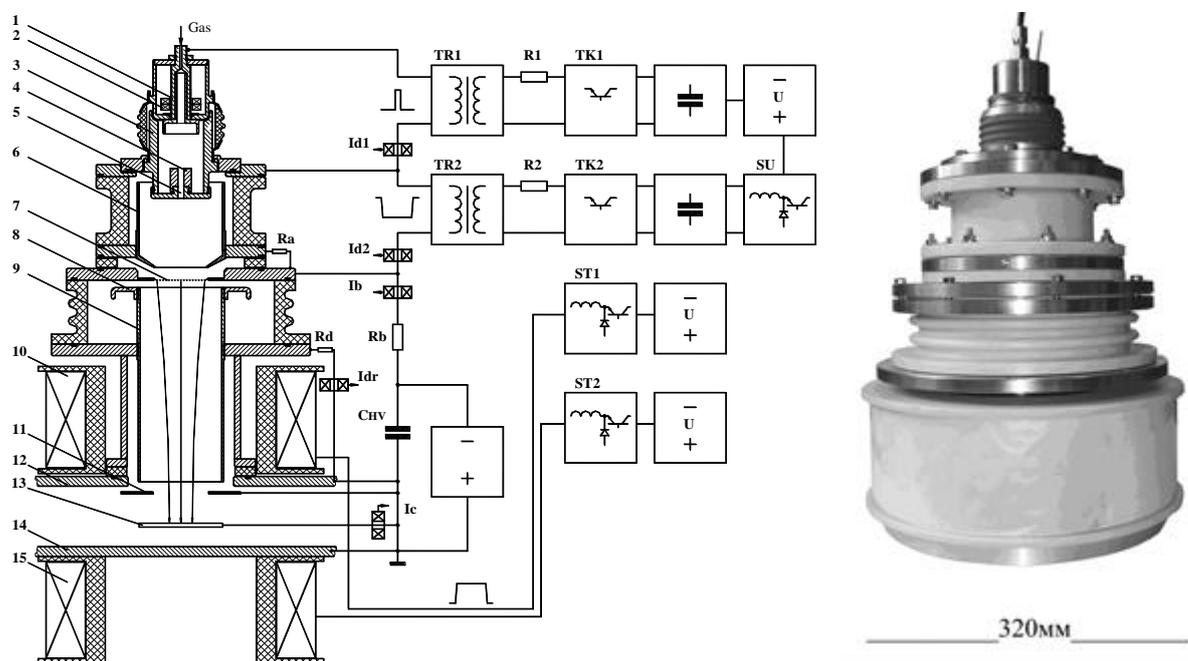


Рисунок 2.3 – Конструкция и внешний вид электронного источника с плазменным эмиттером: 1 – полый электрод (цилиндрический электрод, инициирующий разряд); 2 – постоянные кольцевые магниты; 3 – катод; 4 – магниевая вставка; 5 – контрагирующий канал (диаметр 6 мм); 6 – полый анод; 7 – сетчатый

эмиссионный электрод; 8 – ускоряющий электрод (диафрагма); 9 – дрейфовая труба (металлическая труба); 10 – верхняя импульсная магнитная катушка; 11 – диафрагма на торце трубы; 12 – верхняя стенка вакуумной камеры; 13 – коллектор; 14 – нижняя стенка вакуумной камеры; 15 – нижняя импульсная магнитная катушка

Таблица 2.3 – Основные характеристики установки «СОЛО»

Габаритные размеры установки	1350×2150×2000 мм
Размеры вакуумной камеры	600×500×400 мм
Энергия электронов	5-25 кэВ
Длительность импульса тока пучка	20-200 мкс
Частота следования импульсов	0,3-15 с ⁻¹
Плотность энергии пучка	до 100 Дж/см ²
Максимальная потребляемая мощность, в зависимости от используемого источника питания ускоряющего напряжения	2-5 кВт
Рабочее давление	0,01-0,05 Па
Рабочий газ	Ar; N ₂
Диаметр отпечатка	1-3 см
Размеры области сканирования манипулятора	165×180 мм
Расход воды в системе охлаждения не менее чем	0,5 м ³ /ч

Особенности и преимущества установки:

- Обеспечивает высокую энергию электронного пучка даже при низком ускоряющем напряжении.
- Позволяет работать в широком диапазоне технологических параметров.
- Доступна независимая настройка всех ключевых параметров процесса.
- Реализована возможность работы в импульсном и частотном режимах.
- Установка способна функционировать длительное время без необходимости обслуживания.
- Осуществляет обработку поверхности различных металлов и сплавов, включая твердые карбидные материалы типа WC-Co и TiC-NiCr.

- С ее помощью улучшается коррозионная и износостойкость поверхности изделий.
- Можно обрабатывать системы покрытие/подложка, перемешивая материал покрытия (толщиной около 1 мкм) с материалом основы на глубину до 20 мкм.
- Проводится электронно-пучковая абляция материала, что обеспечивает нанесение покрытий и их смешивание с подложкой за один вакуумный цикл.
- Возможна обработка изделий сложной геометрии, таких как пресс-формы и штампы.
- Глубина обработки варьируется в пределах от 1 до 20 мкм.
- Управление всеми процессами осуществляется при помощи ПК, что делает эксплуатацию установки удобной.
- Низкое ускоряющее напряжение сокращает требования к размещению и исключает необходимость дополнительной радиационной защиты.
- Благодаря манипулятору можно обрабатывать как крупные поверхности, так и партии мелких изделий.
- Система оснащена средствами диагностики для точного контроля параметров электронного пучка.

Электронно-пучковая обработка (ЭПО) позволяет за считанные миллисекунды нагревать поверхностные слои металлов и сплавов до экстремально высоких температур. Затем тепло моментально уходит в основной массив образца, обеспечивая его быстрое охлаждение. Такой процесс приводит к изменению структуры поверхности, устраняет микротрещины и формирует упрочненный слой с субмикро- и нанокристаллической структурой. Источник мощных, низкоэнергетических электронных пучков микросекундной длительности (электронная пушка) создает устойчивый, равномерный, широкоапертурный пучок электронов. В результате на поверхности формируется сплав – функциональный слой, повышающий эксплуатационные свойства изделий. Главное отличие такого поверхностного сплава от обычного покрытия состоит в отсутствии четкой

границы между слоями: сплав буквально вплавлен в подложку и становится с ней единой структурой.

В данной работе облучение сплавов системы Al-Si производили по режимам, приведенным в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Режимы облучения образцов сплавов Al-11%Si и Al-20%Si

Плотность энергии пучка электронов, Дж/см ²	Энергия ускоренных электронов, кэВ	Длительность импульса пучка электронов, мкс	Количество импульсов тока	Частота следования импульсов, с ⁻¹
25	17	150	3	0,3
35				

2.3 Выбор материала исследований

Чистый алюминий широко применяется во многих отраслях промышленности благодаря сочетанию легкости и отличной пластичности. Эти качества делают алюминий востребованным для производства деталей, требующих низкой массы и хорошей обрабатываемости. Однако по сравнению со сплавами, механические свойства чистого алюминия ограничены – он уступает в прочности и износостойкости, а также в длительном противостоянии воздействию агрессивных сред. Для повышения этих характеристик алюминий часто легируют другими элементами, создавая сплавы с улучшенными эксплуатационными свойствами.

Одними из самых популярных алюминиевых сплавов являются силумины – алюминиево-кремниевые сплавы. Силумины отличаются большей прочностью, твердостью, а также высоким уровнем износо- и коррозионной стойкости благодаря содержанию кремния. Не случайно около 80% всех алюминиевых отливок в мире производится именно из силумина, поскольку столь уникальное сочетание свойств позволяет использовать его в самых различных сферах машиностроения и промышленности [120].

Согласно диаграмме состояния системы Al-Si (рисунок 2.4), в доэвтектических силуминах содержание кремния не превышает 12,2%. Их

микроструктура характеризуется наличием областей α -твердого раствора на основе алюминия, между которыми располагается эвтектика α +Si [121].

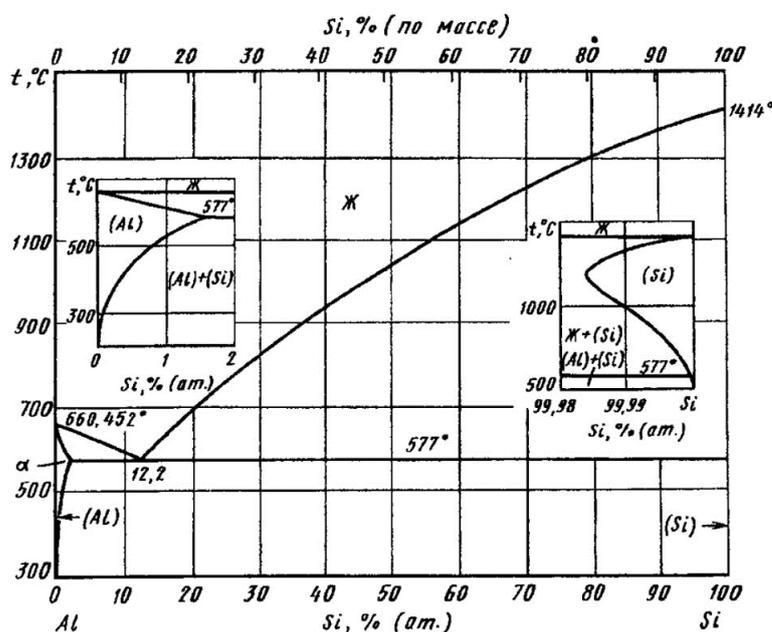


Рисунок 2.4 – Диаграмма состояния Al-Si [121]

Сплавы, в которых содержание кремния превышает 12%, относятся к заэвтектическим. Их структура включает первичные кристаллы кремния, интерметаллические соединения и эвтектические образования [121]. В заэвтектических силуминах, помимо крупных первичных кристаллов кремния, часто присутствуют различные интерметаллические соединения (интерметаллиды). Особенно их количество увеличивается при добавлении легирующих элементов. Среди встречающихся интерметаллидов можно отметить: Mg_2Si , FeAl_3 , Fe_3Si , Al_2Cu , CuAl_2 , Al_6Mn . В жидкой фазе сплавов алюминий-кремний (Al-Si) кремний растворен в алюминии, образуя однородный раствор. Кремний при этом может находиться как в состоянии ковалентной, так и металлической связи. Взаимодействие между атомами алюминия и кремния в основном понимается как донорно-акцепторное взаимодействие, которое способствует образованию кластеров, это явление имеет решающее значение для общего поведения сплава. Электронная плотность, возникающая вокруг атомов кремния, создает значительные затруднения для внедрения дополнительных

атомов кремния в кристаллическую структуру. Из-за такого ограничения избыточные атомы кремния начинают мигрировать к поверхности расплава, где затем формируются крупные первичные зерна кремния.

Сплавы системы Al-Si (силумины), содержащие в своей структуре зерна первичного кремния, обладают невысокими механическими свойствами – предел прочности таких сплавов обычно находится в диапазоне от 120 до 160 МПа, при относительном удлинении менее 1%. Тем не менее, силумины отличаются высокой жидкотекучестью и отличной свариваемостью, что делает их востребованными в промышленности. При литье Al-Si-сплавы практически не склонны к образованию трещин, что значительно облегчает процесс изготовления сложных деталей.

Этим объясняется разработка и использование заэвтектического силумина, в котором содержание кремния превышает ≈ 12 мас.%. Тем не менее, включение столь большого количества кремния неизбежно связано с определенными проблемами: это ведет к формированию крупных включений кремния, появлению пор и трещин, что в итоге снижает эксплуатационные характеристики материала. В настоящее время заэвтектические силумины получили широкое распространение в различных отраслях промышленности, таких как автомобильная (например, производство деталей двигателей: поршней, гильз цилиндров, головок блока цилиндров — здесь особо важны такие свойства, как легкость, износостойкость, высокая прочность и устойчивость к термическим нагрузкам), а также в аэрокосмической, машиностроительной, электротехнической промышленности и медицине. Этот выбор обусловлен их высокой износостойкостью за счет большей твердости силикатных включений, жаропрочностью, что делает его подходящим для применения в условиях высоких температур. Легкость, что снижает общий вес изделий. Хорошей коррозионной стойкостью, что делает их особенно подходящими для таких сложных применений. Однако необходимо отметить, что по сравнению с доэвтектическими силуминами заэвтектические силумины, как правило, обладают худшими свойствами с точки зрения прочности, пластичности, теплопроводности и технологичности, что может

ограничить их применение в определенных областях. Заэвтектические силумины, несмотря на их широкое применение и полезные свойства, имеют ряд недостатков, которые ограничивают их использование в некоторых областях. Вот основные недостатки заэвтектических силуминов: сложность обработки (обрабатываемость), хрупкость, сложность при литье, трудности в сварке, чувствительность к термическим нагрузкам, сложности при термообработке, склонность к коррозии в определенных средах. Несмотря на повышенную жаропрочность по сравнению с другими алюминиевыми сплавами, заэвтектический силумин может подвергаться деградации при циклических термических нагрузках, что приводит к образованию трещин.

Кремний служит основным легирующим элементом в составе силуминов, существенно влияя на общие характеристики сплава. Структура силуминов, которая зависит от концентрации кремния в сплаве, определяет свойства этого сплава. Таким образом, при увеличении содержания кремния в силуминах, особенно в диапазоне от 4 до 13%, наблюдается значительное повышение прочности на растяжение. Однако при дальнейшем росте концентрации кремния, достигающем 16-25%, тенденция изменяется, и прочность начинает снижаться. Кроме того, наличие первичных кристаллов кремния в микроструктуре заэвтектических силуминов, которые служат концентраторами напряжений, позволяет сделать вывод, что пластичность этих материалов приближается к минимальным значениям, что указывает на присущую им хрупкость, которая может ограничивать их применение. В заключение, всестороннее понимание взаимосвязи между содержанием кремния и структурными свойствами силуминов необходимо для дальнейшего развития этих сплавов для практического применения в различных областях техники [122-124].

Упрочнение силумина комбинированными методами воздействия необходимо для повышения его эксплуатационных характеристик, таких как прочность, износостойкость, пластичность, жаропрочность и коррозионная стойкость. Это связано с особенностями структуры силумина, его состава (в первую очередь, наличием алюминия и кремния) и свойствами, которые в

стандартном состоянии не всегда соответствуют требованиям эксплуатации. Комбинированные методы упрочнения позволяют устранить недостатки и максимизировать полезные свойства материала.

В данной работе для исследований использовались образцы сплавов системы Al-Si доэвтектического и заэвтектического состава. Химический состав материалов определяли с помощью рентгеноструктурного анализа на приборе Shimadzu XRF-1800 (данные приведены в таблице 2.5). Образцы были изготовлены в виде квадратов размером $20 \times 20 \times 10$ мм³.

Таблица 2.5 – Результаты рентгеноструктурного анализ образцов сплавов Al-11%Si и Al-20%Si

Элемент, мас. % Сплав	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Ti	Cr
Al-11%Si	84,88	11,10	0,25	2,19	0,58	0,02	0,92	0,05	0,01
Al-20%Si	78,52	20,28	1,14	0,072	0	0,015	0,006	0,006	0,001

2.4 Методика двухэтапной обработки сплавов системы Al-Si

Модификация поверхности силуминовых сплавов выполнялась в два этапа. На первом этапе использовалось электровзрывное легирование для сплавов Al-11%Si и Al-20%Si. В качестве проводников бралась алюминиевая фольга, а порошком для легирования служил оксид иттрия (Y_2O_3). Процесс проходил в вакуумной среде следующим образом: порошок Y_2O_3 помещали на алюминиевую фольгу, установленную между коаксиальными электродами. При подаче высокого напряжения через вакуумный разрядник происходил электровзрыв фольги. В результате этого образовывалась плазменная смесь частиц алюминия и оксида иттрия различной дисперсности, которая устремлялась к поверхности образца и осаждалась с частичным плавлением поверхностных слоев. Это приводило к формированию на поверхности материала многокомпонентного и многофазного покрытия. Второй этап заключался в обработке модифицированной поверхности электронным пучком. Облучение проводили импульсным электронно-пучковым

методом на установке «СОЛО» (разработка ИСЭ СО РАН, г. Томск) [125]. Все манипуляции выполнялись в атмосфере аргона при давлении 0,02 Па. Параметры электровзрывного легирования и режимы последующей электронно-пучковой обработки приведены в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Режимы двухэтапной обработки силуминов Al-11%Si и Al-20%Si

№ режима	Масса алюминий фольги, m_{Al} (мг)	Масса порошка Y_2O_3 , $m_{Y_2O_3}$ (мг)	Напряжение разряда, U (кВ)	Плотность энергии пучка электронов, Дж/см ²	Энергия ускоренных электронов, кэВ	Длительность импульса пучка электронов, мкс	Количество импульсов тока	Частота следования импульсов, с ⁻¹
1	58,9	88,3	2,6	25	17	150	3	0,3
2	58,9	58,9	2,8	35				

2.5 Методика определения механических свойств (измерение микротвердости)

Изучение микротвердости проводилось с использованием микротвердомера HVS1000, оснащенного системой автоматической подачи нагрузки и возможностью ввода изображений отпечатков непосредственно в компьютер. В данной установке в качестве индентора используется алмазная четырехгранная пирамида с квадратным основанием.

Методика испытаний заключается в создании отпечатка на поверхности образца при помощи статической нагрузки, которая прикладывается к алмазному наконечнику на заданное время. Определение микротвердости является востребованным методом для оценки прочности и пластичности самых разных материалов: металлов, соединений, абразивов, полупроводников, ионных кристаллов, стекла, минералов и других. Данный способ позволяет проводить измерения твердости не только для отдельных фаз и структурных элементов, но и внутри отдельных зерен, а также анализировать тонкие поверхностные слои, фольгу и листовые материалы.

Для четырехгранной пирамиды с квадратным основанием число микротвердости вычисляют по формуле:

$$H = \frac{18,2 \cdot P}{d^2},$$

где: P - нагрузка на пирамиду (в килограммах); d - среднее арифметическое длины обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки (в миллиметрах).

Исследование проводили в соответствии с ГОСТ 9450–76. Для испытания использовали нагрузку массой 50 г, которую прикладывали к алмазной пирамиде на протяжении 10 с. Значения микротвердости определяли как среднее значение, полученное по 30 измерениям с шагом 25 мкм. Обработка полученных данных осуществлялась в стандартных приложениях Microsoft Excel.

2.6 Методы анализа структуры и фазового состава поверхностных слоев материала

Структуру модифицированного слоя изучали на поперечных шлифах с помощью оптического микроскопа Olympus GX-51. Перед металлографическим анализом образцы проходили подготовку: их вырезали, шлифовали, полировали и затем подвергали химическому травлению. Для достижения нужного оптического контраста травление осуществляли специальным раствором, содержащим следующие компоненты: 72% H_2O , 21% HF , 7% HCl .

Фазовый состав модифицированных слоев, включая качественные и количественные параметры фаз, их долю, размерность, структуру и химический состав, определяли не только с помощью электронной дифракционной микроскопии, но также с применением метода рентгенофазового анализа. Для рентгеновского анализа использовали дифрактометр XRD 6000 (Shimadzu, Япония).

Изучение дефектной структуры проводили на тонких фольгах с применением просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ). Для этих исследований был использован микроскоп JEM-2100F (JEOL). Методы просвечивающей электронной микроскопии (таблица 2.7) позволяют определить классификацию и характеристики кристаллической решетки, относящейся как к

матрице, так и к частицам вторичной фазы, а также выяснить соотношения ориентации, существующие между фазами и матрицей; изучить структурные характеристики границ зерен и субзерен, определить их кристаллографическую ориентацию и измерить углы дезориентации; исследовать дефектную субструктуру материала. Благодаря такому обширному набору количественных показателей становится возможным провести анализ механизмов, лежащих в основе упрочнения и разрушения, и тем самым выяснить, как специфические изменения фазового состава и дефектной субструктуры материала способствуют этим явлениям [126-129].

Таблица 2.7 – Технические характеристики просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100

Ускоряющееся напряжение		80, 100, 120, 160, 200 кВ
Разрешение по точкам		0,19 нм
Разрешение по решетке		0,14 нм
Коэффициент сферической аберрации		1,1 мм
Диаметр пятна	В просвечивающем режиме	20-200 нм
	В режиме сходящего пучка	0,5-25 нм
Увеличение	В режиме низкого увеличения	* 5-6000
	В режиме увеличения	*2000-1500000
	В растровом режиме	*8000-800000
Углы наклона образца X/Y		$\pm 25^\circ/\pm 25^\circ$
Размеры матрицы CCD камеры		24 мм*36 мм (4032*2688 pixel)

Фольги для просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изготавливались методом одностороннего электролитического утонения пластин толщиной $h \sim 100$ мкм, полученных электроискровой резкой. При выборе режима вырезки важно было избежать дополнительной деформации, чтобы сохранить исходную структуру материала. Для химического утонения использовали раствор, состоящий из 50 мл ортофосфорной кислоты (H_3PO_4) и 100 мл воды, процесс проходил при комнатной температуре. После химического утонения пластинки

полировали электролитически в насыщенном растворе Cr_2O_3 в ортофосфорной кислоте, при плотности тока $0,5-0,7 \text{ А/см}^2$ и температуре $60 \text{ }^\circ\text{C}$. Подготовленные таким образом тонкие фольги использовались для анализа фазового состава и дефектной субструктуры поверхностных слоев методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, с последующей индикацией микроэлектронограмм [130-132].

Элементный и фазовый состав, а также дефектную субструктуру модифицированного слоя исследовали с использованием методов сканирующей электронной микроскопии. Анализ проводили на микроскопе SEM-515 с микроанализатором ECON IV, а также на аналитическом сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA SB, оснащенном крупногабаритной камерой и увеличенным моторизованным столиком для работы с большими образцами. Микроскоп TESCAN VEGA SB оборудован вольфрамовым катодом с термоэлектронной эмиссией и четырехлинзовой системой электронных объективов Wide Field Optics, что обеспечивает оптимальную форму и размер электронного пучка за счет дополнительной промежуточной линзы. В режиме высокого вакуума данный микроскоп способен достигать разрешения $3,0 \text{ нм}$ при напряжении 30 кВ .

Микроскоп SEM-515 обладает широким диапазоном ускоряющего напряжения – от $3-30 \text{ кВ}$, а также гибкой настройкой тока электронного пучка. Максимально достижимое разрешение составляет 10 нм при напряжении 30 кВ . Минимальное увеличение прибора — примерно 20 раз, максимальное — до 160000 раз. Глубина резкости, соответствующая минимальному размеру элементов, различаемых человеческим глазом ($0,2 \text{ мм}$), составляет примерно $0,5$ от их линейных размеров. Микроанализ позволяет исследовать элементы начиная с фтора; предел обнаружения составляет $0,2\%$ по массе и зависит от набора анализируемых элементов. Предельная точность определения концентрации — около 5% . Пространственное разрешение для микроанализа – $11,0 \times 1,0 \times 3,0-5,0 \text{ мкм}^3$.

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ СИЛУМИНОВ Al-11%Si И Al-20%Si

3.1 Исследование влияния электровзрывного легирования на микротвердость силумина Al-11%Si

В главе 3 приведены данные по влиянию электровзрывного легирования и двухэтапной обработки в различных режимах на микротвердость сплавов системы Al-11%Si и Al-20%Si [133-136].

В таблице 3.1 приведены значения микротвердости сплава Al-11%Si: в исходном состоянии, а также после электровзрывного легирования – как в напыленном слое, так и в подложке на разных расстояниях от обработанной поверхности. Измерения проводили методом микроиндентирования на поперечных шлифах. Все полученные экспериментальные данные представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Результаты испытаний на микротвердость образцов силумина Al-11%Si в исходном состоянии и подвергнутых электровзрывному легированию

№ режимы	Фаза	Исходное состояние, HV	90 мкм от покрытия, HV	70 мкм от покрытия, HV	50 мкм от покрытия, HV	Покрытие, HV
1	Зерно	54,00	56,03	51,16	78,48	78,55
	Эвтектика	67,04	66,15	72,73	94,17	
2	Зерно	63,00	59,36	63,92	87,00	130,51
	Эвтектика	73,99	89,5	89,22	87,92	
3	Зерно	58,67	58,55	57,53	61,64	57,12
	Эвтектика	79,96	76,18	74,78	84,15	
4	Зерно	59,53	58,00	67,88	73,34	77,34
	Эвтектика	80,37	72,76	80,62	85,65	
5	Зерно	63,09	65,61	67,58	66,58	161,2
	Эвтектика	108,7	105,17	122,34	111,57	
6	Зерно	86,56	66,84	77,00	81,31	101,56
	Эвтектика	88,31	94,56	86,49	103,51	

Анализ данных из таблицы 3.1 показал, что микротвердость как зерен, так и эвтектики в модифицированных образцах увеличивается по мере приближения к

напыленному слою. В зоне легирования значения микротвердости всегда выше, чем на расстояниях 70 и 90 мкм от края подложки, а также на границе покрытия и подложки (50 мкм), независимо от режима обработки. Также установлено, что микротвердость эвтектических областей, как правило, выше, чем в зернах, что говорит о большей прочности структуры именно в этих зонах.

Исследования демонстрируют: наилучшие свойства модифицированного слоя – его толщина и показатели микротвердости – достигаются при режимах обработки № 2 и № 5. Максимальное значение микротвердости отмечается непосредственно у поверхности, где оно превышает аналогичный параметр исходного силумина более чем в 2,5 раза. С удалением от поверхности модифицирования микротвердость постепенно снижается и на глубине порядка 50 мкм становится равной значению микротвердости необработанного силумина (рисунок 3.1).

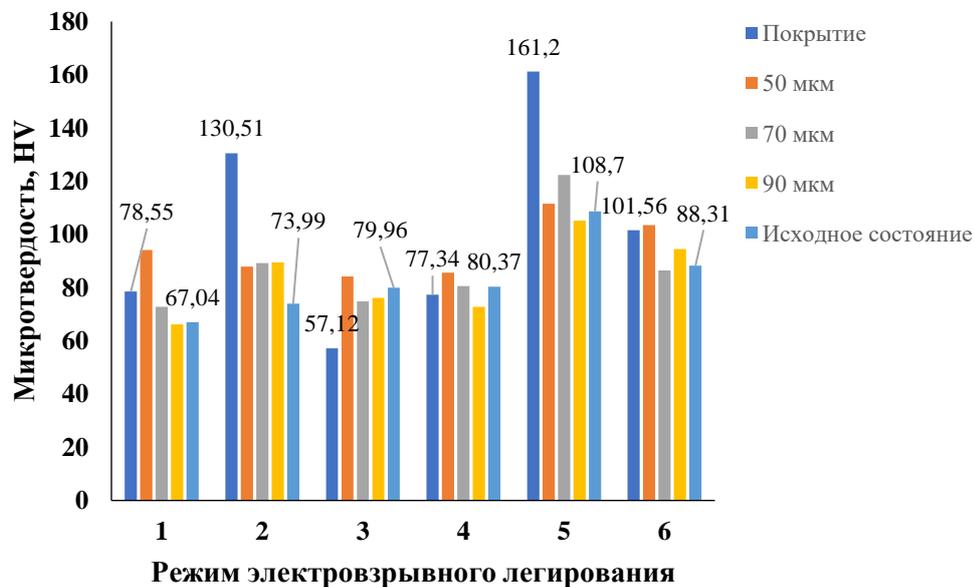


Рисунок 3.1 – Зависимость изменения микротвердости силумина Al-11%Si в зависимости от режима электровзрывного легирования

В результате проведенных исследований установлено, что электровзрывное легирование поверхности доэвтектического силумина Al-11%Si оксидом иттрия по режимам обработки 2 и 5 обеспечивает формирование модифицированного слоя с

улучшенными характеристиками. Микротвердость как в зернах, так и в эвтектических областях возрастает по мере приближения к напыленному слою, достигая максимального значения непосредственно на поверхности – более чем в 2,5 раза превышая показатель необработанного силумина. В зоне легирования значения микротвердости стабильно выше, чем на расстояниях 90 и 70 мкм от края подложки и на границе покрытия (50 мкм). Особенно заметно повышение микротвердости в эвтектических участках структуры, что свидетельствует о их более высокой прочности. На глубине около 50 мкм от поверхности модифицирования микротвердость возвращается к уровню исходного материала.

3.2 Исследование влияния электровзрывного легирования на микротвердость силумина Al-20%Si

Анализ данных, представленных в таблице 3.1, свидетельствует о том, что наибольший прирост микротвердости достигается при применении режимов электровзрывного легирования №2 и №5. В связи с этим для обработки сплава Al-20%Si были выбраны именно эти режимы, поскольку они показали максимальную эффективность в улучшении механических свойств материала. В таблице 3.2 приведены результаты испытаний на микротвердость силумина Al-20%Si: исследована исходная микротвердость сплава, а также значения микротвердости после электровзрывного легирования – как в напыленном слое, так и в подложке на различных расстояниях от поверхности модифицирования.

В поверхностном модифицированном слое материал обладает максимальной микротвердостью, которая более чем в 2 раза превышает значение этого показателя для исходного силумина. При удалении от обработанной поверхности микротвердость постепенно уменьшается, достигая уровня необработанного силумина на глубине примерно 50 мкм (рисунок 3.2).

Таблица 3.2 – Результаты испытаний на микротвердость силумина Al-20%Si в исходном состоянии и после электровзрывного легирования

Режим обработки	Исходное состояние, HV	Покрытие, HV	50 мкм от покрытия, HV	70 мкм от покрытия, HV	90 мкм от покрытия, HV
1	67	124	67	73	69
2	71	143	78	75	72

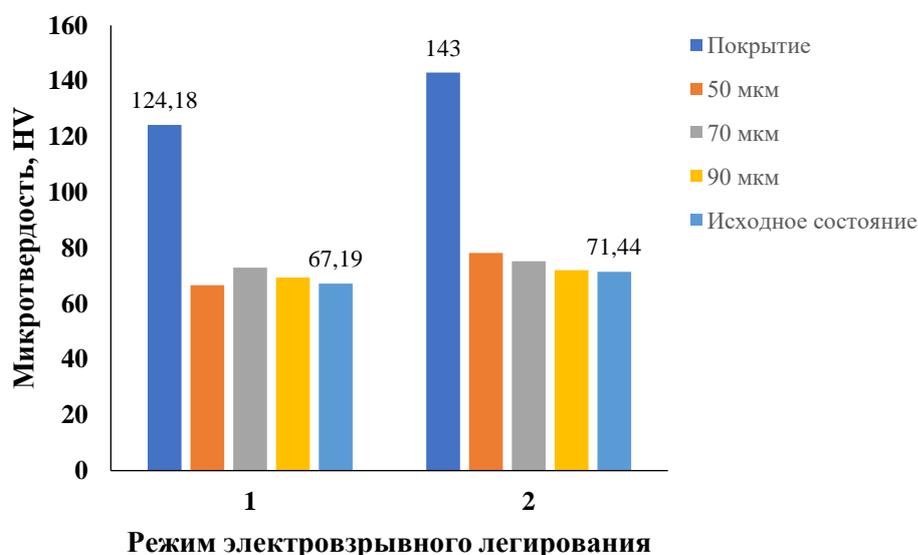


Рисунок 3.2 – Зависимость изменения микротвердости силумина Al-20%Si в зависимости от режима электровзрывного легирования

Таким образом, электровзрывное легирование оксидом иттрия поверхности силумина Al-20%Si заэвтектического состава приводит к увеличению микротвердости материала более чем в 2 раза.

3.3 Исследование влияния двухэтапной обработки на микротвердость силуминов Al-11%Si и Al-20%Si

В данном параграфе представлены результаты изменения микротвердости силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после двухэтапной обработки. Как видно из рисунка 3.3.

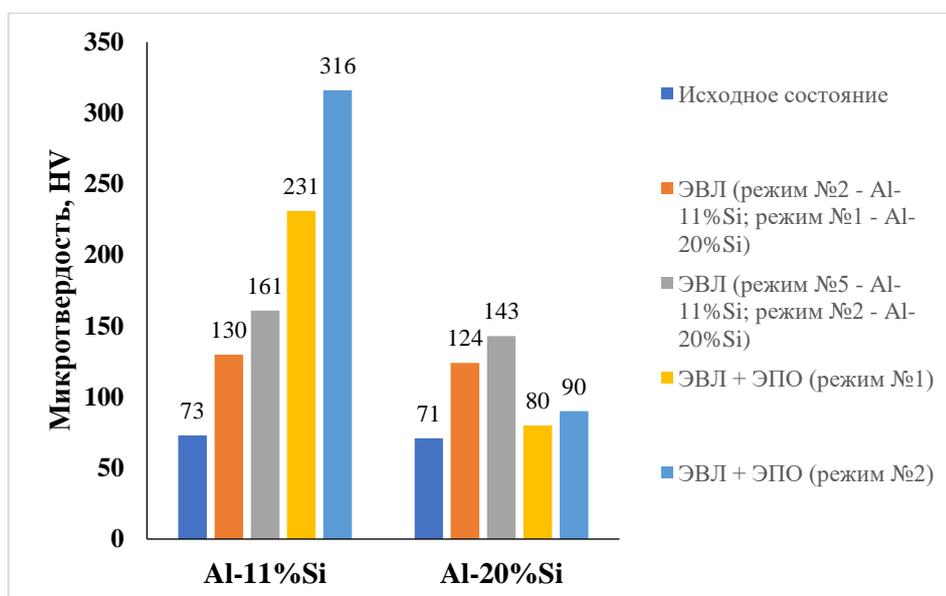


Рисунок 3.3 – Микротвердость поверхности силуминов Al-11%Si и Al-20%Si в зависимости от способа модификации

Согласно гистограмме, применение двухэтапной обработки заметно увеличивает микротвердость силумина с содержанием Si 11%, независимо от режимов электровзрывного легирования. При энергии электронного пучка 25 Дж/см² (режим 1, таблицу 2.7), микротвердость возрастает примерно в 3,1 раза относительно исходного состояния. Повышение энергии до 35 Дж/см² (режим 2, таблицу 2.7) обеспечивает еще более значительное улучшение – до 4,3 раза по сравнению с необработанным материалом.

В отличие от сплава Al-11%Si, где была отмечена положительная динамика микротвердости после электровзрывного легирования, для силумина Al-20%Si анализ результатов показал обратную тенденцию: после двухэтапной обработки вне зависимости от выбранного режима отмечается заметное снижение микротвердости. Предположительно, во время обработки электронным пучком часть иттрия испаряется с поверхности, а другая часть проникает глубже в материал. Это приводит к тому, что показатели микротвердости возвращаются к значениям, близким к исходному состоянию силумина Al-20%Si и не демонстрируют улучшения структуры, как в случае с доэвтектическим сплавом Al-11%Si.

3.4 Выводы по главе 3

1. Для сплава Al-11%Si максимальные значения микротвердости достигаются в поверхностном модифицированном слое после электровзрывного легирования, превышая исходные значения более чем в 2,5 раза. При двухэтапной обработке электронным пучком с плотностью энергии с 25 Дж/см² повышение микротвердости составляет примерно 3,1 раза, а при 35 Дж/см² – 4,3 раза.

2. В случае сплава Al-20%Si после электровзрывного легирования наблюдаются высокие показатели микротвердости в приповерхностной зоне (более чем двойной прирост по сравнению с необработанным материалом). Однако при двухэтапной обработке электронным пучком, независимо от выбранного режима, зафиксировано снижение микротвердости до уровня исходного силумина.

3. Для обоих сплавов (Al-11%Si и Al-20%Si), по мере увеличения расстояния от модифицированной поверхности, значения микротвердости постепенно уменьшаются. На глубине около 50 мкм микротвердость приближается к исходному показателю необработанных сплавов.

ГЛАВА 4 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ СИЛУМИНОВ Al-11%Si И Al-20%Si В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ И ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Методами оптической и сканирующей электронной микроскопий исследованы структурно-фазовые состояния силуминов Al-11%Si и Al-20%Si в исходном состоянии и после электровзрывного легирования системой Al-Y₂O₃ [137-142].

4.1 Анализ структуры силумина Al-11%Si в исходном состоянии

Перед проведением электровзрывного легирования была изучена структура силумина Al-11%Si в исходном состоянии. По результатам металлографического анализа установлено, что доэвтектический алюминиевый сплав с содержанием кремния 11% состоит в основном из зерен твердого раствора алюминия (область 1 на рисунке 4.1). Эвтектические зерна преимущественно располагаются вдоль границ этих зерен и в точках пересечения границ алюминиевых зерен (область 2 на рисунке 4.1). Размер зерен алюминия сильно варьируется – от 25 мкм до 100 мкм, тогда как эвтектические зерна имеют более стабильные размеры, находясь в диапазоне от 10 мкм до 30 мкм.

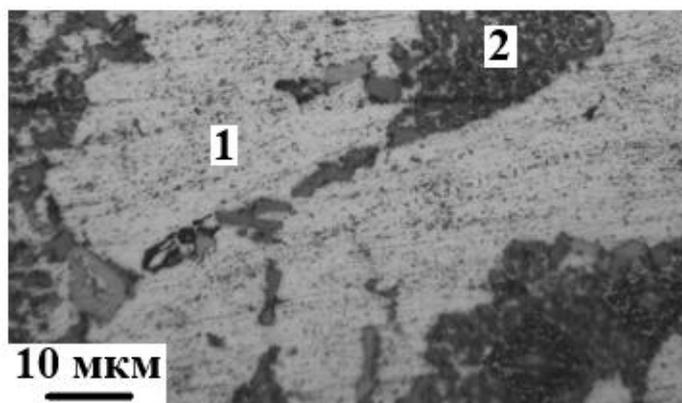


Рисунок 4.1 – Структура сплава Al-11%Si, выявленная методами оптической микроскопии

Силумин Al-11%Si, использованный в исследовании, дополнительно легирован такими элементами, как медь, магний, железо, никель и другими добавками. Введение этих легирующих компонентов приводит к увеличению

прочности сплава, однако снижает его трещиностойкость вследствие образования пластинчатых интерметаллидов. На рисунке 4.2 приведены изображения структуры травленого шлифа, полученные методом сканирующей электронной микроскопии. На них хорошо видна многофазная и морфологически неоднородная структура силумина.

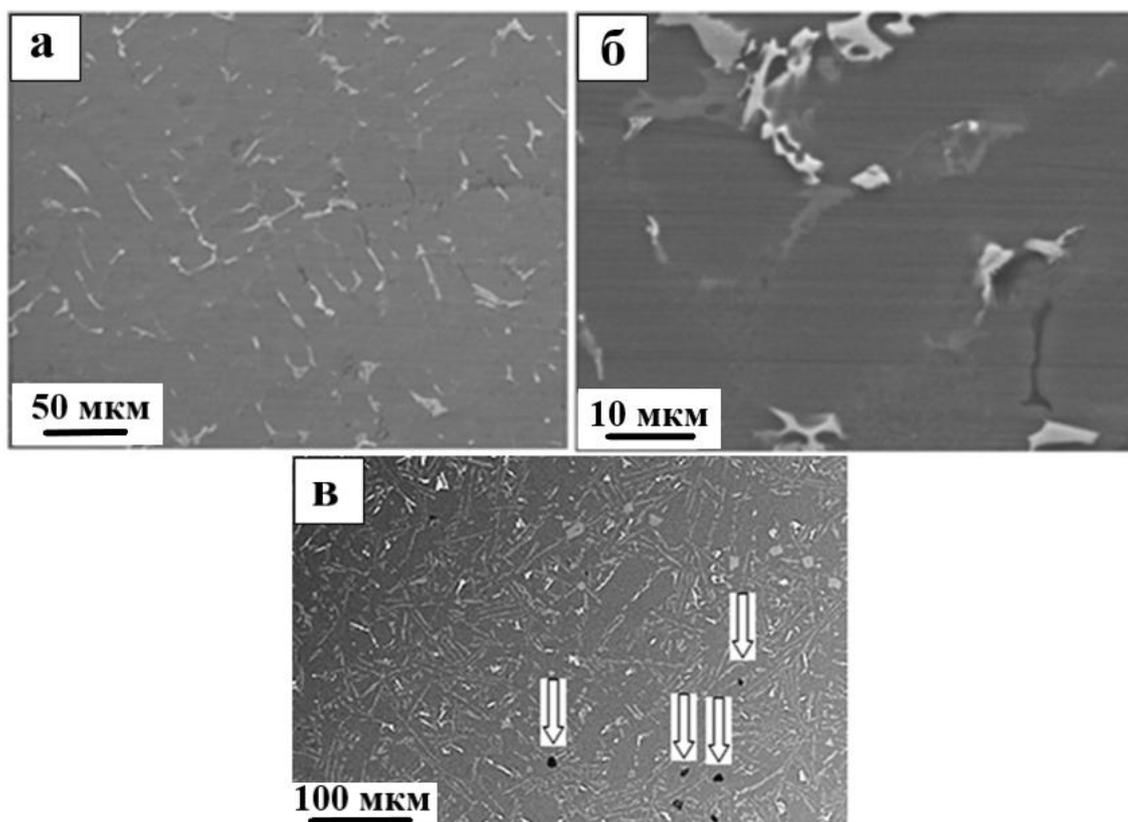


Рисунок 4.2 – Электронно-микроскопическое изображение структуры силумина Al-11%Si в исходном состоянии: на (в) стрелками указаны микропоры

При увеличении изображения (рисунок 4.2, б) становится видно, что микроструктура исследуемого сплава очень сложная и состоит из множества фаз. В сплаве присутствуют следующие компоненты: зерна твердого раствора на основе алюминия – это основная матрица материала. Зерна эвтектики Al-Si – они формируют характерную сетку в структуре и влияют на литейные свойства. Включения первичного кремния (Si) – обычно имеют крупную и угловатую форму, что повышает твердость, но делает материал более хрупким. Различные интерметаллидные фазы, такие как $AlCu_3$, Cu_9Al_4 , $Cu_{8,92}Al_{4,08}$, $Cu_{5,64}Al_{4,61}$, $Fe_2Al_9Si_2$.

Размер и форма этих соединений могут значительно отличаться друг от друга. Интерметаллиды оказывают отрицательное влияние на трещиностойкость сплава, то есть увеличивают склонность материала к образованию и распространению трещин [143-146]. Еще один недостаток литых алюминиевых сплавов – наличие микропор (рисунок 4.2, в), которые ухудшают механические свойства, такие как прочность и пластичность материала.

Применение микрорентгеноспектрального анализа позволяет детально изучить элементный состав отдельных включений в заданных локальных зонах сплава. На рисунке 4.3 показаны результаты исследования элементного состава в различных областях образца, а численные значения представлены в таблице 4.1. Анализ выявил, что легирующие элементы распределены по материалу крайне неравномерно. В результате этого образуются разнообразные соединения, которые отличаются друг от друга по размеру, контрастности, морфологии и химическому составу. Благодаря такому распределению легирующих элементов структура материала становится многофазной и неоднородной по своим характеристикам.

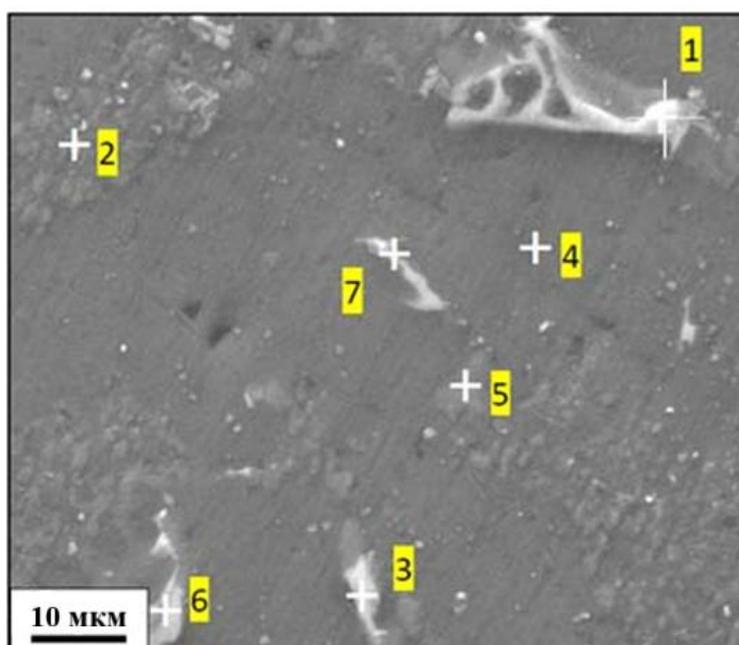


Рисунок 4.3 – Электронно-микроскопическое изображение структуры исследуемого сплава; указаны области, в которых был выполнен микрорентгеноспектральный анализ элементного состава материала

Таблица 4.1 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка поверхности сплава, электронно-микроскопическое изображение которого представлено на рисунке 4.3. Результаты представлены в мас.% (остальное – Al)

Область	Si	Ni	Cu	Fe
1	0,60	13,5	13,30	0,00
2	8,70	0,30	2,20	0,00
3	1,70	11,8	14,00	0,00
4	0,50	0,20	1,30	0,00
5	22,5	1,10	1,60	1,20
6	1,1	14,8	15,8	0,5
7	2,3	17,2	5,2	2,7

В таблице 4.1 приведены данные по химическому составу различных участков поверхности сплава (рисунок 4.3). При анализе этих данных обращает на себя внимание область №5, где зафиксировано максимальное содержание кремния (Si) – 22,5%. Это высокое значение Si связано с тем, что при производстве отливки на данном участке возник температурный градиент. В результате локализации температур происходила сегрегация, то есть накопление кремния в отдельных зонах. Неравномерность распределения химических элементов, в частности кремния, обусловлена особенностями тепловых условий в процессе затвердевания сплава.

4.2 Анализ структуры силумина Al-20%Si в исходном состоянии

На рисунке 4.4 приведено характерное изображение структуры сплава Al-20%Si в исходном состоянии. Такие сплавы имеют грубую игольчатую структуру, состоящую из эвтектики (α -Si) и первичных кристаллов кремния.

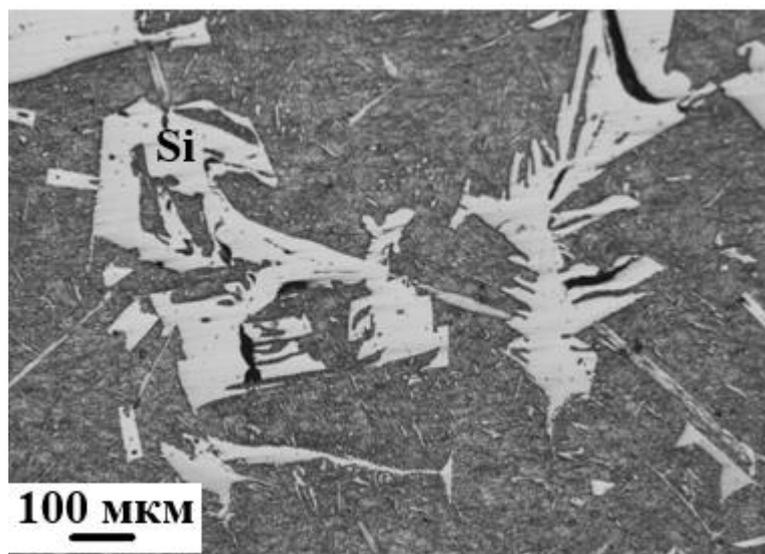


Рисунок 4.4 – Структура сплава Al-20%Si в исходном состоянии

Используя методы оптической микроскопии, было замечено, что структурные характеристики Al-20%Si сплава в литом виде в основном определяются присутствием первичных кремниевых включений, которые имеют преимущественно пластинчатую морфологию и размеры которых могут достигать 120 мкм (рисунок 4.5, область 1). В сочетании с этими кремниевыми пластинами также было обнаружено присутствие эвтектических образований, как показано на рисунке 4.5, область 2. Однако необходимо отметить, что одним из существенных недостатков литого заэвтектического сплава Al-20%Si является неизбежное появление пор микронного и субмикронного размера, изображенных на рисунке 4.5, область 3.

Хотя были проведены обширные исследования как доэвтектических, так и заэвтектических силуминов, важно отметить, что заэвтектические силумины с содержанием кремния более 12% заслуживают повышенного внимания ученых из-за их уникальных свойств и потенциального применения в различных промышленных условиях. Параметр растворимости кремния в алюминии остается относительно неизменным, даже если температура изменяется. Это означает, что кремний почти не растворяется в алюминии при стандартных технологических операциях. Из-за этого стабильного поведения кремния традиционные методы обработки сплавов – такие как термообработка, ковка и упрочнение – оказываются

неэффективными. Они практически не влияют на распределение и растворимость кремния в структуре сплава. Таким образом, единственной жизнеспособной альтернативой для улучшения характеристик заэвтектических силуминов является процесс модификации. Поэтому изучение передовых методов модификации становится обязательным, поскольку они являются ключом к улучшению показателей производительности и более широкому применению заэвтектических силуминов с повышенным содержанием кремния в машиностроении и обрабатывающей промышленности.

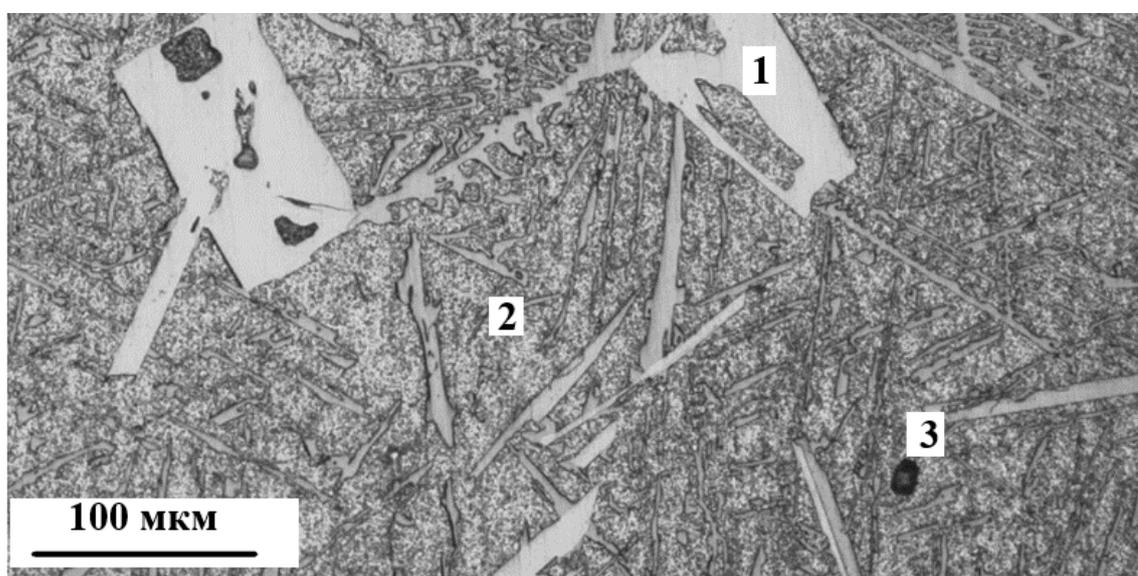


Рисунок 4.5 – Структура сплава Al-20%Si в исходном состоянии

4.3 Анализ структуры и фазового состава силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после электровзрывного легирования системой Al-Y₂O₃

4.3.1 Режим электровзрывного легирования ($m_{Al} = 58,9$ мг, $m_{Y_2O_3} = 58,9$ мг, $U = 2,8$ кВ)

Изображение структуры силумина Al-11%Si после электровзрывного легирования представлено на рисунке 4.6. Проведенные исследования методами оптической микроскопии показали, что воздействие электровзрывного легирования приводит к образованию высокопористого покрытия, толщина которого составляет от 17 до 117 мкм.

В результате электровзрывного легирования на поверхности силумина Al-11%Si формируется слой, который отличается высокой шероховатостью. При этом в этом слое наблюдаются многочисленные микропоры и микротрещины (рисунок 4.7). В некоторых областях поверхности фиксируются остатки покрытий, не испарившихся полностью в ходе обработки. В результате электровзрывной обработки на поверхности силумина формируются кратеры размером от 5 до 20 мкм. При этом на поверхности остаются отдельные участки неиспарившегося покрытия, размеры которых могут достигать 100-130 мкм.

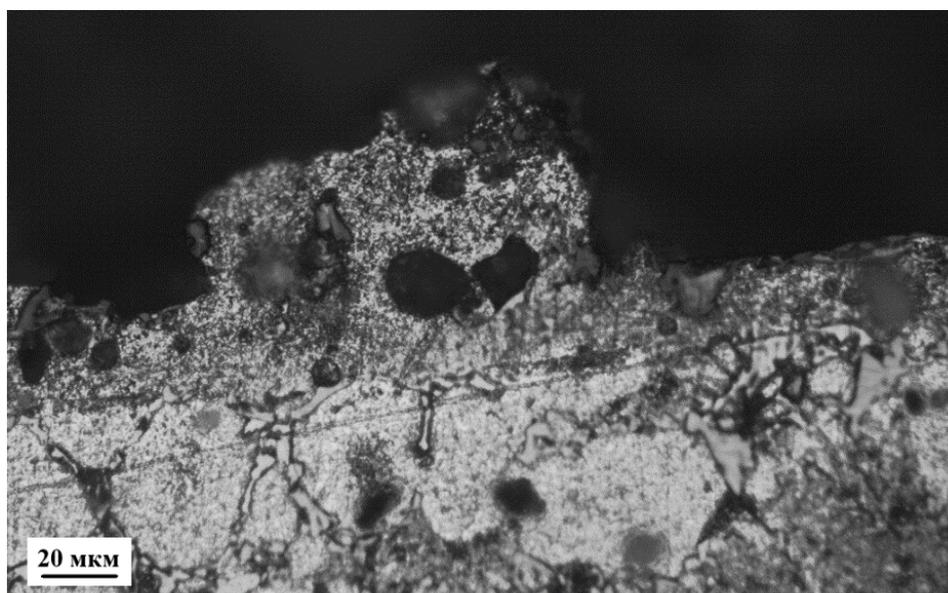


Рисунок 4.6 – Оптическая микроскопия профиля поверхности образцов силумина Al-11%Si

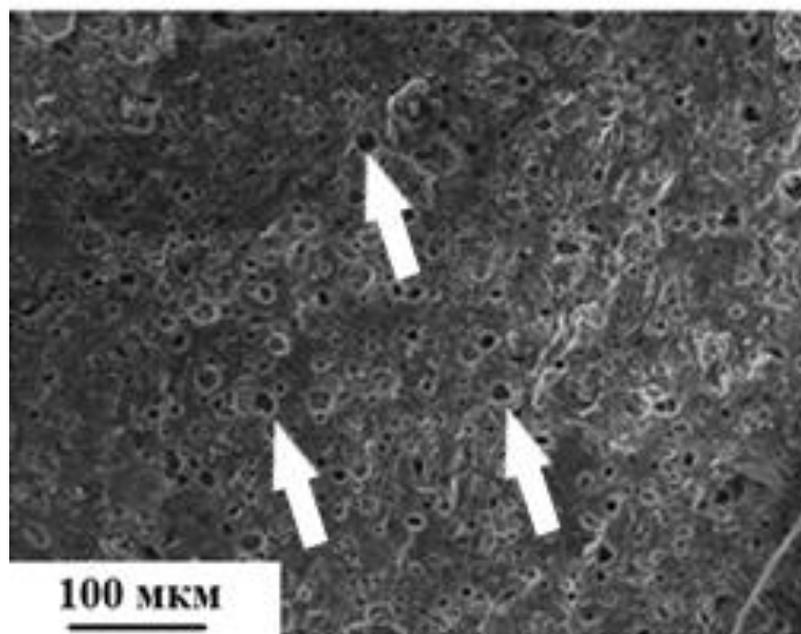


Рисунок 4.7 – Электронно-микроскопическое изображение структуры исследуемого силумина Al-11%Si после электровзрывного легирования (Стрелками указаны микропоры)

Изучение структурного состава объема сплава, обработанного методом электровзрывного легирования, было проведено путем анализа изображений поперечных сечений. На рисунке 4.8 представлены структурные характеристики модифицированного слоя, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии. Толщина этого слоя составляет от 30 до 50 микрометров. Важно отметить, что модифицированный слой обладает высоким уровнем пористости, которая существенно влияет на целостность материала и его эксплуатационные свойства. Поры распределены по всей толщине слоя, что указывает на полномасштабные изменения микроструктуры. Размеры пор сильно варьируются и составляют от одного микрометра до нескольких десятков микрометров, что может отрицательно сказываться на механических характеристиках сплава.

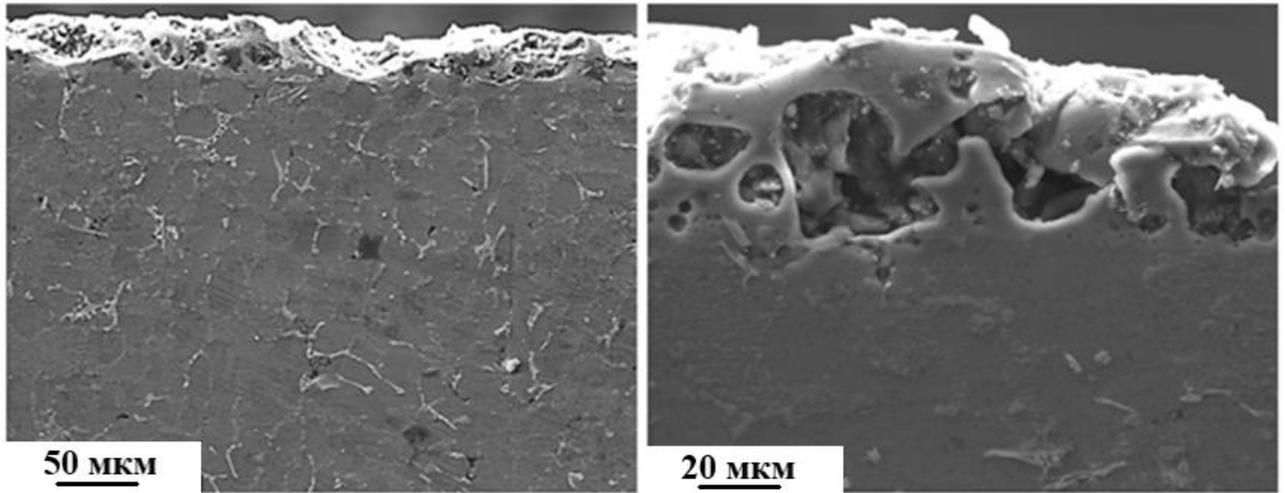


Рисунок 4.8 – СЭМ анализ структуры поверхности силумина Al-11%Si, обработанной электровзрывным легированием (поперечное сечение)

Фазовый состав силумина Al-11%Si, обработанного методом электровзрывного легирования, был изучен с помощью рентгеноструктурного анализа. На рисунке 4.9 показана полученная рентгенограмма исследуемого материала. Количественные данные по фазовому составу приведены в таблице 4.2.

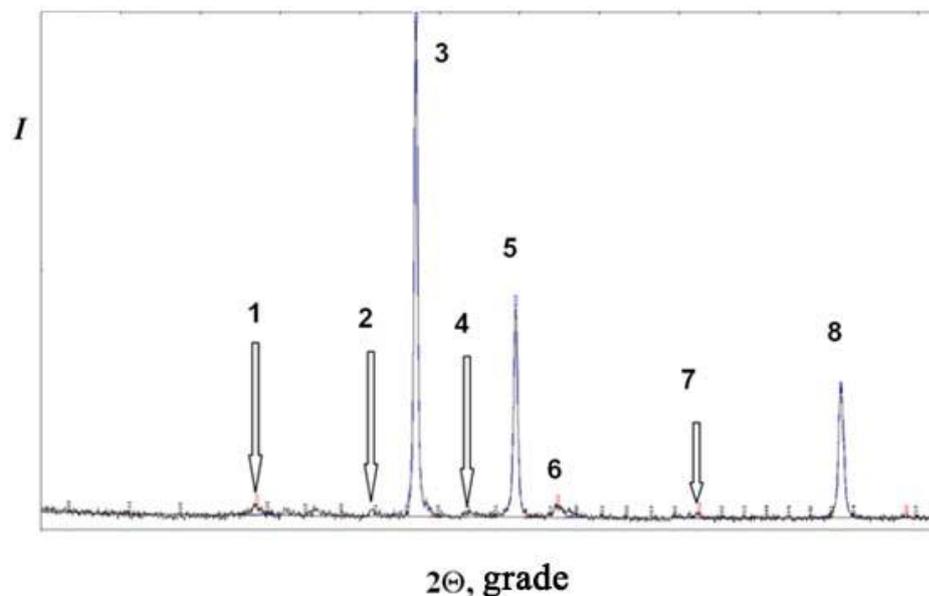


Рисунок 4.9 – Участок рентгенограммы исследуемого силумина, подвергнутого модифицированию электровзрывным легированием; цифрами обозначены дифракционные максимумы алюминия, кремния и Y_2O_3 : 1 – (111)Si; 2 – (411) Y_2O_3 ; 3 – (111)Al; 4 – (422) Y_2O_3 ; 5 – (200)Al; 6 – (220)Si; 7 – (311)Si; 8 – (220)Al

Таблица 4.2 – Элементный состав в различных зонах образца

Фаза	Содержание, отн. %	Параметр решетки, нм	D(ОКР), нм	$\Delta d/d, 10^{-3}$
Al	68,2	0,40485	75,01	0,24
Si	30,1	0,54231	16,40	0,80
Y ₂ O ₃	1,7	1,06010	16,60	7,88

На основании данных таблицы 4.2 выявлены следующие особенности: в поверхностном слое сплава наблюдается существенно повышенное содержание кремния, что, вероятно, обусловлено испарением части алюминия в ходе электровзрывного легирования. Также зафиксировано присутствие фазы Y₂O₃, что может быть связано с проникновением частиц исходного порошка оксида иттрия в поверхностный слой модифицированного материала.

После электровзрывного легирования на поверхности сплава Al-20%Si формируется слой с выраженной неоднородностью, а также с многочисленными микропорами. В отдельных местах на поверхности наблюдаются остатки неиспарившегося в процессе электровзрывного легирования покрытия. Толщина высокопористого покрытия изменяется в пределах 30-200 мкм (рисунок 4.10).



Рисунок 4.10 – Оптическая микроскопия профиля поверхности образцов силумина Al-20%Si

Таким образом, в результате электровзрывного легирования на поверхности силумина Al-11%Si образуется слой с высокой шероховатостью, множеством микропор и микротрещин, а его толщина составляет 100-130 мкм. На поверхности сплава Al-20%Si формируется слой с выраженной неоднородностью и большим количеством микропор. Местами наблюдаются остатки неиспарившегося покрытия, образовавшегося в процессе легирования. Толщина пористого слоя варьируется от 30 до 200 мкм.

4.3.2 Режим электровзрывного легирования ($m_{Al} = 58,9$ мг, $m_{Y_2O_3} = 88,3$ мг, $U = 2,6$ кВ)

Аналогично предыдущим наблюдениям, при исследовании поперечного сечения силумина Al-11%Si обнаружено формирование высокопористого покрытия (рисунок 4.11) толщиной от 33 до 60 мкм. Такой разброс толщины обусловлен вариациями в массе напыляемого порошка: в выбранном режиме масса оксида иттрия (Y_2O_3) была меньше по сравнению с режимом, где $m_{Al} = 58,9$ мг, $m_{Y_2O_3} = 58,9$ мг, $U = 2,8$ кВ. В результате полученное покрытие характеризуется более равномерной толщиной по всей ширине по сравнению с образцами, обработанными при вышеуказанном соотношении порошков.

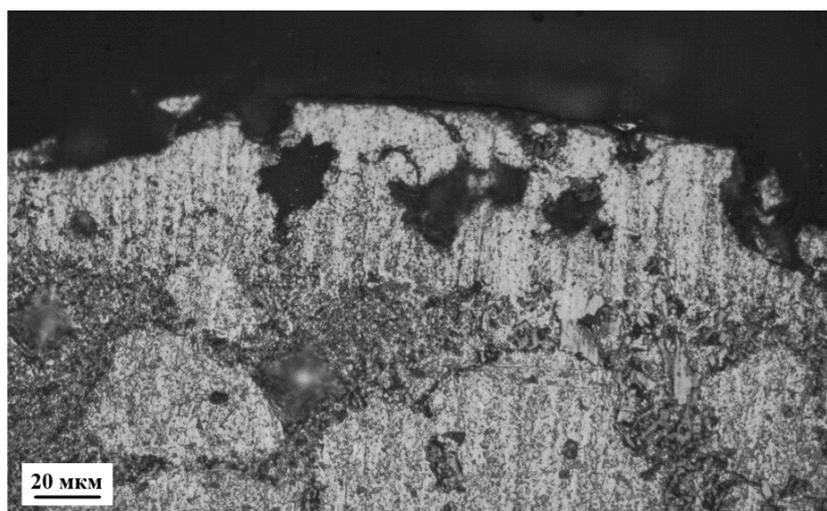


Рисунок 4.11 – Оптическая микроскопия профиля поверхности образцов силумина Al-11%Si

Электровзрывное легирование оксидом иттрия силумина Al-20%Si приводит к формированию высокопористого покрытия, толщина которого изменяется в пределах 20-100 мкм (рисунок 4.12).

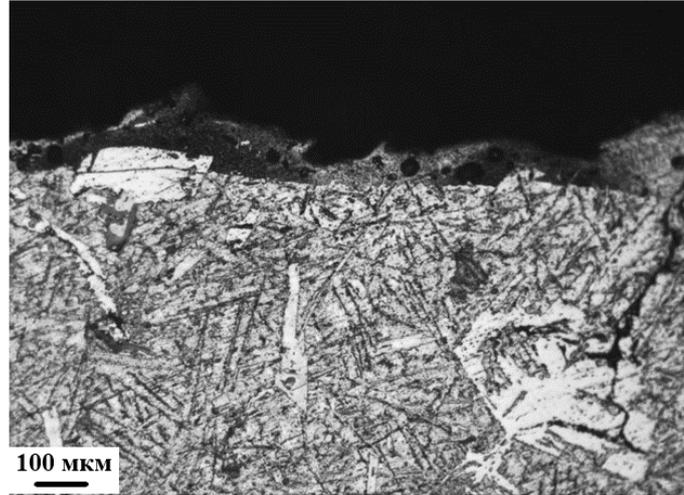


Рисунок 4.12 – Оптическая микроскопия профиля поверхности образцов силумина Al-20%Si

4.4 Выводы по главе 4

Методами металлографического анализа исследована структура профиля поверхности силуминов Al-11%Si и Al-20%Si.

1. В исходном состоянии силумин Al-11%Si представляет собой многофазный материал с крупными зёрнами твёрдого раствора алюминия (25-100 мкм) и эвтектическими зёрнами, расположенными вдоль границ (10-30 мкм).

2. В составе Al-11%Si присутствуют легирующие элементы (Cu, Mg, Fe, Ni и др.), способствующие образованию интерметаллидов пластинчатой морфологии. Это приводит к увеличению прочности, но снижает трещиностойкость сплава и способствует возникновению микропор.

3. Электровзрывное легирование Al-Y₂O₃ формирует на поверхности обоих материалов (Al-11%Si и Al-20%Si) высокопористое покрытие с толщиной слоя 30-200 мкм, высоким уровнем шероховатости, наличием микропор и микротрещин.

4. Структура Al-20%Si в литом состоянии отличается грубой игольчатой морфологией, преобладанием первичных кристаллов кремния (до 120 мкм), наличием эвтектических образований и микропор.

ГЛАВА 5 ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИЛУМИНОВ Al-11%Si и Al-20%Si ПОСЛЕ ДВУХЭТАПНОЙ ОБРАБОТКИ

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследованы структурно-фазовые состояния силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после двухэтапной обработки. Выполнен послойный анализ структуры, фазового состава поверхности силуминов после двухэтапной обработки [147-168].

5.1 Анализ структуры силумина Al-11%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки по режиму № 1

Характерные изображения структуры поверхности приведены на рисунке 5.1. В результате двухэтапной обработки по режиму 1 (см. таблицу 2.7) формируется поверхность, на которой фиксируются микрократеры, микрокапли и пленочные образования. Полученный поверхностный слой обладает субмикроструктурным строением, размер кристаллитов в котором не превышает 1 мкм. По результатам анализа структуры травленных поперечных шлифов, толщина модифицированного слоя составляет 70-80 мкм.

Элементный состав, морфологию фаз и дефектную субструктуру силумина на различной глубине от поверхности обработанного слоя исследовали с помощью методов просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. На рисунке 5.2 показана характерная структура ячеистой кристаллизации, формирующаяся в слое толщиной до 80 мкм. Размеры ячеек составляют примерно 0,8-1,3 мкм, между которыми располагаются прослойки второй фазы толщиной 50-75 нм. В области тройных стыков границ ячеек преимущественно наблюдаются включения второй фазы с ограниченной формой: кубоиды или четырехлепестковые розетки (SiY). Размеры таких включений находятся в диапазоне 0,5-0,7 мкм. Таким образом, двухэтапная обработка по режиму 1 приводит к формированию поверхностного слоя, в котором размеры включений второй фазы значительно меньше (в десятки — сотни раз), чем в исходном литом материале.

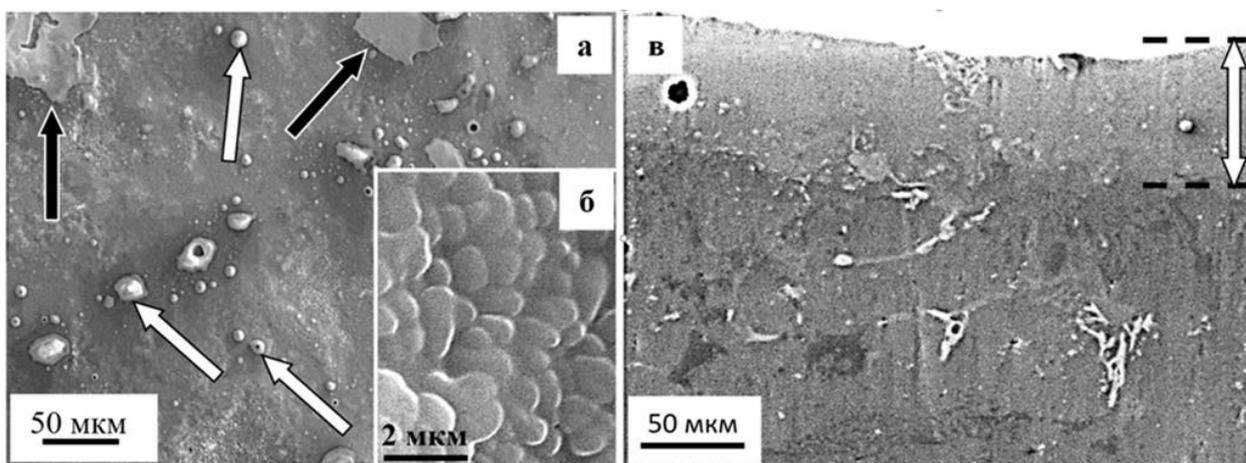


Рисунок 5.1 – Структура силумина Al-11%Si, подвергнутого двухэтапной обработке: а, б – структура поверхности облучения; в – структура поперечного травленного шлифа. На (а) темными стрелками указаны пленки, светлыми стрелками – микрокапли, расположенные на поверхности образца; на (в) – модифицированный слой

Для анализа фазового состава модифицированного слоя применялись темнопольные изображения и методика расшифровки микроэлектронограмм с помощью просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [127, 169-172]. На рисунке 5.3, а представлено светлопольное электронно-микроскопическое изображение поверхностного слоя модифицированного силумина Al-11%Si. Микроэлектронограмма, полученная с помощью селекторной диафрагмы с выбранного участка фольги (рисунок 5.3, б), демонстрирует дифракционное гало, указывающее на аморфное состояние вещества, а также отдельные рефлексы и дифракционные кольца (рисунок 5.3, в). Проведенный анализ микроэлектронограммы позволил идентифицировать рефлексы, принадлежащие кремнию.

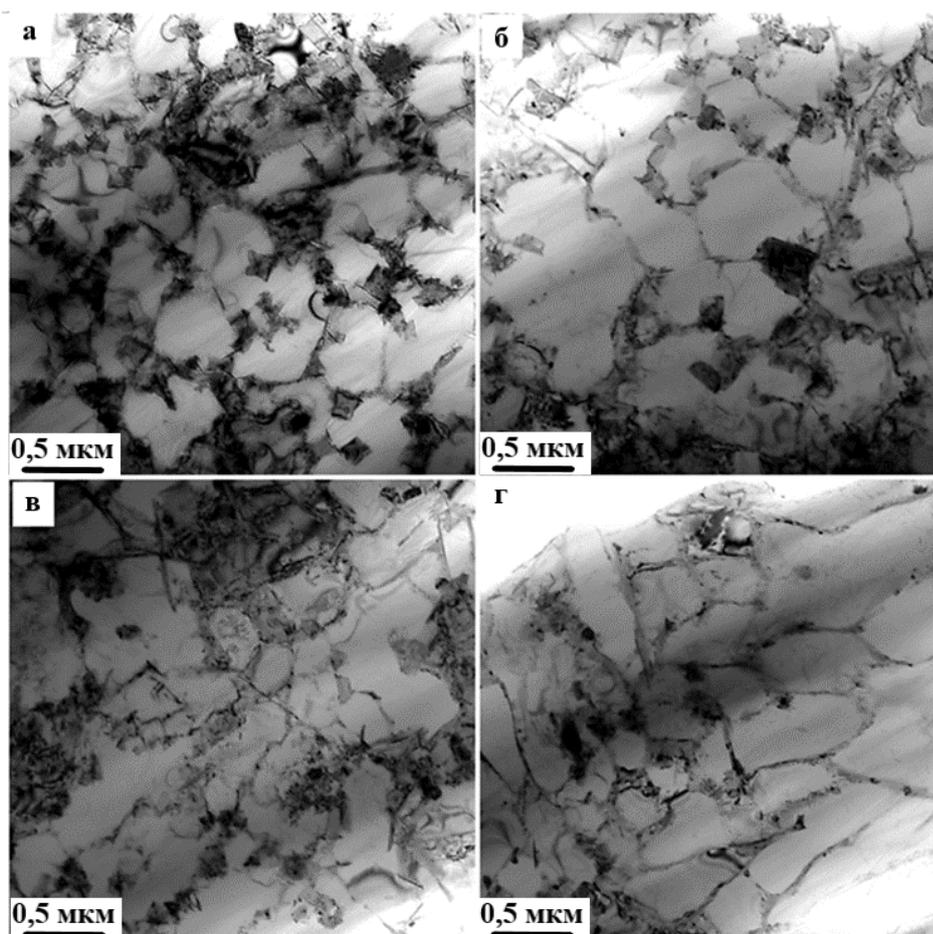


Рисунок 5.2 – Структура сплава, подвергнутого двухэтапному модифицированию:
а-г – слои, расположенные на расстоянии 20 мкм; 40 мкм; 65 мкм; 80 мкм от
поверхности обработки, соответственно

Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации модифицированного слоя представлено на рисунке 5.4. При детальном рассмотрении выявлено, что основной объем высокоскоростных кристаллизационных ячеек представлен твердым раствором с каркасом кристаллической решетки алюминия. Промежуточные слои, разделяющие отдельные кристаллизационные ячейки, содержат частицы кремния. Последние способны существенно влиять на механические и термические свойства полученной структуры.

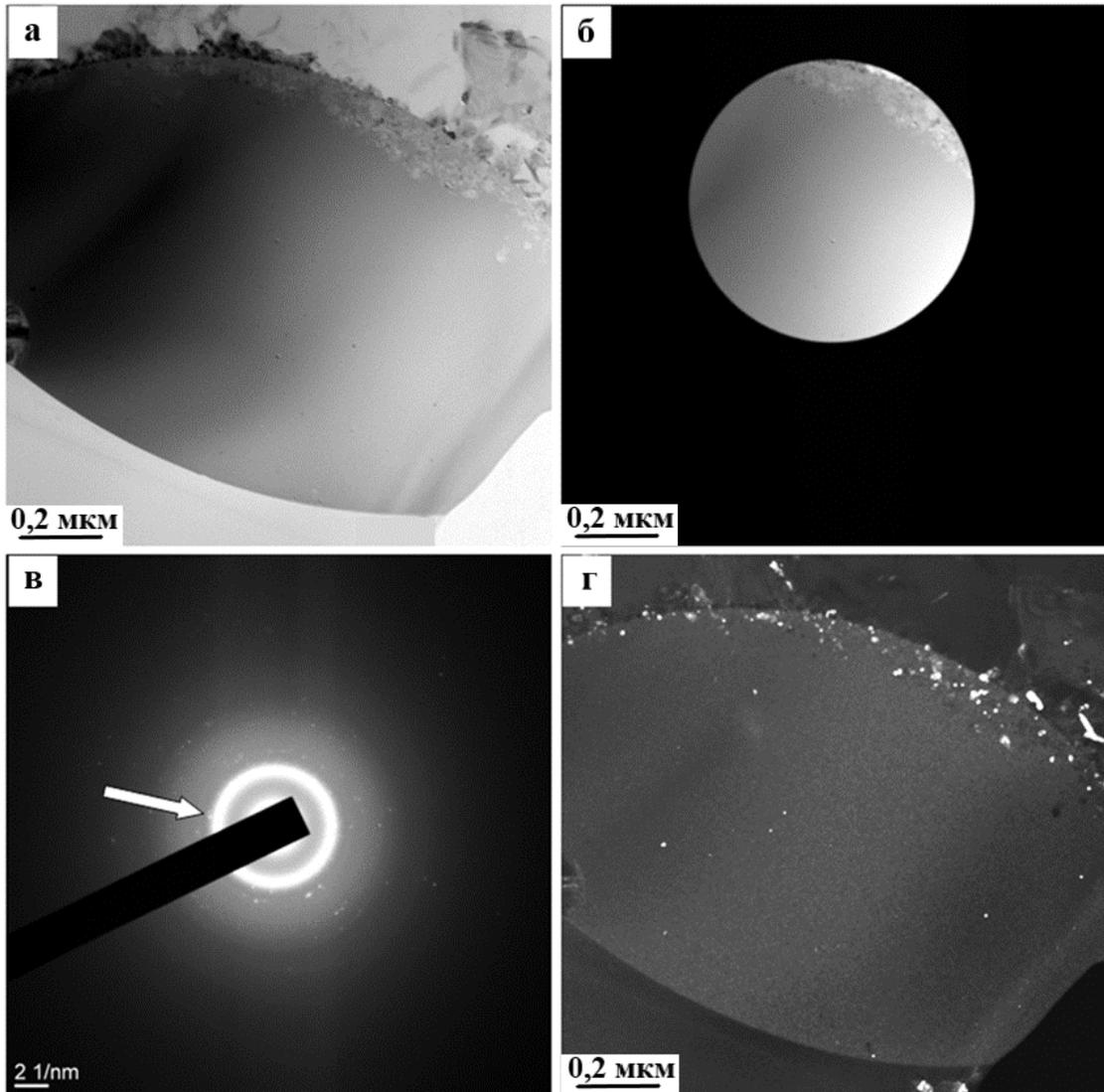


Рисунок 5.3 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя образца, подвергнутого двухэтапной обработке по 1-му режиму: а, б – светлые поля; в – микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле); г – темное поле, полученное в рефлексе $[211]$ Si. На (б) показана область фольги, выделенная селекторной диафрагмой, с которой была получена микроэлектроннограмма (в)

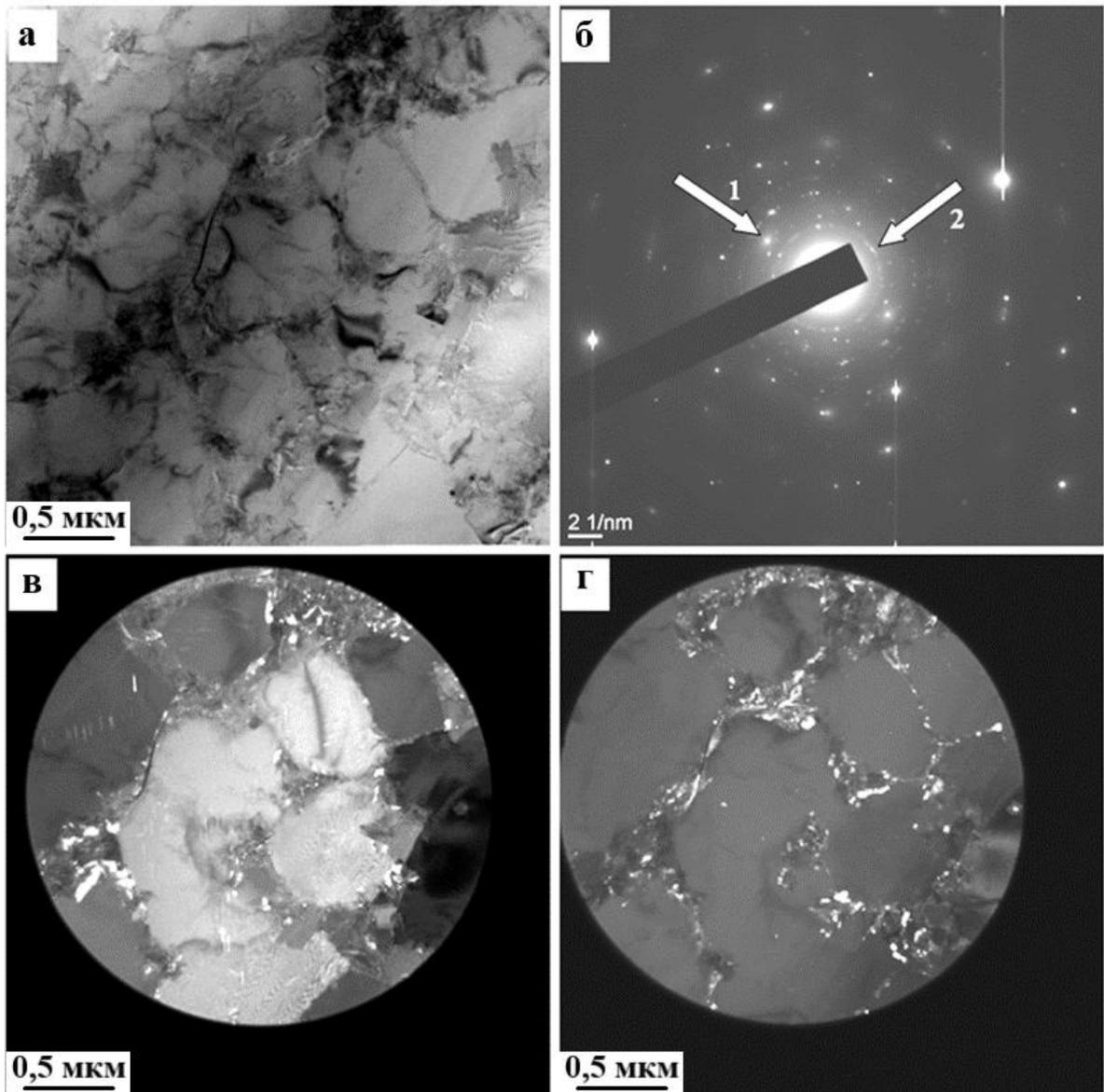


Рисунок 5.4 – Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации поверхностного слоя образца, подвергнутого двухэтапной обработке по 1-му режиму: а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма (стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – (в), 2 – (г)); в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[111]$ Al (в) и $[111]$ Si (г), соответственно

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что при двухэтапной обработке силумина Al-11%Si формируется многоэлементный многофазный слой толщиной около 80 мкм, обладающий субмикро- и нанокристаллическим строением. В слое обнаруживается развитая структура

ячеистой кристаллизации: размеры кристаллизационных ячеек составляют примерно 0,8-1,3 мкм, а разделяющие их прослойки второй фазы имеют толщину 50-75 нм. В тройных стыках границ ячеек преимущественно располагаются включения второй фазы, имеющие четко выраженную ограниченную форму — кубоиды и четырехлепестковые розетки. Размеры таких включений находятся в диапазоне 0,5-0,7 мкм, что в десятки – сотни раз меньше по сравнению с размерами включений в исходном литом материале. Кроме того, при анализе фазового состава с использованием электронно-дифракционных методов выявлено присутствие на поверхности модифицирования капель, обогащенных атомами иттрия, находящихся в аморфном состоянии.

5.2 Анализ структуры силумина Al-11%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки по режиму №2

Характерное электронно-микроскопическое изображение поверхности образца после двухэтапной обработки по выбранному режиму показано на рисунке 5.5. В результате проведения такой обработки формируется рельефная поверхность с выраженными областями, отличающимися контрастом (рисунок 5.5, а), что свидетельствует о неоднородности элементного состава в поверхностном слое материала. Полученный слой отличается субмикроструктурным строением: размеры образующих его кристаллитов не превышают 1 мкм (рисунок 5.5, б).

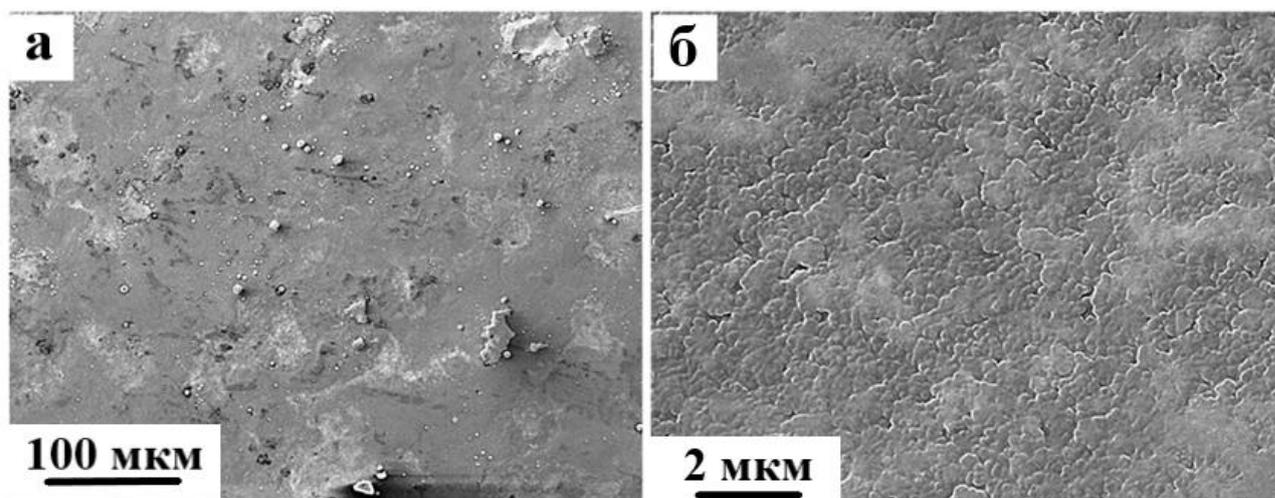


Рисунок 5.5 – Структура модифицированной поверхности силумина

Анализ результатов исследований поперечных шлифов, представленных на рисунке 5.6, показал, что толщина модифицированного слоя составляет от 45 до 80 мкм. Полученный слой характеризуется субмикро- и нанокристаллической структурой. В отличие от исходного материала, в структуре модифицированного слоя отсутствуют включения кремния и интерметаллидные фазы, что свидетельствует о существенном изменении морфологии и фазового состава под воздействием выбранной обработки. Такие изменения структуры могут благоприятно влиять на однородность свойств и эксплуатационные характеристики модифицированного материала.

При тщательном анализе результатов поперечных шлифов, показанных на рисунке 5.6, становится очевидным, что существует заметная разница в толщине модифицированного слоя, которая составляет не менее 45 мкм, а максимальная — 80 мкм. Кроме того, стоит отметить, что этот модифицированный слой обладает сложной субмикро- нанокристаллической структурой, которая способствует его улучшенным свойствам, и, что важно, он лишен включений кремния или интерметаллических соединений, которые обычно присутствуют в исследуемом материале, что свидетельствует о значительном улучшении чистоты и структурной целостности материала.

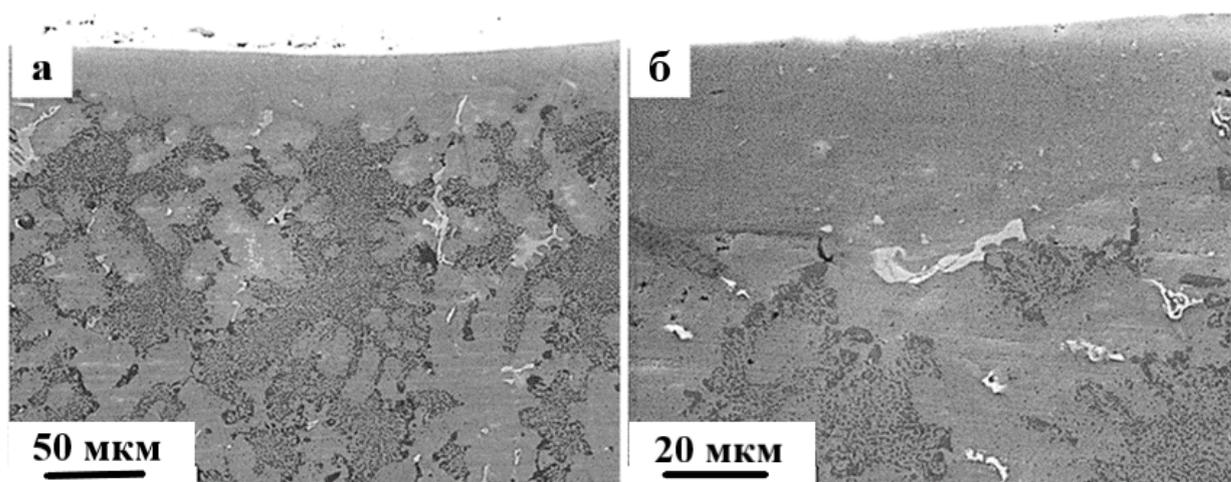


Рисунок 5.6 – Характерное электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа, подвергнутого двухэтапной обработке по второму режиму

Использование методов просвечивающей электронной дифракционной микроскопии позволило эффективно идентифицировать и охарактеризовать формирование градиентной субмикро- и наноразмерной структуры в модифицированном слое (рисунок 5.7). Образование такой градиентной структуры связано с возникновением высоких температурных градиентов, возникающих вследствие высокоскоростной кристаллизации. Это приводит к локальным структурным изменениям, способствует диффузии легирующих элементов и формированию зон с различными механическими и физическими свойствами, а также обуславливает разнообразие условий зарождения и роста кристаллов – от поверхности модифицирования вглубь материала. Установлено, что модифицированный слой толщиной до 70 мкм формируется в результате высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Размеры кристаллизационных ячеек в этом слое составляют от 0,5 до 1,2 мкм.

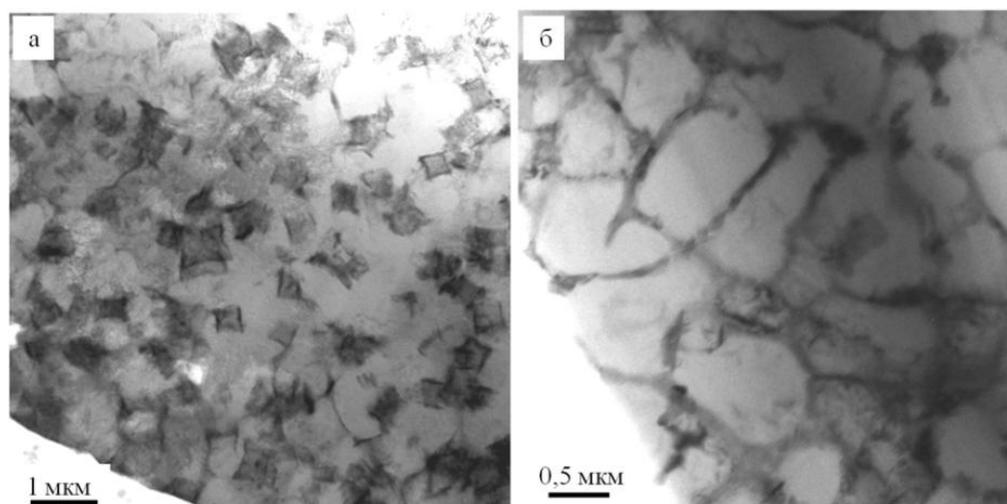


Рисунок 5.7 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава, подвергнутого двухэтапной обработке по 2-му режиму: а – структура поверхностного слоя; б – структура слоя, расположенного на глубине (20-30) мкм

Ячеистая кристаллизация в поверхностном слое сплава Al-11%Si после двухэтапной обработки формируется в результате:

1. Быстрого нагрева и сверхбыстрого охлаждения из расплавленного состояния (высокоскоростная кристаллизация).

2. Воздействия легирующего элемента (оксид иттрия), который влияет на стабильность расплава и способствует сегрегации.
3. Тепловой и конституционной сверхохлажденности, создаваемой градиентами температуры и состава.
4. Неустойчивости фронта кристаллизации, приводящей к образованию ячеек.

Эта комбинация факторов позволяет формировать уникальную ячеистую структуру с улучшенными механическими и функциональными свойствами, такими как высокая твердость, износостойкость и коррозионная стойкость.

На рисунке 5.7, б показано, что кристаллизационные ячейки разделены прослойками второй фазы. Структура поверхностного слоя характеризуется наличием включений ограниченной формы (отмеченных темным цветом на изображении), размеры которых составляют от 40 нм до 80 нм. Относительное содержание таких включений уменьшается по мере удаления от поверхности модифицированного слоя, что указывает на пространственную неоднородность распределения микроструктурных элементов.

Результаты анализа фазового состава поверхностного слоя участка фольги с ограниченными включениями приведены на рисунке 5.8. Для проведения исследования применялись темнопольные методы изображения и техника индексации микроэлектроннограмм [169-172]. Электронно-микроскопический микродифракционный анализ подтверждает, что включения ограниченной формы представляют собой фазу с составом Al_5CuTi_2 (рисунок 5.8, в). Вдоль границ этих включений имеются прослойки фазы $AlCuY$ (рисунок 5.8, г). Таким образом, в модифицированном слое формируется сложная микроструктура, включающая фазы различного состава и размера, что, в свою очередь, оказывает существенное воздействие на свойства полученного материала.

На рисунке 5.9 представлено характерное изображение структуры ячеистой кристаллизации. Полученная с данного участка микроэлектроннограмма содержит как отдельно расположенные точечные рефлексы, так и дифракционные кольца (рисунок 5.9, в). Проведенное индицирование выявило, что дифракционные кольца

соответствуют кристаллической решетке кремния. Темнопольное изображение структуры поверхностного слоя, полученное в режиме рефлексов дифракционного кольца (рисунок 5.9, г), свидетельствует о локализации кремниевых прослоек вдоль границ ячеек кристаллизации и в местах пересечения этих границ в твердом растворе на основе алюминия. Эти прослойки кремния характеризуются нанокристаллической структурой, а размер их кристаллитов составляет от 10 до 20 нм.

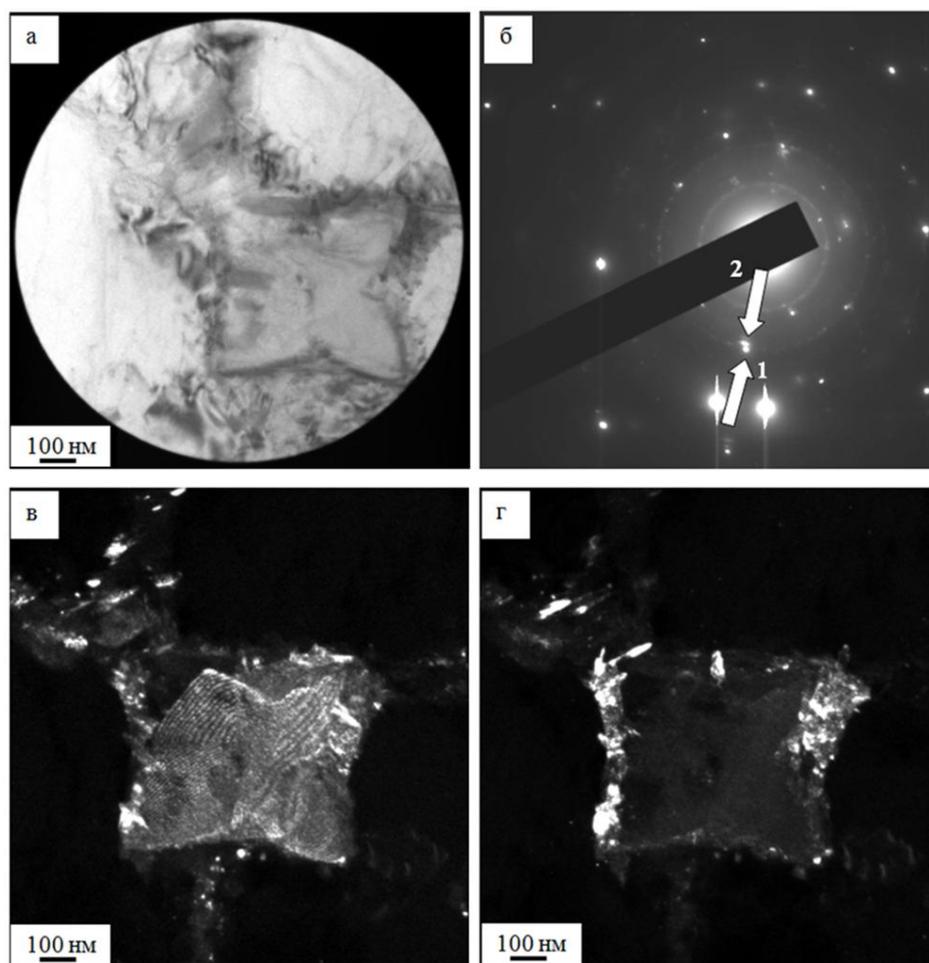


Рисунок 5.8 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя силумина, подвергнутого двухэтапной обработке: а – светлое поле (участок фольги, ограниченный селекторной диафрагмой); б – соответствующая светлomu полю микроэлектронограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[200]Al_5CuTi_2$ и $[300]AlCuY$, соответственно. На (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – (в); 2 – (г)

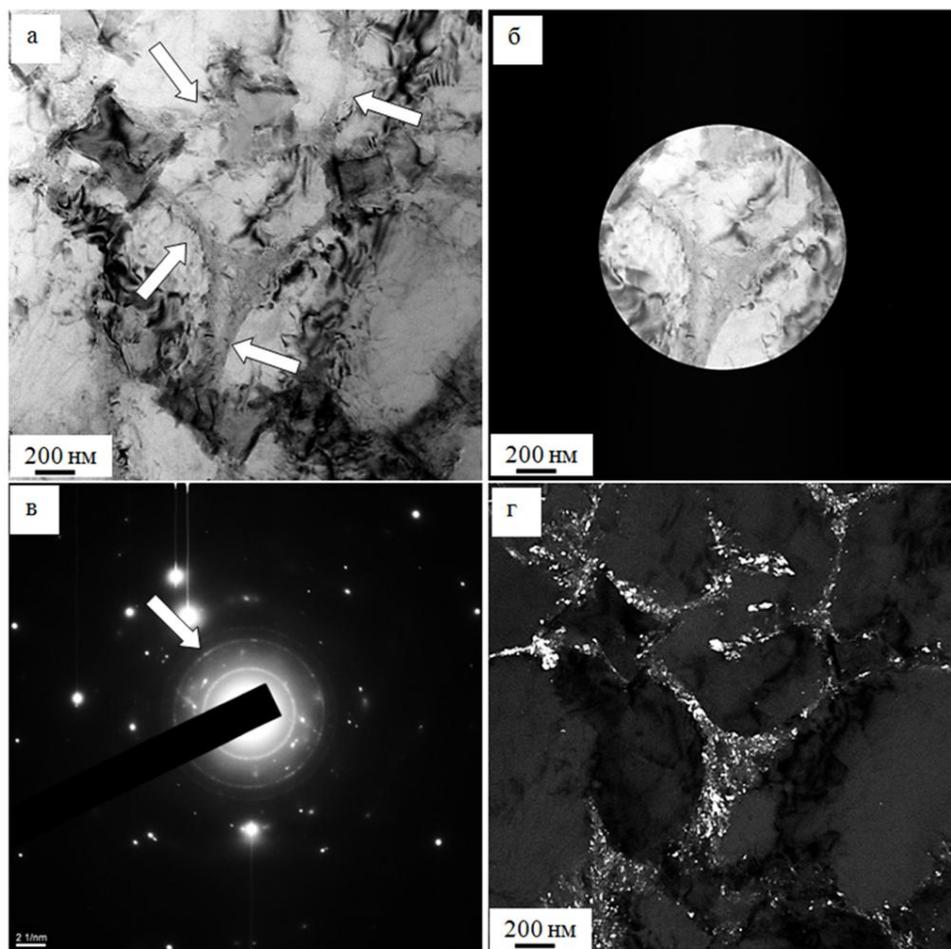


Рисунок 5.9 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя силумина, подвергнутого двухэтапной обработке: а, б – светлые поля; в – микроэлектродифрактограмма, полученная с участка фольги, ограниченного селекторной диафрагмой (изображение участка приведено на (б)); г – темное поле, полученное в рефлексе $[220]\text{Si}$, указанном на (в) стрелкой. Стрелками на (а) указаны прослойки кремния

Двухэтапная поверхностная обработка силумина Al-11\%Si по режиму № 2 привела к существенным изменениям структуры поверхностного слоя толщиной около 70 мкм. В результате данной обработки произошло растворение включений кремния и интерметаллидов, характерных для литого состояния, с одновременным формированием градиентной многоэлементной субмикро- и наноразмерной структуры. Модифицированный слой характеризуется структурой высокоскоростной ячеистой кристаллизации, при этом отмечается наличие ограниченных включений, относительное содержание которых уменьшается с

удалением от поверхности. Микрорентгеноспектральный анализ выявил, что поверхностный слой представляет собой сложную многоэлементную систему, содержащую как основные атомы (Al, Si, Cu, Ni, Cr, Fe), так и дополнительные элементы – Ti, Y, O. Вдоль граней и стыков границ кристаллизационных ячеек обнаружены прослойки кремния с нанокристаллической структурой, размер кристаллитов которых составляет 10-20 нм. Формирование такой структуры обеспечивает уникальные свойства модифицированному слою и может значительно улучшить эксплуатационные характеристики материала.

5.3 Анализ структуры силумина Al-20%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки

Структурные особенности модифицированного слоя сплава Al-20%Si были детально исследованы с использованием просвечивающей электронной микроскопии. Для проведения анализа была подготовлена фольга из пластин, вырезанных из массивных образцов в направлении, перпендикулярном обработанной поверхности. На рисунке 5.10 приведены характерные структурные особенности слоя, сформированного после двухэтапной обработки. Комплексное исследование показало, что вне зависимости от использованного режима модификации всегда формируется многослойная структурная конфигурация, включающая поверхностный слой (слой I) и промежуточный слой (слой II), обозначенные на рисунке 5.10, а.

Поверхностный слой (слой I) состоит из сферических частиц диаметром от 10 до 20 нм, как показано на рисунке 5.10, б, при общей толщине слоя около 1 мкм. Предполагается, что эти частицы представляют собой оксид иттрия или его модифицированную форму, образующуюся в результате взаимодействия с расплавленным поверхностным слоем материала подложки. В следующем, промежуточном слое (слой II) формируется высокоскоростная ячеистая кристаллизационная структура, характерная для силумина, подвергнутого воздействию импульсного электронного пучка в процессе плавления поверхности [173, 174]. Этот промежуточный слой отличается наличием глобулярных включений, образующихся в результате агрегации наноразмерных округлых

частиц (рисунок 5.10, в), которые, по-видимому, представляют собой конгломераты частиц оксида иттрия, что указывает на сложные микроструктурные превращения в материале. Толщина промежуточного слоя составляет 30-40 мкм и напрямую зависит от плотности энергии электронного пучка, используемого при обработке.

В таблице 5.1 приведены результаты исследования фазового состава, а также состояния кристаллической решетки основных фаз сплава Al-20%Si, проанализированных с помощью рентгеноструктурного анализа после двухэтапной обработки.

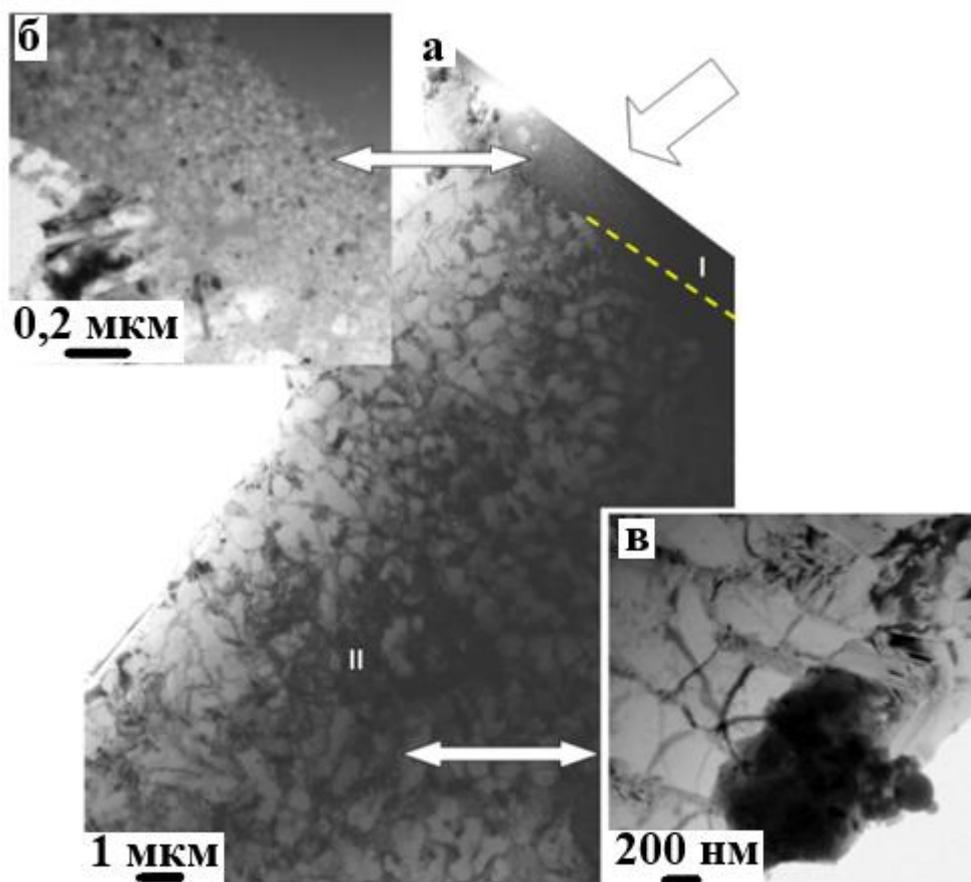


Рисунок 5.10 – Структура поверхностного слоя сплава Al-20%Si, модифицированного двухэтапной обработкой

На основании данных таблицы 5.1 установлено, что фазовый состав и состояние кристаллической решетки основных фаз сплава Al-20%Si существенно

зависят от выбранного режима модифицирования. Как видно из результатов рентгеноструктурного анализа, основной фазой материала остается твердый раствор на основе алюминия; при этом его относительное содержание практически не изменяется при варьировании режимов модифицирования. Согласно диаграмме состояния системы Al-Si и данным справочной литературы, алюминий и кремний при комнатной температуре практически не растворимы друг в друге [121, 175]. Поэтому для исходного сплава Al-20%Si в качестве параметра кристаллической решетки алюминия целесообразно использовать значение для чистого алюминия, равное 0,4046 нм [174].

Таблица 5.1 – Результаты рентгеноструктурного анализа сплава Al-20%Si, подвергнутого двухэтапной обработке

№ режима	Обнаруженные фазы	Содержание фаз, мас. %	Параметры решетки, Å	Размер области когерентного рассеяния электронов, нм	Микроискажения кристаллической решетки, $\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
№1 – 25 E_s , Дж/см ²	Al	71,5	a = 4,0516	320,53	1,853
	Si	25,9	a = 5,4341	41,92	1,589
	Y ₂ O ₃	2,6	a = 10,5871	13,8	2,509
№2 – 35 E_s , Дж/см ²	Al	73,0	a = 4,0509	94,3	0,761
	Si	16,8	a = 5,4437	16,27	1,026
	Y ₂ O ₃	3,8	a = 10,5080	24,09	7,588
	YSi ₂	6,4	a = 3,8995 b = 4,1392 c = 13,2821	18,59	2,142

Двухэтапная обработка сплава Al-20%Si приводит к значительному увеличению параметра кристаллической решетки алюминия, что видно на рисунке

5.11. Основной причиной такого эффекта, вероятно, является внедрение атомов иттрия в структуру алюминия. Этот вывод подтверждается сравнением атомных радиусов: радиус атома иттрия ($R(Y) = 0,178$ нм)) существенно превышает радиус атома алюминия ($R(Al) = 0,143$ нм). Включение более крупных атомов Y приводит к расширению параметра решетки алюминия. Дополнительно, результаты исследования областей когерентного рассеяния показывают, что их размеры и степень микроискажений в кристаллической решетке алюминия заметно увеличиваются в образцах, обработанных по режиму 1. Это увеличение, скорее всего, связано с повышенной концентрацией порошка оксида иттрия, который был намеренно введен в поверхностный слой силумина в процессе электровзрывного легирования.

При увеличении плотности энергии электронного пучка концентрация кремния в поверхностном слое силумина заметно снижается – примерно в 1,5 раза. Это явление можно объяснить переходом части кремния из упорядоченного кристаллического состояния в неупорядоченное аморфное, что происходит под действием быстрой термической обработки высокоэнергетическим электронным пучком. Также установлено, что параметр кристаллической решетки кремния возрастает с повышением плотности энергии электронного пучка и в обоих случаях превышает значение для чистого кремния – 0,357 нм (рисунок 5.11) [175]. Рост данного параметра, вероятно, обусловлен включением атомов алюминия и иттрия в кремниевую матрицу, поскольку атомный радиус кремния ($R(Si) = 0,134$ нм) значительно меньше атомных радиусов алюминия и иттрия. Кроме того, показано, что размер областей когерентного рассеяния и степень микроискажений кристаллической решетки кремния существенно больше в образцах, обработанных по режиму 1. Подобные изменения связаны с повышенной концентрацией порошка оксида иттрия, который был введен в поверхностный слой сплава Al-20%Si методом электровзрывного легирования.

В модифицированном поверхностном слое сплава Al-20%Si выявлено присутствие частиц оксида иттрия, что подтверждается рентгеноструктурным анализом (таблица 5.1). Их относительное содержание составляет 2,8-3,6% по

массе. Параметр кристаллической решетки оксида иттрия уменьшается при росте плотности энергии электронного пучка. Для чистого порошка оксида иттрия он равен 1,061 нм (рисунок 5.11) [175]. При увеличении плотности энергии электронного пучка с 25 до 35 Дж/см² микроискажения в кристаллической решетке оксида иттрия возрастают примерно в 3 раза (рисунок 5.12). В то же время, микроискажения в решетках алюминия и кремния уменьшаются с ростом плотности энергии электронного пучка. Таким образом, оксид иттрия реагирует на термическое воздействие существенно сильнее, чем основные фазы сплава, что проявляется не только в изменении параметра решетки, но и в степени структурных микродеформаций.

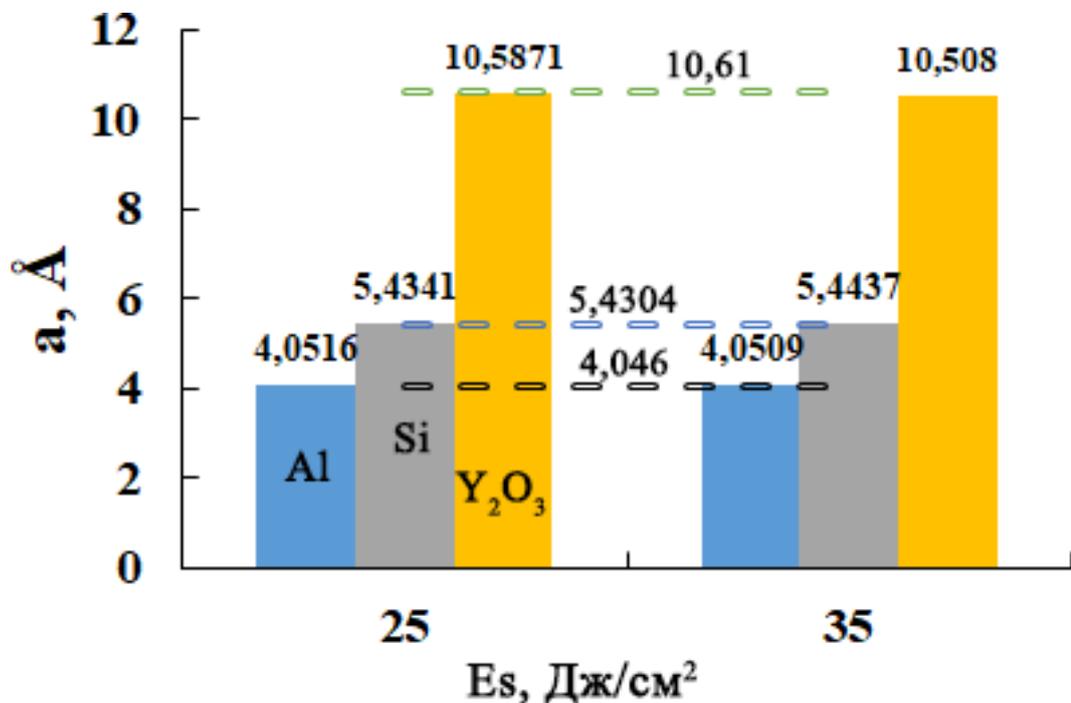


Рисунок 5.11 – Зависимость параметра кристаллической решетки от плотности энергии пучка электронов для сплава Al-20%Si. Параметр кристаллической решетки фаз до двухэтапной обработки обозначен пунктирной линией

В результате двухэтапной обработки сплава Al-20%Si выявлено значительное изменение размеров областей когерентного рассеяния (ОКР). Проведенный анализ показал, что параметры ОКР существенно варьируются под

воздействием обработки, что указывает на перестройку внутренней структуры материала и возможное повышение его качественных характеристик. Когда плотность энергии электронного пучка составляет 25 Дж/см^2 , область когерентного рассеяния (ОКР) для алюминиевой фазы достигает своего максимального значения – $320,53 \text{ нм}$, как показано на рисунке 5.13. Однако при дальнейшем увеличении плотности энергии электронного пучка, в частности до 35 Дж/см^2 , наблюдается заметное уменьшение размера ОКР до $94,31 \text{ нм}$.

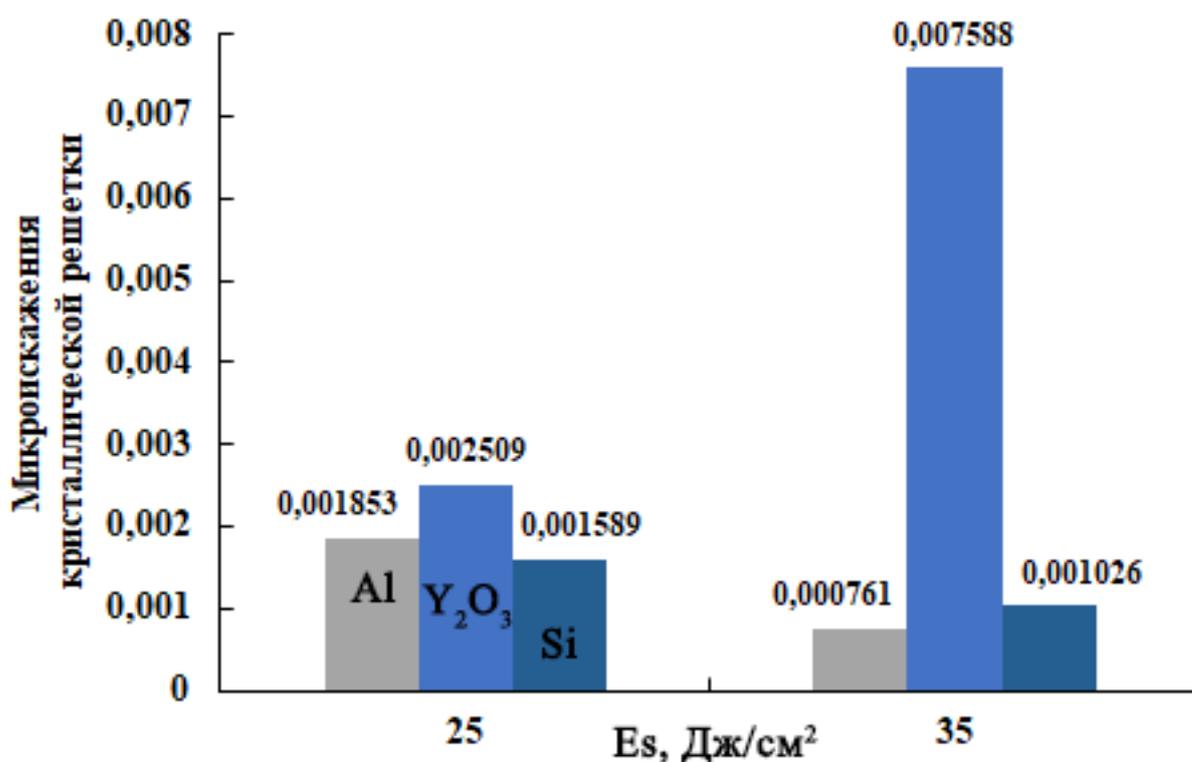


Рисунок 5.12 – Изменение микроискажений кристаллической решетки сплава Al-20%Si при различных плотностях энергии электронного пучка

Для фазы Y_2O_3 отмечается, что размер областей когерентного рассеяния (ОКР) изменяется незначительно. При плотности энергии электронного пучка 25 Дж/см^2 размер ОКР достигает минимального значения — $13,08 \text{ нм}$. При увеличении плотности энергии до 35 Дж/см^2 этот показатель возрастает до $24,09 \text{ нм}$. Для фазы кремния (Si) наблюдается иная зависимость. При воздействии плотности энергии электронного пучка 25 Дж/см^2 размер ОКР значительно больше

– 41,92 нм. Однако при увеличении плотности энергии до 35 Дж/см² размер ОКР уменьшается и составляет 16,27 нм. Все эти значения и тенденции наглядно отражены на рисунке 5.13.

Облучение поверхностного слоя сплава Al-20%Si, модифицированного электровзрывным методом, импульсным электронным пучком с плотностью энергии 35 Дж/см² приводит к образованию в сплаве силицида иттрия состава YSi₂. При меньшей плотности энергии электронного пучка это соединение в сплаве не обнаружено.

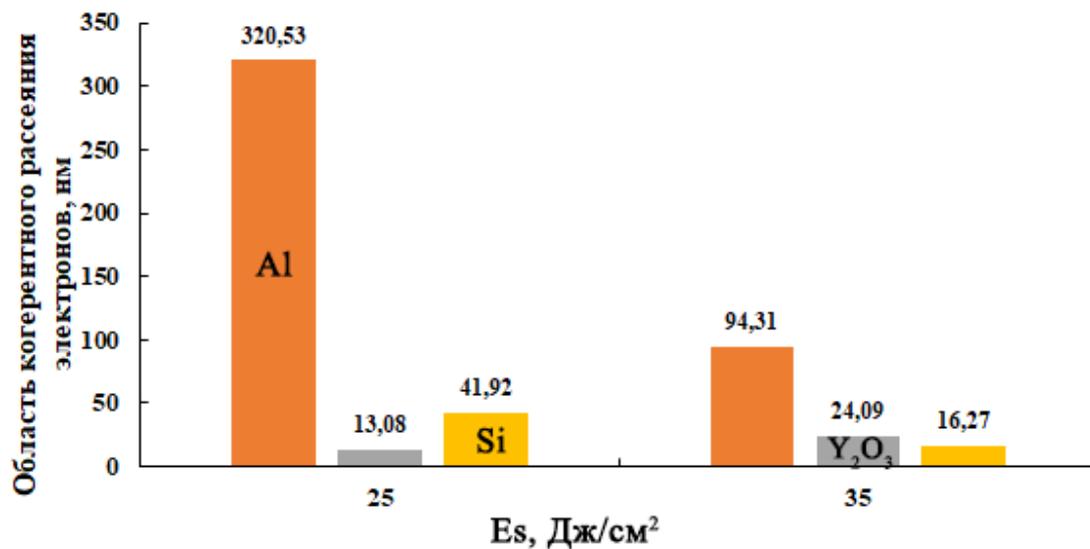


Рисунок 5.13 – Зависимость размера области когерентного рассеяния электронов от плотности энергии пучка электронов для сплава Al-20%Si

Анализ морфологических и размерных характеристик, а также фазового распределения в поверхностном слое сплава Al-20%Si, прошедшего двухэтапную обработку, был проведен с использованием просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Для исследования применялись методики анализа темного поля и индицирования микроэлектроннограмм [126, 127]. На рисунке 5.14 представлены результаты микродифракционного анализа поверхностного слоя (слой I). Темнопольные изображения этого слоя показывают, что его структура носит наноструктурированный характер и состоит из округлых частиц. Индицирование микроэлектроннограммы позволило выявить рефлексы фаз YAl₃

(отмечены желтыми стрелками) и $Y_2Si_2O_7$ (отмечены красными стрелками). Таким образом, установлено, что поверхностный слой сформировался в результате взаимодействия частиц Y_2O_3 с расплавом сплава Al-20%Si, что привело к образованию набора новых фаз, обнаруженных в данном слое.

На рисунке 5.15 представлено электронно-микроскопическое изображение переходного слоя, структура которого состоит из ячеек, сформированных при быстром охлаждении расплава – что свидетельствует о высокоскоростной кристаллизации. По данным микроэлектронограммы (рисунок 5.15, г) можно сделать вывод, что данные ячейки состоят из твердого раствора алюминия. Между ними находятся узкие прослойки, построенные из наночастиц. Индицирование (рисунок 5.15, в) показало, что эти наночастицы – кремний. Таким образом, кремниевые прослойки, расположенные вдоль, а также в местах пересечения границ ячеек кристаллизации алюминиевого твердого раствора, имеют нанокристаллическую структуру, а размер их кристаллитов находится в пределах 10-20 нм.

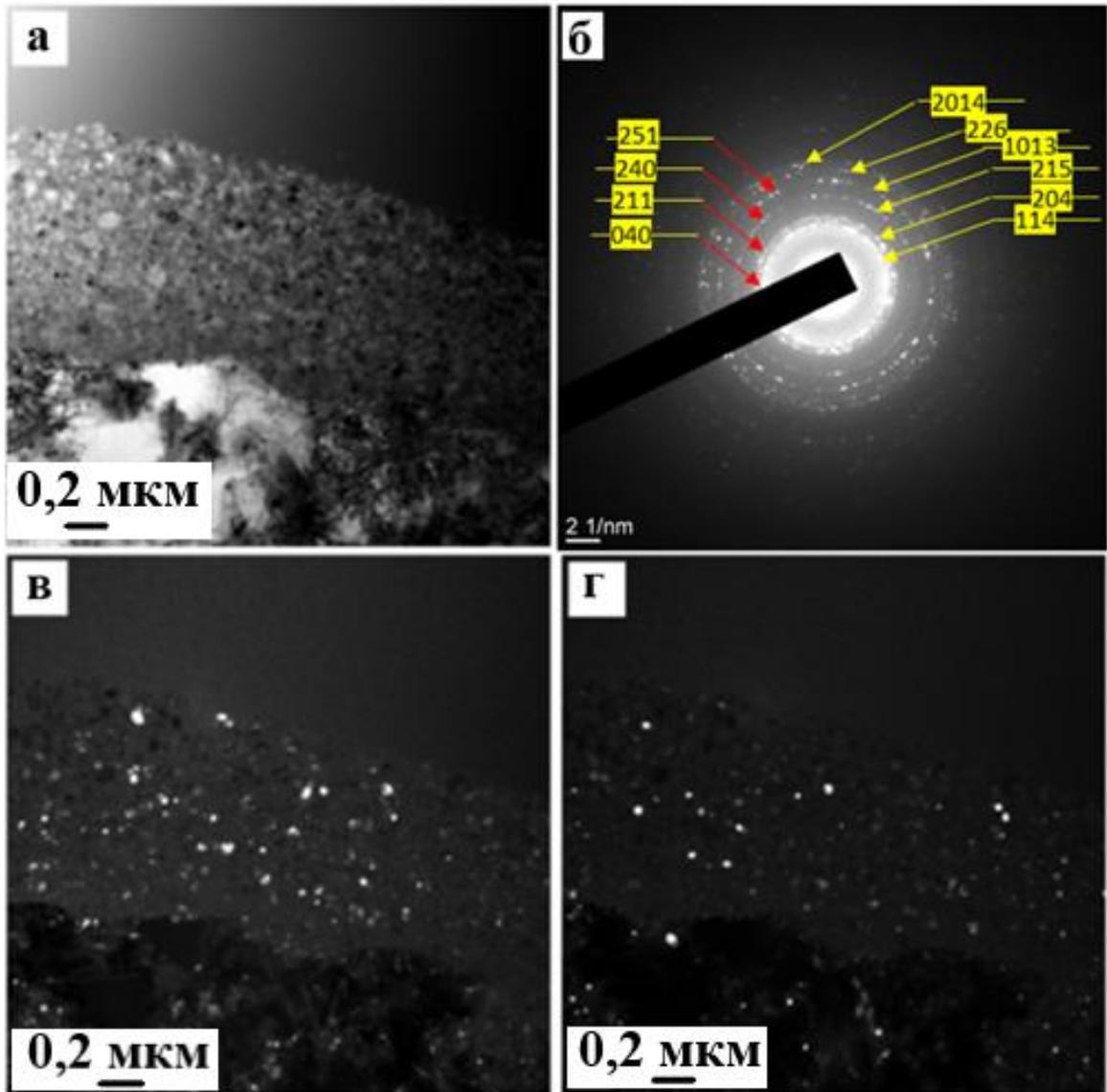


Рисунок 5.14 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя сплава Al-20%Si, сформировавшегося в результате двухэтапной обработки, сочетающей электровзрывное легирование порошком оксида иттрия и последующее облучение импульсным электронным пучком: а – светлое поле; б – микроэлектродограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[204]YAl_3$, $[211]Y_2Si_2O_7$ (в); $[1013]YAl_3$, $[251]Y_2Si_2O_7$ (г); на (б) указаны дифракционные кольца, в которых получены темнопольные изображения: 1 – для (в), 2 – для (г). Желтыми стрелками указаны дифракционные кольца, принадлежащие фазе YAl_3 ; Красными стрелками указаны дифракционные кольца, принадлежащие фазе $Y_2Si_2O_7$

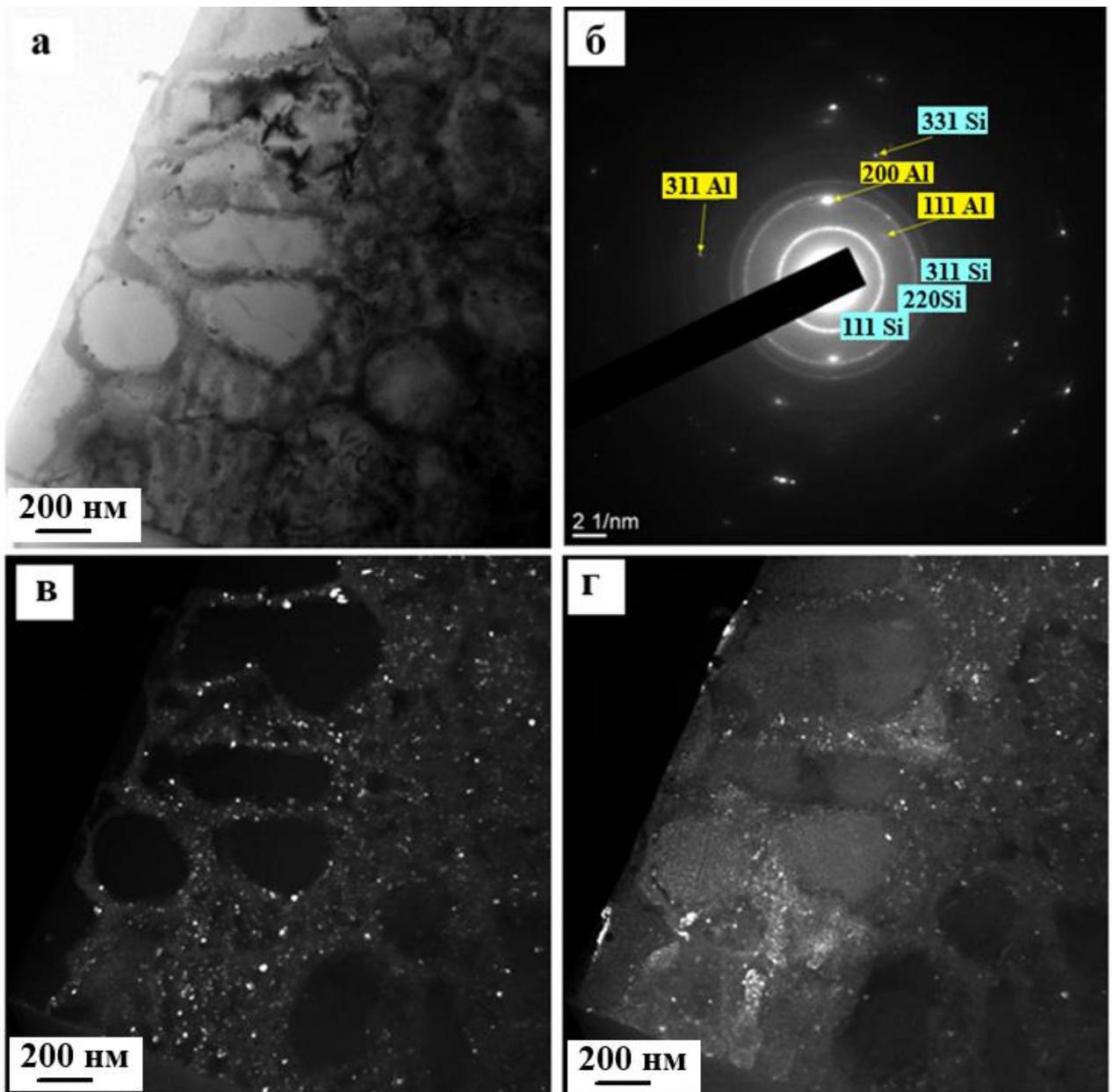


Рисунок 5.15 – Электронно-микроскопическое изображение структуры переходного слоя сплава Al-20%Si, сформировавшегося в результате двухэтапной обработки, сочетающей электровзрывное легирование порошком оксида иттрия и последующее облучение импульсным электронным пучком: а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах $[220]$ Si (в) и $[200]$ Al (г)

На рисунке 5.16 показано электронно-микроскопическое изображение участка фольги, на котором видны скопления частиц сферической формы. Анализ микроэлектроннограммы, снятой с этого скопления, позволил обнаружить

рефлексы, соответствующие кристаллической структуре фазы $Y_2Si_2O_7$ (рисунок 5.16, б). Это свидетельствует о том, что агрегаты порошка оксида иттрия, попавшие в расплавленный слой сплава Al-20%Si, могут легироваться компонентами исходного материала.

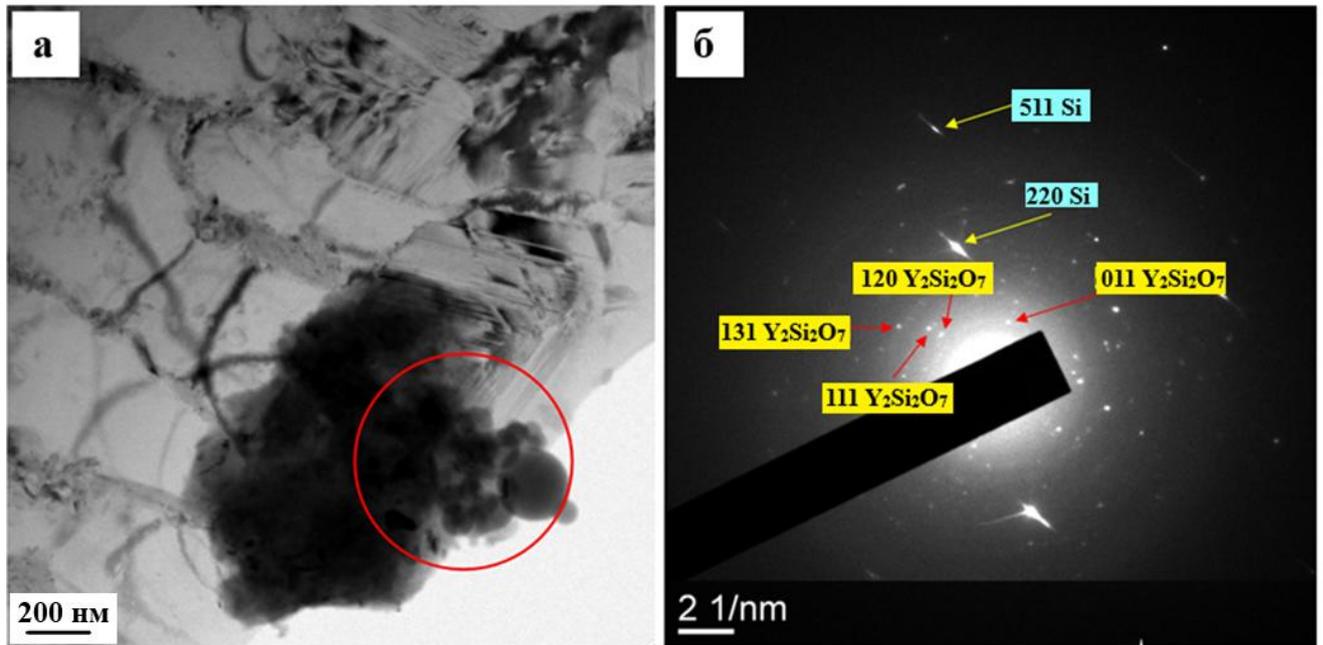


Рисунок 5.16 – Электронно-микроскопическое изображение структуры переходного слоя сплава Al-20%Si, сформировавшегося в результате двухэтапной обработки, сочетающей электровзрывное легирование порошком оксида иттрия и последующее облучение импульсным электронным пучком: а – светлое поле; б – микроэлектронограмма, полученная с участка фольги, ограниченного селекторной диафрагмой, изображение которого приведено окружностью на (а)

5.4 Сравнительный анализ изменений структуры силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработки

Подводя итог исследованиям морфологии структуры силуминов Al-11%Si и Al-20%Si после поверхностной обработки методами ЭВЛ и ЭПО, можно выделить следующие характерные особенности. Покрытие системы Al- Y_2O_3 , образованное на поверхности образцов с использованием метода ЭВЛ, отличается высокой пористостью и неоднородностью распределения по толщине. Толщина покрытия

зависит от режима обработки и варьируется в пределах 30-130 мкм для сплава Al-11%Si и 30-200 мкм для сплава Al-20%Si.

В результате обработки поверхности сплава Al-11%Si интенсивными электронными пучками (25 Дж/см^2) образуется многофазный многоэлементный слой толщиной около 80 мкм с субмикро- и нанокристаллическим строением. На поверхности модифицированного слоя обнаружены капли, обогащенные атомами иттрия, находящимися в аморфном состоянии. В пределах слоя толщиной до 80 мкм формируется структура ячеистой кристаллизации, размеры ячеек варьируются от $\sim 0,8$ до $1,3$ мкм, разделенных прослойками второй фазы толщиной 50-75 нм. В тройных стыках границ ячеек преимущественно располагаются включения второй фазы с ограниченной формой, напоминающей кубоиды или четырехлепестковые розетки, размер которых составляет 0,5-0,7 мкм.

При детальном анализе установлено, что основной объем высокоскоростных кристаллизационных ячеек представляет собой твердый раствор на основе алюминия. Промежуточные слои, разделяющие кристаллизационные ячейки, содержат частицы кремния.

Обработка сплава Al-11%Si интенсивными электронными пучками (35 Дж/см^2) привела к значительным изменениям структуры поверхностного слоя толщиной около 70 мкм. Включения кремния и интерметаллидов, характерные для литого состояния, растворились, а образовалась градиентная субмикро- и наноструктура. Модифицированный слой обладает ячеистой структурой высокоскоростной кристаллизации с ограниченными включениями, количество которых уменьшается с глубиной.

Микрорентгеноспектральный анализ выявил сложную многоэлементную структуру поверхностного слоя, включающую алюминий, кремний, медь, никель, хром и железо, а также обогащение атомами титана, иттрия и кислорода. Прослойки кремния, расположенные вдоль границ ячеек кристаллизации, имеют нанокристаллическую структуру в пределах твердого раствора на основе алюминия.

Модификация поверхностного слоя сплава Al-20%Si, выполненная методом электровзрывного легирования системой Al-Y₂O₃ с последующим воздействием импульсного электронного пучка, показала, что независимо от режимов обработки в поверхностном слое формируется многослойная структура. Она состоит из поверхностного и промежуточного слоев. Поверхностный слой представляет собой многофазный материал с толщиной около 1 мкм. Промежуточный слой толщиной до 40 мкм характеризуется структурой ячеистой кристаллизации, возникшей вследствие высокоскоростного охлаждения расплавленного слоя сплава Al-20%Si. Ячейки разделены тонкими прослойками, содержащими наночастицы, преимущественно состоящие из кремния.

Поверхностный слой представляет собой наноструктурное образование, сформированное округлыми частицами. При анализе поверхностного слоя были обнаружены фазы: YAl₃ и Y₂Si₂O₇, которые могли образоваться в результате взаимодействия порошка Y₂O₃ с расплавленным слоем сплава Al-20%Si.

Структура переходного слоя состоит из ячеек высокоскоростной кристаллизации, которые образовались при быстром охлаждении расплавленного слоя. Ячейки сформированы твердым раствором на основе алюминия. Эти ячейки разделены тонкими прослойками, содержащими наночастицы кремния. Данные прослойки кремния, расположенные вдоль границ и стыков ячеек, имеют нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов порядка 10-20 нм.

5.5 Выводы по главе 5

1. В ходе двухэтапной обработки по режиму 1 в сплаве Al-11%Si формируется многофазный слой толщиной около 80 мкм, характеризующийся субмикро- и нанокристаллическим строением.

2. При применении режима 2 двухэтапная обработка поверхности силумина Al-11%Si приводит к значительному изменению структуры поверхностного слоя толщиной около 70 мкм. В ходе процесса растворяются включения кремния и интерметаллидов, характерные для исходного литого состояния материала, а также формируется градиентная многоэлементная субмикро- и нанокристаллическая структура. Модифицированный слой отличается ячеистой структурой, возникшей

в результате высокоскоростной кристаллизации, и содержит ограниченные включения, концентрация которых постепенно уменьшается по мере удаления от поверхности модифицирования.

3. Модифицированием поверхностного слоя заэвтектического сплава Al-20%Si, сочетающим электровзрывное легирование системой Al-Y₂O₃ с последующим облучением импульсным электронным пучком, установлено, что независимо от режима модифицирования в поверхностном слое формируется многослойная структура, состоящая из слоев: поверхностный слой и промежуточный слой.

4. Поверхностный слой является многофазным материалом, толщина которого изменяется в пределах 1 мкм. Переходный слой, толщина которого изменяется в пределах 40 мкм, сформирован ячейками высокоскоростной кристаллизации, образовавшимися в результате высокоскоростного охлаждения расплавленного слоя сплава Al-20%Si. Ячейки разделены тонкими прослойками, образованными наноразмерными частицами – преимущественно кремния.

5. Двухэтапная обработка сплава Al-20%Si приводит к увеличению параметра кристаллической решетки алюминия, что может свидетельствовать о легировании алюминия атомами иттрия. Размеры областей когерентного рассеяния и величина микроискажений кристаллической решетки алюминия выше в образце, обработанном по режиму 1.

6. Параметр кристаллической решетки кремния увеличивается при увеличении плотности энергии пучка электронов и в обоих случаях превышает параметр решетки чистого кремния, равный 0,54304 нм. Размер областей когерентного рассеивания и величина микроискажений кристаллической решетки кремния выше в образце обработанным по режиму 1, что может быть обусловлено большей концентрацией порошка оксида иттрия, внесенного в поверхностный слой сплава Al-20%Si при электровзрывном легировании.

7. Параметр кристаллической решетки оксида иттрия снижается по мере увеличения плотности энергии пучка электронов. Существенным образом изменяются микроискажения кристаллической решетки оксида иттрия,

увеличиваясь в три раза при росте плотности энергии пучка электронов от (25 до 35) Дж/см². Микроискажения кристаллической решетки фаз Al и Si изменяются противоположным образом, а именно: при увеличении плотности энергии пучка электронов снижаются.

Заключение

Методами современного физического материаловедения установлены закономерности формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств силуминов до- и заэвтектического состава, подвергнутых электровзрывному легированию и электронно-пучковой обработке. При этом:

1. Установлено, что электровзрывное легирование системой Al-Y₂O₃ силуминов Al-11%Si и Al-20%Si, приводит к увеличению микротвердости в 2,5 и 2 раза, соответственно.

2. Двухэтапная обработка приводит к более существенным изменениям микротвердости силумина Al-11%Si, чем Al-20%Si. Максимальное увеличение микротвердости наблюдается при режиме двухэтапной обработки №2 и составляет 316 HV для силумина Al-11%Si и 90 HV для силумина Al-20%Si.

3. Электровзрывное легирование силумина Al-11%Si и Al-20%Si приводит к образованию высокопористого поверхностного слоя с переменной толщиной: от 17 до 117 мкм для Al-11%Si и от 30 до 200 мкм для Al-20%Si. Полученные слои характеризуются выраженной неоднородностью в распределении легирующих элементов.

4. Двухэтапная обработка поверхности силумина Al-11%Si по следующему режиму: электровзрывное легирование (масса алюминиевой фольги – 58,9 мг, масса порошка Y₂O₃ – 58,9 мг, напряжение разряда – 2,8 кВ) и последующая электронно-пучковая обработка (плотность энергии пучка – 35 Дж/см²), обеспечивает формирование модифицированного слоя толщиной около 70 мкм. В этом слое наблюдается растворение включений кремния и интерметаллидов.

5. Установлено, что модифицированный слой имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации и содержит включения ограненной формы, относительное содержание которых снижается по мере удаления от поверхности модифицирования.

6. Двухэтапное модифицирование поверхности сплава Al-20%Si приводит к формированию многослойной структуры, включающей поверхностный

и промежуточный слой, при этом толщина последнего составляет около 40 мкм. Полученный модифицированный слой отличается меньшей пористостью по сравнению с продуктом электровзрывного легирования и обладает многофазной структурой с субмикро- и наноразмерными кристаллитами (размером от нескольких единиц до сотен нанометров).

Список литературы

1. Вялков, В. Г. Восстановление электродуговой наплавкой с ферромагнитной шихтой коренных и шатунных шеек коленчатого вала двигателя автомобиля «КАМАЗ» [Текст] / В. Г. Вялков, С. Н. Глазунов, Л. Д. Варламова, П. А. Цирков // Труды ГОСНИТИ. – 2016. – Т. 123. – С. 140–152.
2. Вялков, В. Г. Восстановление электродуговой наплавкой с ферромагнитной шихтой изношенных деталей машиностроения, изготовленных из серого чугуна [Текст] / В. Г. Вялков, С. Н. Глазунов, Л. Д. Варламова, П. А. Цирков // Труды ГОСНИТИ. – 2016. – Т. 124. – № 3. – С. 19–25.
3. Слинко, Д. Б. Упрочнение рабочей поверхности лап культиваторов электродуговой наплавкой износостойкими валиками [Текст] / Д. Б. Слинко, Л. Д. Варламова, Д. М. Некрасов // Труды ГОСНИТИ. – 2016. – Т. 124. – № 2. – С. 118–124.
4. Вялков, В. Г. Восстановление изношенных поверхностей чугунных и стальных деталей электродуговой наплавкой ферромагнитной шихтой [Текст] / В. Г. Вялков, С. Н. Глазунов, П. А. Цирков // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2020. – № 4-2(342). – С. 112–116.
5. Вялков, В. Г. Расчёт химического состава наплавочных материалов и наплавленного слоя при электродуговой наплавке ферромагнитной шихтой [Текст] / В. Г. Вялков, С. Н. Глазунов, П. А. Цирков // Труды ГОСНИТИ. – 2018. – Т. 130. – С. 232–237.
6. Белюк, С. И. Электронно-лучевая наплавка [Текст] / С. И. Белюк, И. В. Осипов, С. Ю. Раскошный // Ритм: ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация. – 2014. – Т. 96. – № 8. – С. 42–44.
7. Полетика, И. М. Создание износо- и коррозионностойких покрытий на низкоуглеродистой стали методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки смеси карбидов бора и хрома [Текст] / И. М. Полетика, М. В. Тетюцкая, С. А. Макаров [Текст] // Физика и химия обработки материалов. – 2015. – № 3. – С. 24–34.

8. Гадалов, В. Н. Исследование износостойкого покрытия из порошковой стали Р6М5, полученного электронно-лучевой наплавкой с термоциклированием [Текст] / В. Н. Гадалов, В. Р. Петренко, Е. А. Филатов, П. А. Красных, И. А. Макарова // Успехи современной науки. – 2017. – Т. 1. – № 5. – С. 131–137.

9. Гадалов, В. Н. Модернизация электродуговой наплавки для получения комбинированных покрытий с повышенными эксплуатационными свойствами [Текст] / В. Н. Гадалов, В. М. Бродский, А. В. Ляхов, И. А. Макарова // Главный механик. – 2020. – № 4. – С. 71–79.

10. Крылова, Т. А. Коррозионная стойкость и износостойкость покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки тугоплавких карбидов на низкоуглеродистую сталь [Текст] / Т. А. Крылова, К. В. Иванов, Ю. А. Чумаков, Р. В. Троценко // Неорганические материалы. – 2020. – Т. 56. – № 3. – С. 343–347.

11. Ленивцева, О. Г. Поверхностное упрочнение сплава ВТ1-0 с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей [Текст] / О. Г. Ленивцева, А. О. Токарев, И. К. Чакин, С. В. Буров, Ю. В. Худорожкова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20. – № 2. – С. 116–129.

12. Ленивцева, О. Г. Структура и свойства слоёв TiB-TiC-Ti, полученных на поверхности сплава ВТ1-0 методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки [Текст] / О. Г. Ленивцева, Е. А. Дробяз, А. С. Гонтаренко, Т. А. Зимоглядова, Л. В. Чучкова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – Т. 73. – № 4. – С. 63–74.

13. Югов, В. И. Особенности формирования структуры и микрогеометрии поверхности лазерных наплавов с использованием многоканального CO₂-лазера [Текст] / В. И. Югов, Л. Е. Афанасьева, М. В. Новоселова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 11. – С. 19–22.

14. Югов, В. И. Эффективное направление развития лазерной технологии - создание лазерных комплексов [Текст] / В. И. Югов // Главный механик. – 2020. – № 1. – С. 38–50.

15. Афанасьева, Л. Е. Повышение износостойкости сталей с помощью закалки многоканальным лазером [Текст] / Л. Е. Афанасьева, В. И. Югов // *Технология металлов*. – 2018. – № 3. – С. 23–26.
16. Yasavol, N. Microstructure and mechanical behavior of pulsed laser surface melted AISI D2 cold work tool steel [Text] / N. Yasavol, A. Abdollah-zadeh, M. Ganjali, S.A. Alidokht // *Applied Surface Science*. – 2013. – Vol. 265. – P. 653–662.
17. Yilbas, B. S. Laser controlled melting of HSLA steel surface with presence of B₄C particles [Text] / B. S. Yilbas, F. Patel, C. Karatas // *Applied Surface Science*. – 2013. – Vol. 282. – P. 601–606.
18. Cong, D. The mechanical properties of H13 die steel repaired by a biomimetic laser technique [Text] / D. Cong, H. Zhou, M. Yang, Z. Zhang, P. Zhang, C. Meng, C. Wang // *Optics and Laser Technology*. – 2013. – Vol. 53. – P. 1–8.
19. Jiang, W. H. Laser deposited TiC/H13 tool steel composite coatings and their erosion resistance [Text] / W. H. Jiang, R. Kovacevic // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – Vol. 186. – Issues 1–3. – P. 331–338.
20. Meng, C. The comparative study of thermal fatigue behavior of H13 die steel with biomimetic non-smooth surface processed by laser surface melting and laser cladding [Text] / C. Meng, H. Zhou, H. Zhang, X. Tong, D. Cong, C. Wang, L. Ren // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 51. – P. 886–893.
21. El-Labban, H. F. Formation of VC-composite surface layer on high C–Cr bearing tool steel by laser surface cladding [Text] / H. F. El-Labban, E. R. I. Mahmoud, H. Al-Wadai // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2015. – Vol. 20. – P. 190–197.
22. Qian, J. Structure, micro-hardness and corrosion behavior of the Al-Si/Al₂O₃ coatings prepared by laser plasma hybrid spraying on magnesium alloy [Text] / J. Qian, Y. Yin, T. Li, X. Hu, C. Wang, S. Li // *Vacuum*. – 2015. – Vol. 117. – P. 55–59.
23. Rajamure, R. S. Laser surface alloying of molybdenum on aluminum for enhanced wear resistance [Text] / R. S. Rajamure, H. D. Vora, N. Gupta, S. Karewar, S. G. Srinivasan, N. B. Dahotre // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 258. – P. 337–342.

24. Borowski, J. Investigation of the influence of laser treatment parameters on the properties of the surface layer of aluminum alloys [Text] / J. Borowski, K. Bartkowiak // *Physics Procedia*. – 2010. – Vol. 5. – P. 449–456
25. Zheng, L. Selective laser melting of Al–8.5Fe–1.3V–1.7Si alloy: Investigation on the resultant microstructure and hardness [Text] / L. Zheng, Y. Liu, S. Sun, H. Zhang // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2015. – Vol. 28(2). – P. 564–569.
26. Prashanth, K. G. Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment [Text] / K. G. Prashanth, S. Scudino, H. J. Klauss, K. B. Surreddi, L. Lober, Z. Wang // *Mater Sci Eng A*. – 2014. – Vol. 590. – P. 153–160.
27. Prashanth, K. G. Processing of Al-based composite material by selective laser melting: A perspective [Text] / K. G. Prashanth // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 57. – Part 2. – P. 498-504.
28. Xi, L. Effect of TiB₂ particles on microstructure and crystallographic texture of Al-12Si fabricated by selective laser melting [Text] / L. Xi, P. Wang, K. G. Prashanth, H. Li, H. V. Prykhodko, S. Scudino, I. Kaban // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 786. – P. 551–556.
29. Xi, L. X. Comparative investigation of microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of Al-12Si/TiB₂ fabricated by selective laser melting and hot pressing [Text] / L. X. Xi, H. Zhang, P. Wang, H. C. Li, K. G. Prashanth, K. J. Lin, I. Kaban, D. D. Gu // *Ceramics International*. – 2018. – Vol. 44. – Issue 15. – P. 17635–17642.
30. Dinda, G. P. Evolution of microstructure in laser deposited Al–11.28%Si alloy [Text] / G. P. Dinda, A. K. Dasgupta, J. Mazumder // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 206(8–9). – P. 2152–2160.
31. Пат. 2562576 РФ. МПК В23К 26/342, С23С 4/04, С23С 4/12. Способ получения износостойкого покрытия на детали [Текст] / А. Г. Григорьянц, А. А. Дренин, М. В. Курилов, А. И. Мисюров, П. Е. Самарин, А. Я. Ставертий, Р. С. Третьяков, В. А. Фунтиков, А. А. Холопов, И. Н. Шиганов; Российская Федерация, от имени которой выступает Министерство промышленности и торговли

Российской Федерации (МИНПРОМТОРГ РОССИИ). – № 2014130156/02, заявл. 22.07.2014; опубл. 10.09.2015. Бюл. № 25.

32. Пат. 2375465 РФ. МПК С21D 1/09, С21D 7/06. Способ поверхностного упрочнения [Текст] / С. Ф. Кукин, О. Г. Девойно, А. А. Баркун, А. С. Кукин; Республиканское унитарное предприятие «Минский тракторный завод». – № 2008131983/02, заявл. 01.08.2008; опубл. 10.12.2009. Бюл. № 34.

33. Пат. 2416673 РФ. МПК С23С 4/12, С23С 16/48, С23С 16/513. Лазерно-плазменный способ синтеза высокотвердых микро- и наноструктурированных покрытий и устройство [Текст] / С. Н. Багаев, Г. Н. Грачев, А. Л. Смирнов, П. Ю. Смирнов, В. Н. Демин, Т. П. Смирнова; Учреждение российской академии наук сибирское отделение РАН институт лазерной физики. – № 2009115827/02, заявл. 28.04.2009; опубл. 20.04.2011. Бюл. № 11.

34. Пат. 2620841 РФ. МПК В23К 26/342, В23К 26/144, С23С 4/12, С23С 24/08. Способ аддитивной обработки деталей из сплавов системы Al-Si [Текст] / Т. В. Тарасова, Г. О. Гвоздева; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»» (ФГБОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН»). – № 2016105791, 19.02.2016; опубл. 30.05.2017. Бюл. № 16.

35. Пат. 2532602 РФ. МПК С23С 8/28 В23К 9/04. Способ упрочнения деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания [Текст] / Н. В. Титов, Н. Н. Литовченко, В. Н. Коротков, А. В. Коломейченко, В. В. Виноградов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Орловский государственный аграрный университет» (ФГБОУ ВПО Орел ГАУ), Государственное научное учреждение Всероссийский научно-исследовательский технологический институт ремонта и эксплуатации машинно-тракторного парка Российской академии сельскохозяйственных наук (ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии). - № 2013101863/02, заявл. 15.01.2013; опубл. 10.11.2014. Бюл. № 31.

36. Пат. 2688009 РФ. МПК С23С 12/00, С23С 10/58, С23С 8/66. Способ поверхностного упрочнения детали из стали [Текст] / Э. Ю. О. Балаев, А. Е.

Литвинов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Кубанский государственный технологический университет» (ФГБОУ ВО «КубГТУ»). – № 2018134702, заявл. 01.10.2018; опубл. 17.05.2019. Бюл. № 14.

37. Пат. 2428503 РФ. МПК С23С 8/08. Способ поверхностного легирования деталей из стали 40 [Текст] / Л. Г. Петрова, О. В. Чудина, В. А. Александров А. А. Брежнев, С. И. Барабанов; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Московский автомобильно-дорожный институт (государственный технический университет). – № 2009139310/02, заявл. 26.10.2009; опубл. 10.09.2011. Бюл. №25.

38. Мейснер, Л. Л. Особенности формирования и распределения фаз в поверхностных слоях TiNi после электронно-пучковых воздействий [Текст] / Л. Л. Мейснер, М. Г. Остапенко, А. И. Лотков, А. А. Нейман // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2015. – Т. 58. – № 5. – С. 77–84.

39. Мейснер, С. Н. Исследование физико-механических свойств и структуры поверхностных слоев сплава на основе никелида титана, сформированных облучением низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком [Текст] / С. Н. Мейснер, Ф. А. Дьяченко // Молодежь, наука, технологии: новые идеи и перспективы (МНТ-2017). Избранные доклады IV Международной научной конференции студентов и молодых ученых. – 2017. – С. 42–47.

40. Гудимова, Е. Ю. Влияние электронно-пучковой обработки на топографию поверхности и физико-механические свойства никелида титана с покрытиями из тантала [Текст] / Е. Ю. Гудимова, Л. Л. Мейснер, А. А. Нейман // Перспективные материалы в технике и строительстве: ПМТС 2015: Материалы II Всероссийской научной конференции молодых ученых с международным участием, Томск, 06–09 октября 2015 года / Томский государственный архитектурно-строительный университет. – Томск: Томский государственный архитектурно-строительный университет, 2015. – С. 91-94.

41. Семин, В. О. Субмикроструктура и характеристика ближнего атомного порядка аморфного поверхностного сплава на основе Ti-Ni-Ta-Zr,

сформированного на поверхности TiNi электронно-пучковым способом [Текст] / В. О. Семин, Л. Л. Мейснер, А. А. Нейман, Е. В. Яковлев // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2020. – № 4. – С. 84–100.

42. Meisner, S. N. Mechanical behavior of Ti-Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by pulsed electron-beam melting of film/substrate system [Text] / S. N. Meisner, E. V. Yakovlev, V. O. Semin, L. L. Meisner, V. P. Rotshtein, A. A. Neiman, F. D'yachenko // Applied Surface Science. – 2018. – Vol. 437. – P. 217–226.

43. Meisner, L. L. Microstructural characterization of Ti-Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by additive pulsed electron-beam melting of film/substrate system [Text] / L. L. Meisner, A. B. Markov, V. P. Rotshtein, G. E. Ozur, S. N. Meisner, E. V. Yakovlev, V. O. Semin, Yu. P. Mironov, T. M. Poletika, S. L. Girsova, D. A. Shepel // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 730. – P. 376–385.

44. Шулов, В. А. Структурно-фазовые изменения в поверхностных слоях деталей из титанового сплава ВТ6 при облучении сильноточным импульсным электронным пучком [Текст] / В. А. Шулов, А. Г. Пайкин, Д. А. Теряев, О. А. Быщенко, В. И. Энгелько, К. И. Ткаченко // Физика и химия обработки материалов. – 2012. – № 3. – С. 5–9.

45. Пайкин, А. Г. Перспективные технологии обработки поверхности при изготовлении и ремонте лопаток ГТД из титановых сплавов с применением мощных ионных и сильноточных электронных пучков [Текст] / А. Г. Пайкин, В. А. Шулов, А. В. Крайников, А. Д. Теряев, Г. Е. Ремнев, В. И. Энгелько // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 3. – С. 44–56.

46. Zhang, X. D. Microstructure and property modifications in a near a Ti alloy induced by pulsed electron beam surface treatment [Text] / X. D. Zhang, J. X. Zou, S. Weber, S. Z. Hao, C. Dong, T. Grosdidier // Surface & Coatings Technology. – 2011. – Vol. 206. – P. 295–304.

47. Zhang, X. D. Surface modification of pure titanium by pulsed electron beam [Text] / X.D. Zhang, S. Z. Hao, X. N. Li, C. Dong, T. Grosdidier // Applied Surface Science. – 2011. – No. 257. – P. 5899–5902.

48. Коваль, Н. Н. Структура и свойства поверхностного сплава, формируемого при обработке высокоинтенсивным электронным пучком системы пленка – подложка [Текст] / Н. Н. Коваль, Ю. Ф. Иванов, А. П. Ласковнев, В. В. Углов, Н. Н. Черенда, Ю. А. Колубаева, Е. А. Маркова, А. Д. Тересов, П. В. Москвин // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 9. – С. 70–79.

49. Gao, B. Study on continuous solid solution of Al and Si elements of a high current pulsed electron beam treated hypereutectic Al17.5Si alloy [Text] / B. Gao, Y. Hao, W. F. Zhuang, G. F. Tu, W. X. Shi, S. W. Li, S. Z. Hao, C. Dong, M. C. Li. // Physics Procedia. – 2011. – Vol. 18. – P. 187–192.

50. Gao, B. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5Si alloy induced by high current pulsed electron beam [Text] / B. Gao, L. Hu, S. Li, Y. Hao, Y. Zhang, G. Tu, T. Grosdidier // Applied Surface Science. – 2015. – Vol. 346. – P. 147–157.

51. Hu, L. The metastable structure of hypereutectic Al-17.5Si alloy surface induced by high current pulsed electron beam [Text] / L. Hu, B. Gao, J. K. Lv, Y. Hao, G. F. Tu, S. Z. Hao, C. Dong // Materials Research Innovations. – 2015. – Vol. 19. – P. S5320–S5324

52. Hao, Y. Surface modification of Al-12.6Si alloy by high current pulsed electron beam [Text] / Y. Hao, B. Gao, G. F. Tu, H. Cao, S.Z. Hao, C. Dong // Applied Surface Science. – 2012. – Vol. 258. – P. 2052–2056.

53. Samih, Y. Microstructure modifications and associated hardness and corrosion improvements in the AISI 420 martensitic stainless steel treated by high current pulsed electron beam (HCPEB) [Text] / Y. Samih, G. Marcos, N. Stein, N. Allain, E. Fleury, C. Dong, T. Grosdidier // Surface and Coatings Technology. – 2014. – Vol. 259. – Part C. – P. 737–745.

54. Cao, X. Surface microstructure and property modifications in AISI 304 stainless steel induced by pseudospark pulsed electron beam treatments [Text] / X. Cao, J. Hu, W. Huo, X. Xi, W. Zhao // Vacuum. – 2021. – Vol. 184. – P. 109914.

55. Пат. 2462516 РФ. МПК C21D 1/09, C22F 1/18. Способ поверхностной обработки изделий из жаропрочных сплавов [Текст] / В. И. Энгелько, К. И. Ткаченко, В. А. Шулов, О. А. Быщенко, А. Ф. Львов, А. С. Новиков, А. Г. Пайкин, А. Д. Теряев, Д. А. Теряев; Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-исследовательский институт электрофизической аппаратуры им. Д.В. Ефремова», Открытое акционерное общество «Московское машиностроительное предприятие им. В.В. Чернышева». – № 2010146269/02, заявл. 13.11.2010; опубл. 27.09.2012. Бюл. № 27.

56. Пат. 2125615 РФ. C21D 1/09. Способ поверхностной обработки изделий из конструкционных сплавов [Текст] / В. П. Ротштейн, Г. Е. Озур, Д. И. Проскуровский, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Марков, И. М. Гончаренко; Институт сильноточной электроники СО РАН. – № 98105755/02, заявл. 24.03.1998; опубл. 27.01.1999.

57. Пат. 2338798 РФ. C21D 9/22, C21D 1/09. Способ электронно-пучкового упрочнения твердосплавного инструмента или изделия [Текст] / В. Е. Овчаренко, С. Г. Псахье, Н. Н. Коваль; Институт физики прочности и материаловедения Сибирское отделение Российской Академии Наук (ИФПМ СО РАН). – № 2007107259/02, заявл. 26.02.2007; опубл. 20.11.2008. Бюл. № 32.

58. Uglov, V. V. Structure, phase composition and mechanical properties of hard alloy treated by intense pulsed electron beams [Text] / V. V. Uglov, A. K. Kuleshov, E. A. Soldatenko, N. N. Koval, Yu. F. Ivanov, A. D. Teresov // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 206. – Issues 11–12. – P. 2972–2976.

59. Uglov, V. V. Formation of hardened layer in WC–TiC–Co alloy by treatment of high intensity pulse ion beam and compression plasma flows [Text] / V. V. Uglov, G. E. Remnev, A. K. Kuleshov, V. M. Astashinski, M. S. Saltymakov // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 204. – Issues 12–13. – P. 1952–1956.

60. Турищев, М. Ю. Обработка металлических изделий машиностроения мощными ионными пучками [Текст] / М. Ю. Турищев, Ю. А. Тишанинов, О. В. Горожанкина // Вестник воронежского государственного технического университета. – 2018. – Т. 14. – № 2. – С. 138–146.

61. Ковивчак, В. С. Влияние предварительного нагрева на морфологию поверхности алюминиевого сплава при облучении мощным ионным пучком [Текст] / В. С. Ковивчак, Т. В. Панова, К. А. Михайлов // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2017. – № 4. – С. 95–97.

62. Жидков, М. В. Влияние мощных ионных пучков на топографию поверхности и структуру приповерхностного слоя субмикроструктурных титановых сплавов [Текст] / М. В. Жидков, А. Е. Лигачев, Ю. Р. Колобов, Г. В. Потемкин, Г. Е. Ремнев // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2018. – № 4. – С. 82–91.

63. Пат. 2612113 РФ. МПК С23С 28/02, С23С 14/02, С23С 14/16, С23С 14/35. Способ ионно-плазменного нанесения износостойкого и коррозионностойкого покрытия на изделия из алюминиевых сплавов [Текст] / А. А. Писарев, Т. В. Степанова, М. М. Бердникова, А. В. Тумаркин, Г. М. Тарасюк, М. М. Харьков; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уфимский государственный авиационный технический университет», Открытое акционерное общество «Уфимское моторостроительное производственное объединение». – № 2015150473, заявл. 24.11.2015; опубл. 02.03.2017. Бюл. № 7.

64. Пат. 2584366 РФ. МПК С21D 1/09 (2006.01), С21D 9/22, В22F 3/24. Способ импульсного электронно-ионно-плазменного упрочнения твердосплавного инструмента или изделия [Текст] / В. Е. Овчаренко; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН). – № 2014152167/02, заявл. 22.12.2014; опубл. 20.05.2016. Бюл. № 14.

65. Полетика, И. М. Формирование износостойких покрытий вневакуумной электронно-лучевой наплавкой карбида вольфрама и последующей термической обработкой [Текст] / И. М. Полетика, Т. А. Крылова, М. В. Тетюцкая, С. А. Макаров // Известия Томского политехнического университета. – 2013. – Т. 323. – № 2. – С. 108–110.

66. Полетика, И. М. Использование электронно-лучевой обработки для создания упрочняющих покрытий [Текст] / И. М. Полетика, Т. А. Крылова, С.А. Макаров // Известия Томского политехнического университета. – 2011. – Т. 319. – № 2. – С. 94–98.

67. Полетика, И. М. Износостойкость покрытий, полученных путем соединения двух технологий электронно-лучевой обработки [Текст] / И. М. Полетика, Т. А. Крылова, М. В. Тетюцкая, Ю. Ф. Иванов // Технология металлов. – 2014. – № 3. – С. 36–48.

68. Арустамов, В. Н. Комплексная технология вакуумно-дуговой обработки поверхности конструкционных материалов [Текст] / В. Н. Арустамов, Х. Б. Ашуров, Х. Х. Кадыров, И. Х. Худойкулов // Журнал технической физики. – 2015. – Т. 85. – № 8. – С. 104–109.

69. Иванов, Ю. Ф. Поверхностное легирование стали 12Х18Н10Т электронно-плазменным методом [Текст] / Ю. Ф. Иванов, А. Д. Тересов, Е. А. Петрикова, О. В. Крысина, О. В. Иванова, В. В. Шугуров, П. В. Москвин // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2017. – Т. 60. – № 3. – С. 122–128.

70. Kalinichenko, A. S. Improving Properties of Tool Steels by Method of Dynamic Alloying [Text] / A. S. Kalinichenko, V. I. Ovchinnikov, S. M. Usherenko, Javad F. Yazdani-Cherati // Science and Technique. – 2019. – Vol. 18(5). – P. 369–379.

71. Vaca, L. S. Tribological and corrosion Behavior of Duplex Coated AISI 316L using plasma based ion implantation and deposition [Text] / L. S. Vaca, J. P. Quintana, D. Vega, A. Márquez, S. P. Brühl // Materials Today Communications. – 2020. – P. 101892.

72. Stepanov, I. B. Investigation of filtered vacuum arc plasma application for TiAlN and TiSiB coatings deposition using ion beam and plasma material processing [Text] / I. B. Stepanov, A. I. Ryabchikov, P. S. Ananin, A. I. Bumagina, A. E. Shevelev, I. A. Shulepov, D. O. Sivin // Surface and Coatings Technology. – 2016. – Vol. 296. – P. 20–25.

73. Stepanov, I. B. Vacuum arc filtered metal plasma application in hybrid technologies of ion-beam and plasma material processing [Text] / I. B. Stepanov, A. I.

Ryabchikov, N. A. Nochovnaya, Y. P. Sharkeev, I. A. Shulepov, I. A. Ryabchikov, D. O. Sivin, S. V. Fortuna // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201. – Issues 19–20. – P. 8596–8600.

74. Ryabchikov, A. I. Equipment and methods for hybrid technologies of ion beam and plasma surface materials modification [Text] / A. I. Ryabchikov, I. B. Stepanov // *Surface and Coatings Technology*. – 2009. – Vol. 203. – Issues 17–18. – P. 2784–2787.

75. Жукешов, А. М. Перспективы упрочнения металлических материалов с применением импульсных плазменных и электронных пучков [Текст] / А. М. Жукешов, Н. Н. Коваль, А. У. Амренова, А. Т. Габдуллина, М. Мухамедрыскызы // *Вестник Казахского национального университета. Серия физическая*. – 2014. – № 4(51). – С. 52–56.

76. Калита, В. И. Упрочнение плазменных покрытий из быстрорежущей стали при электромеханической и ультразвуковой обработке [Текст] / В. И. Калита, А. А. Радюк, Ж. Г. Ковалевская, Ю. П. Шаркеев, Д. И. Комлев, А. И. Толмачев, А. Ю. Иванников, И. Н. Захаров, В. П. Багмутов // *Технология машиностроения*. – 2019. – № 11. – С. 30–37.

77. Калита, В. И. Упрочнение плазменных покрытий из быстрорежущей стали при электромеханической и ультразвуковой обработке [Текст] / В. И. Калита, А. А. Радюк, Ж. Г. Ковалевская, Ю. П. Шаркеев, Д. И. Комлев, А. И. Толмачев, А. Ю. Иванников, И. Н. Захаров, В. П. Багмутов // *Сварочное производство*. – 2020. – № 2. – С. 21–28.

78. Zhang, C. Enhanced corrosion property of W-Al coatings fabricated on aluminum using surface alloying under high-current pulsed electron beam [Text] / C. Zhang, P. Lv, J. Cai, Y. Zhang, H. Xia, Q. Guan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 723. – P. 258–265.

79. Chen, C. Influences of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy [Text] / C. Chen, Z. Liu, B. Ren, M. Wang, Y. Weng, Z. Liu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2007. – Vol. 17. – Issue 2. – P. 301–306.

80. Zuo, M. Effect of P and Sr complex modification on Si phase in hypereutectic Al–30Si alloys [Text] / M. Zuo, D. Zhao, X. Teng, H. Geng, Z. Zhang // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 47. – P. 857–864.

81. Иванов, Ю. Ф. Наноструктурирование поверхности силумина эвтектоидного состава электронно-ионно-плазменными методами [Текст] / Ю. Ф. Иванов, Е. А. Петрикова, А. Д. Тересов, П. В. Москвин, Е. А. Будовских, Н. Н. Коваль, Н. В. Бибик, Н. Н. Черенда, В. В. Углов // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2013. – Т. 56. – № 1-2. – С. 98–102.

82. Иванов, Ю. Ф. Разработка метода повышения прочностных свойств поверхностного слоя твердого сплава, основанного на использовании электронно-ионно-плазменных технологий [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Овчаренко, А. В. Белый, А. Д. Тересов, К. В. Иванов, П. В. Москвин, Н. Н. Коваль // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2014. – Т. 57. – № 3-3. – С. 139–143.

83. Uglov, V. V. Modification of the T15K6 hard alloy with high-power pulsed ion beams and compression plasma fluxes [Text] / V. V. Uglov, G. E. Remnev, A. K. Kuleshov // *Russ. J. Non-ferrous Metals*. – 2013. – Vol. 54. – P. 349–354.

84. Багмутов, В. П. Влияние поверхностного упрочнения комбинированными термосиловыми воздействиями на усталостную долговечность и разрушение титанового сплава BT22 [Текст] / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, И. Н. Захаров, Д. С. Денисевич, М. Д. Романенко, Н. Г. Назаров // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. – 2020. – № 6. – С. 65–75.

85. Tarbokov, V. A. Titanium Alloy Surface Complex Modification [Text] / V. A. Tarbokov, G. E. Remnev, N. A. Nochovnaya, U. É. Eshkulov // *Metallurgist*. – 2019. – Vol. 62. – No 11-12. – P. 1187–1193.

86. Kuleshov, A. K. Hard and wear-resistant niobium, molybdenum carbide layered coatings on WC-Co tools produced by ion bombardment and cathodic vacuum arc deposition [Text] / A. K. Kuleshov, V. V. Uglov, D. P. Rusalsky // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 395. – P. 125920.

87. Пат. 2716926 РФ. МПК C22F 1/18, C22F 3/00, C23C 8/10. Способ комплексной упрочняющей обработки изделия из титанового сплава Ti-6Al-4V,

полученного методом аддитивного производства [Текст] / А. В. Панин, С. В. Панин, С. А. Мартынов, Д. Г. Буслевич, М. С. Казаченок, Е. А. Синякова; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН). – № 2019134357, заявл. 28.10.2019; опубл.17.03.2020. Бюл. № 8.

88. Пат. 2566232 РФ. МПК С23С 14/16, С23С 14/35. Способ комбинированной ионно-плазменной обработки изделий из алюминиевых сплавов [Текст] / Г. В. Ходаченко, Т. В. Степанова, Е. В. Берлин, В. Ю. Григорьев, А. А. Писарев; Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ" (НИЯУ МИФИ). – № 2014137062/02, заявл. 15.08.2014; опубл.20.10.2015. Бюл. № 29.

89. Li, Q. Effect of rare earth cerium addition on the microstructure and tensile properties of hypereutectic Al–20%Si alloy [Text] / Q. Li, T. Xia, Y. Lan, W. Zhao, L. Fan, P. Li // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – Vol. 562. – P. 25–32.

90. Li, Q. Effects of rare earth Er addition on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–20% Si alloy [Text] / Q. Li, T. Xia, Y. Lan, P. Li, L. Fan // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 588. –P. 97–102.

91. Pourbahari, B. Effects of La intermetallics on the structure and tensile properties of thin section gravity die-cast A357 Al alloy [Text] / B. Pourbahari, M. Emamy // Materials and Design. – 2016. – Vol. 94. – P. 111–120.

92. Liu, W. Synergistic effects of Gd and Zr on grain refinement and eutectic Si modification of Al-Si cast alloy [Text] / W. Liu, W. Xiao, C. Xu, M. Liu, C. Ma // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. – 693. – P. 93–100.

93. Mao, F. Effect of Eu addition on the microstructures and mechanical properties of A356 aluminum alloys [Text] / F. Mao, G. Yan, Z. Xuan, Z. Cao, T. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 650. – P. 896–906.

94. Han, L. Effects of Nd on microstructure and mechanical properties of cast Al-Si-Cu-Ni-Mg piston alloys [Text] / L. Han, Y. Sui, Q. Wang, K. Wang, Y. Jiang // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 695 – P. 1566–1572.

95. Jia, K. Al-9.00%Si-0.25%Mg alloys modified by ytterbium / K. Jia, W. B. Yu, J. M. Yao, S. Zhang, H. Wu [Text] // *Rare Met.* – 2017. – Vol. 36. – P. 95–100.
96. Sheng, M. Effects of Y and Y Combined with Al-5Ti-1B on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypoeutectic Al-Si Alloy [Text] / M. Sheng, Z. Tao, P. Jia, J. Leng, H. Geng // *JOM.* – 201. – Vol. 67. – P. 330–335.
97. Терехова, В. Ф. Иттрий [Текст] / В. Ф. Терехова, Е. М. Савицкий. – Москва: Наука, 1967. – 157 с.
98. Gong, W.-ping. Thermodynamic investigation of Fe-Ti-Y ternary system [Text] / W.-ping Gong, T.-fei Chen, D.-jian Li, Y. Liu // *Transactions of Nonferrous Metals of China.* – 2009. – Vol. 19. – P. 199–204.
99. Li, Q. Effect of yttrium addition on the microstructures and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy [Text] / Q. Li, B. Li, J. Li, Y. Zhu, T. Xia // *Materials Science and Engineering: A.* – 2018. – Vol. 722. – P. 47–57.
100. Li, Q. Influences of Fe, Mn and Y additions on microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7%Si alloy [Text] / Q. Li, Y. Zhu, S. Zhao, Y. Lan, D. Liu, G. Jian, Q. Zhang, H. Zhou // *Intermetallics.* – 2020. – Vol. 120. – P. 106768.
101. Ниезов, Х. Х. Анодное поведение сплава АК1М2, легированного иттрием [Текст] / Х. Х. Ниезов, И. Н. Ганиев, А. Э. Бердиев // *Научно-практические исследования.* – 2019. – № 2.1(17). – С. 40–45.
102. Ниезов, Х. Х. Анодное поведение сплава АК1М2, легированного иттрием [Текст] / Х. Х. Ниезов, И. Н. Ганиев, А. Э. Бердиев // *Вестник современных исследований.* – 2018. – № 11.7(26). – С. 514–519.
103. Бердиев, А. Э. Влияние иттрия на анодное поведение сплава АК1М2 [Текст] / А. Э. Бердиев, И. Н. Ганиев, Х. Х. Ниезов, Ф. У. Обидов, Р. А. Исмоилов // *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники.* – 2014. – Т. 17. – № 3. – С. 224–227.
104. Бердиев, А. Э. Кинетика окисления сплава АК1М2, легированного иттрием, в твердом состоянии [Текст] / А. Э. Бердиев, И. Н. Ганиев, Х. Х. Ниезов // *Металлы.* – 2017. – № 2. – С. 47–51.

105. Mei, Z. Effects of yttrium additions on microstructures and mechanical properties of cast Al-Cu-Mg-Ag alloys [Text] / Z. Mei, Z. Liu, S. Bai, J. Wang, J. Cao // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 870. – P. 159435.

106. Wei, Z. Microstructure and mechanical properties of A356 alloy with yttrium addition processed by hot extrusion [Text] / Z. Wei, Y. Lei, H. Yan, X. Xu, J. He // Journal of Rare Earths. – 2019. – Vol. 37. – Issue 6. – Pages 659–667.

107. Li, J. Effect of yttrium modification on the corrosion behavior of AZ63 magnesium alloy in sodium chloride solution [Text] / J. Li, Z. Chen, J. Jing, J. Hou // Journal of Magnesium and Alloys. – 2021. – Vol. 9. – Issue 2. – P. 613–626.

108. Liu, M. The influence of yttrium (Y) on the corrosion of Mg–Y binary alloys / M. Liu, P. Schmutz, P.J. Uggowitzer, G. Song, A. Atrens [Text] // Corrosion Science. – 2010. – Vol. 52. – Issue 11. – P. 3687-3701.

109. Baek, S.-M. Role of alloyed Y in improving the corrosion resistance of extruded Mg–Al–Ca-based alloy [Text] / S.-M. Baek, J. S. Kang, H.-J. Shin, C. D. Yim, B. S. You, H.-Y. Ha, S. S. Park // Corrosion Science. 2017. – Vol. 118. – P. 227–232.

110. Li, L. Effect of yttrium on corrosion behavior of extruded AZ61 Mg alloy [Text] / L. Li, N. D. Nam // Journal of Magnesium and Alloys. – 2016. – Vol. 4. – Issue 1. – P. 44–51.

111. Иброхимов, Н. Ф. Влияние иттрия на теплофизические свойства сплава Амг2 [Текст] / Н. Ф. Иброхимов, И. Н. Ганиев, Н. И. Ганиева // Научный вестник Новосибирского государственного технического университета. – 2017. – № 2(67). – С. 177–187.

112. Niu, R.-long Effect of yttrium addition on microstructures, damping properties and mechanical properties of as-cast Mg–based ternary alloys [Text] / R.-long Niu, F.-jia Yan, D.-ping Duan, X.-min Yang // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 785. – P. 1270–1278.

113. Heo, K.-H. Effect of oxygen and yttrium doping on the electrical resistivity and hardness of titanium metal obtained by electron beam melting [Text] / K.-H. Heo, N. R. Munirathnam, J.-W. Lim, M.-T. Le, G.-S. Choi // Materials Chemistry and Physics. – 2008. – Vol. 112. – P. 923–927.

114. Qinglei, W. Grain boundary blocking and segregation effects in yttrium-doped polycrystalline titanium dioxide [Text] / W. Qinglei, V. Oomman, A. G. Craig, C. D. Elizabeth // *Solid State Ionics*. – 2007. – Vol. 178. – P. 187–194.

115. Chen, Y.-yong. Effects of minor yttrium addition on hot deformability of lamellar Ti-45Al-5Nb alloy [Text] / Y.-yong Chen, B.-hui Li, F.-tao Kong // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2007. – Vol. 17. – Issue 1. – P. 58–63.

116. Головин, Е. Д. Влияние наноразмерного оксида иттрия на структуру швов титанового сплава VT20, получаемых по технологии лазерной сварки [Текст] / Е. Д. Головин, В. Г. Буров, А. М. Оришич, А. Н. Черепанов, А. И. Смирнов, Д. Д. Головин // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2011. – № 2(51). – С. 57–59.

117. Романов, Д. А. Структура и фазовый состав износостойких покрытий системы TiB₂-Al, полученных электровзрывным напылением [Текст] / Д. А. Романов, О. В. Олесюк, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Т. С. Самейщева, П. С. Ярцев // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2014. – № 3. – С. 60-65.

118. Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий: научно-справочное издание [Текст] / В.Е. Громов; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 133 с.

119. Devyatkov, V. N. Generation and propagation of high-current low-energy electron beams [Text] / V. N. Devyatkov, N. N. Koval, P. M. Schanin, V. P. Grigoryev, T. V. Koval // *Laser and Particle Beams*. – 2003. – Vol. 21. – № 2. – P. 243–248.

120. Richards, J. W. Aluminium [Text] / J. W. Richards. – British Library, Historical Print Editions, 2011. – 511 p.

121. Ласковнев, А. П. Модификация структур и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой [Текст] / А. П. Ласковнев, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Петрикова. – Минск: Белоруская навука, 2013. – 287 с.

122. Афанасьев, В. К. Поршневые силумины [Текст] / В. К. Афанасьев, С. А. Гладышев, Б. С. Ефименко. – Кемерово, 2005. – 162 с.

123. Никитин, К. В. Модифицирование и комплексная обработка силуминов [Текст] / К. В. Никитин. – Самара, 2016. – 93 с.
124. Белов, Н. А. Атлас микроструктур промышленных силуминов [Текст] / Н. А. Белов. – Москва: МИСиС, 2009. – 204 с.
125. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки [Текст] / под ред. Н.Н. Коваля и Ю.Ф. Иванова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 304 с.
126. Брандон, Д. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля [Текст] / Д. Брандон, У. Каплан. – М.: Техносфера, 2004. – 384 с.
127. Утевский, Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении / Л. М. Утевский. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
128. Champness, P. E. Electron Microscopy in Mineralogy [Text] / P. E. Champness, J. M. Christie, J. M. Cowley, A. H. Heuer, C. Thomas, N. J. Tighe. – Springer, Berlin. Heidelberg, New-York. 1976. – 541 p.
129. Томас, Г. Просвечивающая электронная микроскопия материалов [Текст] / Г. Томас, М. Дж. Гориндж. – М.: Наука, 1983. – 320 с.
130. Смирнов, А. И. Просвечивающая электронная микроскопия. Методические указания [Текст] / А. И. Смирнов, А. А. Никулина. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2010. – 21 с.
131. Смирнова, А. В. Электронная микроскопия в металловедении: справочник [Текст] / А. В. Смирнова, Г. А. Кокорин, С. М. Полонская; под. ред. А. В. Смирновой. – М.: Металлургия, 1985. – 192 с.
132. Батаев, В. А. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей [Текст] / В. А. Батаев, А. А. Батаев, А. П. Алхимов. – Новосибирск: НГТУ, 2006. – 220 с.
133. Шляров, В. В. Изменение микротвердости силумина в условиях внешних энергетических воздействий [Текст] / В. В. Шляров, Ю. А. Рубанникова, К. А. Бутакова // XLV Международная молодежная научная конференция «Гагаринские чтения-2019». – Москва, 2019. – С. 934-935.

134. Шляров, В. В. Влияние комбинированной обработки на структуру и микротвердость поверхностных слоев силумина АК10М2Н [Текст] / В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, Ю. А. Рубанникова, В. Е. Громов // Международная конференция «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций». – Томск, 2019. – С. 256-257.

135. Zagulyaev, D. V. Analysis of changes in structure and microhardness of Al–11Si–2Cu alloy after complex treatment [Text] / D. V. Zagulyaev, V. V. Shlyarov, V. E. Gromov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin, A. D. Teresov // AIP Conference Proceedings. – 2019. – Vol. 2167. – P. 020398.

136. Шлярова, Ю. А. Изменение микротвердости силуминов Al-11%Si и Al-20%Si, подвергнутых электровзрывному легированию с последующим облучением электронным пучком [Текст] / Ю. А. Шлярова, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов // Актуальные проблемы прочности: Материалы международной научной конференции. – Витебск. Минск: УП "ИВЦ Минфина", 2022. – С. 418-420.

137. Zaguliaev, D. Effect of Electron-Plasma Treatment on the Microstructure of Al-11wt%Si Alloy [Text] / D. Zaguliaev, Yu. Ivanov, S. Konovalov, A. Abaturova, V. Gromov, Yu.A. Rubannikova, A. Semin // Materials Research. – 2020. – Vol. 23(2). – P. e20200057.

138. Gromov, V. E. Structural Phase State of Surface Alloyed Y₂O₃ Silumin After Electron beam Processing Alloy [Text] / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, D. V. Zagulyaev, E. A. Petrikova, A. D. Teresov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2019. – Vol. 13. – No. 6. – P.1343-1349.

139. Gromov, V. E. Formation of multilayer structure of Al-Si alloy after electro-explosive alloying with yttrium oxide powder [Text] / V. E. Gromov, A. M. Glezer, Yu. F. Ivanov, S. V. Konovalov, A. A. Klopotov, Yu. A. Rubannikova // XV Международная школа–семинар (ЭДС-2018) «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах». – Барнаул, 2018. – С. 130–131.

140. Gromov, V. E. Al-Si alloy multilayer structure formation after electro-explosive alloying with yttrium oxide powder [Text] / V. E. Gromov, A. M. Glezer, Yu.F.

Ivanov, S. V. Konovalov, A. A. Klopotov, Yu. A. Rubannikova // 6th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE 2018). 20th International Symposium on High-Current Electronics. – Tomsk, 2018 – С. 123.

141. Шлярова, Ю. А. Сравнительный анализ изменения структуры и свойств сплавов системы Al–Si, подвергнутых электровзрывному легированию [Текст] / Ю. А. Шлярова, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов // Frontier Materials & Technologies. – 2022. – № 2. – С. 113-120.

142. Громов, В. Е. Структура и упрочнение силумина, модифицированного электронно-ионной плазмой [Текст] / В. Е. Громов, Д. В. Загуляев, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, С. А. Невский, В. Д. Сарычев, Е. А. Будовских, Ю. А. Рубанникова. – Новокузнецк: СибГИУ, 2020. – 285 с.

143. Белов, Н. А. Фазовый состав и структура силуминов [Текст] / Н. А. Белов, С. В. Савченко, А. В. Хван. – М.: МИСИС, 2008. – 282 с.

144. Золоторевский, В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов [Текст] / В. С. Золоторевский, Н. А. Белов. – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.

145. Белов, Н. А. Фазовый состав алюминиевых сплавов [Текст] / Н. А. Белов. – М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. – 392 с.

146. Физические величины. Справочник [Текст] / под общ. ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

147. Иванов, Ю. Ф. Электронно-плазменное модифицирование поверхности доэвтектического силумина титаном и иттрием [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Д. В. Загуляев, О. С. Толкачев, Ю. А. Рубанникова // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2019. – Т. 16. – №2. – С. 199-208.

148. Шлярова, Ю. А. Изменение микротвердости и фазового состава сплава АК15, подвергнутого электровзрывному легированию и обработке электронным пучком [Текст] / Ю. А. Шлярова, А. А. Серебрякова, В. В. Шляров, А. Н. Прудников, Д. В. Загуляев // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2024. – № 4. – С. 46–54.

149. Ivanov, Yu. Modification of surface layer of hypoeutectic silumin by electroexplosion alloying followed by electron beam processing [Text] / Yu. Ivanov, V.

Gromov, D. Zagulyaev, A. Glezer, R. Sundeev, Yu. Rubannikova, Al. Semin // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 253. – P. 55–58.

150. Konovalov, S. Dispersion of Al-Si alloy structure by intensive pulsed electron beam [Text] / S. Konovalov, V. Gromov, D. Zagulyaev, Yu. Ivanov, A. Semin, J. Rubannikova // *Archives of foundry engineering*. – 2019. – Vol. 19. – Issue 2. – P. 79-84.

151. Rubannikova, Yu. A. Structure and Phase States Modification of Al-Si Alloy by the Ion-Plasma Jet and Pulsed Electron Beam Treated [Text] / Yu. Rubannikova, D. Zagulyaev, V. Gromov, S. Konovalov, Yu. Ivanov // *SMMIB-2019. 21st International Conference on Surface Modification of Materials by Ion Beams*. – Tomsk, 2019. – P. 62.

152. Громов, В. Е. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка доэвтектического силумина: структура и свойства поверхности [Текст] / В. Е. Громов, Д. В. Загуляев, Ю. А. Рубанникова, Е. А. Петрикова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2019. – Т. 16. – № 3. – С. 411-419.

153. Ivanov, Yu. F. Nanostructure formation of hypoeutectic silumin by electron-ion-plasma Methods [Text] / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, Yu. A. Rubannikova, E. A. Petrikova, M. E. Rygina // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2019. – Vol. 1393. – P. 012091.

154. Ivanov, Yu. F. The Structure and Properties of a Hypoeutectic Silumin Subjected to Complex Electron–Ion-Plasma Processing [Text] / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // *Progress in Physics of Metals*. – 2019. – Vol. 20. – No. 4. – P. 634-671.

155. Zagulyaev, D. Structure and phase states modification of Al-11Si-2Cu alloy processed by ion-plasma jet and pulsed electron beam [Text] / D. Zagulyaev, V. Gromov, Yu. Rubannikova, S. Konovalov, Yu. Ivanov, D. Romanov, A. Semin // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 383. – P. 125246.

156. Ivanov, Yu. F. Nanostructuring of hypoeutectic silumin by electroexplosion alloying and subsequent electron beam processing [Text] / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // *Int. J. Nanotechnol.* – 2019. – Vol. 16. – No. 6/7/8/9/10. – P. 619-628.

157. Ivanov, Yu. F. Formation and Evolution of Structure and Phase Composition of Hypoeutectoid Silumin on Electron Beam Processing [Text] / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, A. P. Semin, Yu. A. Rubannikova // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2019. – Vol. 13. – No. 5. – P. 809-813.

158. Ivanov, Yu.F. Prospects for the Application of Surface Treatment of Alloys by Electron Beams in State-of-the-Art Technologies [Text] / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // Progress in Physics of Metals. – 2020. – Vol. 21. – No. 3. – P. 345–362.

159. Загуляев, Д. В. Зависимости параметра и микроискажений кристаллической решетки и величины области когерентного рассеяния силуминов от плотности энергии пучка электронов [Текст] / Д. В. Загуляев, Ю. А. Рубанникова, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, В. В. Шляров // Современные наноматериалы / Сибирский государственный индустриальный университет; Омский государственный технический университет; Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина»; Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2020. – С. 194-206.

160. Zaguliaev, D. V. Change in crystal lattice parameter of silumins with different silicon content after electron beam processing [Text] / D. V. Zaguliaev, Yu. F. Ivanov, A. A. Leonov, D. F. Yakupov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // AIP Conference Proceedings. –2020. – Vol. 2310. – P. 020357.

161. Иванов, Ю. Ф. Повышение функциональных свойств сплавов электронно-пучковой обработкой [Текст] / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Д. В. Загуляев, С. В. Коновалов, Ю. А. Рубанникова // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2021. – Т. 64. – № 2. – С. 129-134.

162. Zaguliaev, D. V. The Effect of High-Intensity Electron Beam on the Crystal Structure, Phase Composition, and Properties of Al–Si Alloys with Different Silicon

Content [Text] / D. V. Zaguliaev, S. V. Konovalov, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. V. Shlyarov, Yu. A. Rubannikova // Progress in Physics of Metals. – 2021. – Vol. 22. – No. 1. – P. 129–157.

163. Шлярова, Ю. А. Структура сплава системы Al-Si, подвергнутого двухэтапному модифицированию [Текст] / Ю. А. Шлярова, Д. В. Загуляев, В. В. Шляров, В. Е. Громов, И. А. Панченко // III Международная конференция «Газоразрядная плазма и синтез наноструктур»: сборник трудов (г. Казань, 1-4 декабря 2022 г.) / М-во высшего образования и науки Рос. Федерации, М-во образования и науки Респ. Татар, 2022. – С.147-150.

164. Шлярова, Ю. А. Влияние электровзрывного легирования и электронно-пучкового воздействия на морфологию поверхности и шероховатость сплава Al-15%Si [Текст] / Ю. А. Шлярова, В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов // Инженерная физика. – 2025. – № 3. – С. 33-42.

165. Shliarova, Y. Structure–Phase Transformations in the Modified Surface of Al-20%Si Alloy Subjected to Two-Stage Treatment [Text] / Y. Shliarova, D. Zaguliaev, Y. Ivanov, V. Gromov, A. Prudnikov // Lubricants. – 2022. – Vol. 10. – P. 133.

166. Эволюция фазового состава и структуры литых алюминиевых сплавов системы Al-Si, облученных импульсным электронным пучком [Текст] / Ю. А. Рубанникова, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, В. В. Шляров // В кн. «Структура и свойства твердых тел, подвергнутых высокоинтенсивному воздействию». – Под ред. Коваля Н.Н. и Громова В.Е. – Новокузнецк. – 2020. – 178-196.

167. Shliarova, Yu. A. Study of the structure and properties of Al-Si alloy irradiated by electron-ion-plasma [Text] / Yu. A. Shliarova, V. V. Shlyarov, D. V. Zaguliaev, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov // Letters on Materials. – 2023. – Vol. 13. – No. 3 (51). – P. 219–224.

168. Шлярова, Ю. А. Электронно-ионно-плазменное модифицирование поверхности силумина заэвтектического состава [Текст] / Ю. А. Шлярова, В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов // Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya. – 2023. – Т. 29. – № 5. – С. 69-78.

169. Эндрюс, К. Электронограммы и их интерпретация [Текст] / К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Киоун. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
170. Kumar, C. S. S. R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials [Text] / C. S. S. R. Kumar. – New York: Springer, 2014. – 434 p.
171. Carter, C. B. Transmission Electron Microscopy [Text] / C. B. Carter, D. B. Williams. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 322 p.
172. Egerton, F. R. Physical Principles of Electron Microscopy [Text] / F. R. Egerton. – Basel: Springer International Publishing, 2016. – 184 p.
173. Ivanov, Yu. F. Microstructure and properties of hypoeutectic silumin treated by high-current pulsed electron beams [Text] / Yu. F. Ivanov, D. V. Zagulyaev, S. A. Nevskii, V. E. Gromov, V. D. Sarychev, A. P. Semin // Progress in Physics of Metals. – 2019. – Vol. 20. – P. 447–484.
174. Zaguliaev, D. Microstructure and Microhardness of Piston Alloy Al-10Si-2Cu Irradiated by Pulsed Electron Beam [Text] / D. Zaguliaev, S. Konovalov, Y. Ivanov, A. Abaturova, A. Leonov // Archives of foundry engineering. – 2020. – Vol. 20. – № 3. – P. 92–98.
175. Банных, О. А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / О. А. Банных, П.Б. Будберг, С. П. Алисова и др. – Metallurgy, 1986. – 440 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Апробация результатов диссертационной работы

Научные результаты, представленные в диссертационной работе, обладают значительным потенциалом для практического применения в различных отраслях промышленности. Методология данного исследования основана на использовании сложной двухэтапной технологии обработки. В первой стадии применяется электровзрывное легирование поверхностей деталей из алюминиевого сплава, а затем – обработка высокоинтенсивным электронным пучком. Такой подход позволяет повысить механические характеристики поверхностей компонентов и механизмов, которые работают в условиях интенсивного износа. Хотя алюминий широко известен своей впечатляющей коррозионной стойкостью, важно отметить, что существуют определенные обстоятельства, при которых этот материал может начать процесс деградации с относительно высокой скоростью, особенно в результате окисления. Такое разложение обычно происходит, когда защитная оксидная пленка повреждена по разным причинам или, когда образование такого защитного слоя невозможно. Кроме того, важно признать, что обычные механические воздействия и повреждения могут привести к разрушению защитной оксидной пленки и тем самым усугубить уязвимость алюминиевой поверхности. Таким образом, можно утверждать, что любая форма механического напряжения или нагрузки, применяемая во время эксплуатационных работ, со временем приводит к ухудшению целостности поверхности.

Результаты и данные, представленные в рамках данной научной работы, значительно расширяют существующие знания о сложных процессах, связанных с формированием, развитием и последующими характеристиками поверхностных слоев металлов и сплавов, особенно при использовании технологии электровзрывного легирования с последующим облучением электронным пучком.

Результаты этой диссертационной работы были эффективно интегрированы в сферу научно-исследовательской практики, послужили ценным ресурсом, а также использованы в образовательной системе, направленной на обучение и развитие

студентов Сибирского государственного индустриального университета, а также на практическое применение на малых промышленных предприятиях.

Использование результатов диссертационной работы в промышленности

Промышленное значение силуминов обусловлено рядом их выдающихся свойств, таких как исключительно высокая текучесть, которая упрощает процесс литья, минимальная склонность к усадке при затвердевании, а также благоприятные характеристики для пайки и сварки. Тем не менее, важно отметить, что заэвтектические силумины нашли лишь ограниченное применение в промышленности, в первую очередь из-за включения в их структурный состав твердого кремниевого компонента, что, в свою очередь, значительно снижает общую долговечность режущих инструментов. Этот пагубный эффект несколько смягчается относительно повышенным модулем упругости этих сплавов по сравнению с их доэвтектическими аналогами, а также такими преимуществами, как низкий тепловой коэффициент линейного расширения, хорошая свариваемость и благоприятная обрабатываемость с точки зрения качества поверхности и экономической эффективности. Кроме того, сложности производственных процессов и специальные требования к сплавам данной системы делают особенно важным тщательный контроль микроструктуры и пористости отливок, особенно в случае промышленных доэвтектических силуминов. На данном этапе замечено, что заэвтектические силумины в основном используются в производстве поршней двигателей, а также ряда других компонентов, которые производятся с использованием методов фасонного литья или жидкой штамповки. Сейчас заэвтектические силумины применяются не так широко, но интерес к их исследованию постоянно растет. Это открывает перспективы для более широкого использования этих сплавов в разных отраслях промышленности. Следовательно, текущие исследования и разработки, вероятно, еще больше выявят преимущества и ограничения, связанные с заэвтектическими силуминами, и тем самым повысят их применимость и эффективность в специализированных отраслях промышленности. В заключение следует отметить, что, хотя нынешняя ситуация с заэвтектическими силуминами может представлять определенные проблемы,

растущий интерес к этим материалам позволяет предположить, что их применение в будущем может значительно расширяться по мере развития технологий и понимания их свойств.

Увеличение срока службы деталей машин и механизмов путем применения дорогостоящих высоколегированных сплавов, как правило, нецелесообразно вследствие существенного удорожания изделий. Одним из направлений улучшения служебных характеристик конструкционных и инструментальных материалов в последние годы является использование концентрированных потоков энергии для формирования защитных покрытий. Таким методом является электровзрывное легирование оксидом иттрия, которое позволяет улучшить прочностные, дюрометрические и трибологические свойства модифицированного материала. Упрочнение обеспечивается образованием твердеющего покрытия, состоящего из мелкодисперсных фаз. Дополнительное повышение свойств поверхностного слоя материала достигается при последующем облучении электронным пучком. Такая двухэтапная обработка поверхностей деталей из алюминиевых сплавов, работающих при различных условиях эксплуатации, позволяет дополнительно многократно повысить их служебные характеристики (твердость, износостойкость и др.).

Выводы и заключения, сделанные в результате всестороннего исследования, проведенного в диссертационной работе, широко применимы на промышленных предприятиях, в частности с целью повышения долговечности и улучшения эксплуатационных характеристик компонентов и механизмов, изготовленных из силуминовых материалов.

Данные, полученные экспериментальным путем, дали возможность сформулировать предложения и рекомендации для применения в текущих инновационных проектах, что подтверждается актами об использовании результатов работы в ООО «Ремкомплект», ООО «Вест-2002», АО «РУСАЛ Новокузнецк» и ООО «СМК54».

Использование результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе

Результаты диссертационной работы способствовали научной деятельности ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», в частности при реализации различных исследовательских проектов, финансируемых в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401. Кроме того, полученные результаты также внесли значительный вклад при выполнении научно-исследовательской работы Российского научного фонда, связанного с проектом № 19-79-10059 «Закономерности эволюции структурно-фазового состояния доэвтектического силумина, облученного интенсивным импульсным электронным пучком в процессе пластической деформации» и № 24-29-00665 «Выявление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний высококремнистых силуминов, упрочненных плазмой электрического взрыва с последующей электронно-пучковой обработкой». Таким образом, очевидно, что результаты исследований не только расширили академические знания, но и имели практическое значение в области материаловедения и инженерии, что подчеркивает важность междисциплинарного сотрудничества и финансирования для содействия новаторским научным исследованиям.

Результаты исследования влияния электровзрывного легирования оксидом иттрия и последующей электронно-пучковой обработки на формирование и эволюцию структуры, фазового состава и микротвердости поверхности алюминиевых сплавов Al-11%Si и Al-20%Si, полученные в диссертационной работе, используются в учебном процессе ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» при подготовке аспирантов по специальности 2.6.1 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 2.6.17 - Материаловедение, 1.3.8 - Физика конденсированного состояния руководствуются основными выводами работы при написании аналитических, литературных обзоров и формировании кандидатских диссертаций. Также полученные результаты диссертационной работе используют бакалавриат по

направлениям 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» при написании курсовых и дипломных проектов.



6540007, г. Новокузнецк, пр-т Кузнецкостроевский 13-114, тел/факс (384-3) 73-48-07
 ИНН: 4217055901; КПП: 421701001; р/с: 40702810500450000480 в Новокузнецком филиале «Банка
 Москвы» к/сч: 30101810100000000787; БИК: 043209787; ОКПО: 16716083

АКТ

использования результатов диссертационной работы
 «Упрочнение высококремнистых силуминов плазмой электрического взрыва с
 последующей электронно-пучковой обработкой»
 Шляровой Юлии Андреевны

Силумины являются широко используемыми алюминиевыми сплавами, обладающими высокими литейными свойствами, низким коэффициентом теплового расширения, высокой коррозионной стойкостью и другими повышенными эксплуатационными свойствами. Благодаря хорошей технологичности, достаточно высокому уровню физических, механических свойств и коррозионной стойкости, они успешно конкурируют с черными металлами, полностью заменяя и вытесняя их из традиционных сфер использования - автомобильного и текстильного машиностроения. Кремний оказывает отрицательное влияние на эксплуатационные и технологические свойства силуминов. Одним из наиболее эффективных методов повышения физико-механических свойств поверхности является двухэтапная обработка, заключающаяся в электровзрывном легировании и последующем облучении электронными пучками.

В работе Ю.А. Шляровой показано, что электровзрывное легирование иттрием и последующая обработка поверхности легирования низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками позволяет значительно повысить микротвердость поверхностных слоев силуминов за счет высокой степени легирования и образования субмикро- и наноразмерных упрочняющих фаз. Поэтому результаты диссертационной работы Ю.А. Шляровой представляют значительный интерес для практического использования.

Предложенная в диссертации двухэтапная обработка, включающая в себя электровзрывное легирование иттрием и последующую электронно-пучковую обработку (режим обработки: поверхностная плотность энергии пучка электронов 25 и 35 Дж/см², время воздействия импульса 150 мкс, количество импульсов 3 имп, частота следования импульсов 0,3 Гц), использована для отработки оптимальных режимов нанесения высокопрочных покрытий для упрочнения втулки насоса для перекачки кислоты. Ожидаемый экономический эффект 0,9 млн. рублей.

Директор ООО «Ремкомплект»

16.05.2022



В.М. Карпий

Общество с ограниченной ответственностью



«Вест 2002»

ИНН 4217049873 / КПП 421701001
654041, г. Новокузнецк, а/я 318, телефон (3843) 777-677
E-mail: vest2002@mail.ru

Исх. № 32
от 16 мая 2022 г

СПРАВКА

о практическом использовании результатов диссертации Ю.А. Шляровой
«Упрочнение высококремнистых силуминов плазмой электрического
взрыва с последующей электронно-пучковой обработкой»

Увеличение срока службы деталей машин и механизмов путем применения дорогостоящих высоколегированных сплавов, как правило, нецелесообразно вследствие существенного удорожания изделий. Одним из направлений улучшения служебных характеристик конструкционных и инструментальных материалов в последние годы является использование концентрированных потоков энергии для формирования защитных покрытий. Таким методом является электровзрывное легирование (ЭВЛ) оксидом иттрия, которое позволяет улучшить прочностные, долговечностные и трибологические свойства модифицированного материала. Упрочнение обеспечивается образованием твердеющего покрытия, состоящего из мелкодисперсных фаз. Дополнительное повышение свойств поверхностного слоя материала достигается при последующем облучении электронным пучком (ЭПО). Такая двухэтапная обработка поверхностей деталей из алюминиевых сплавов, работающих при различных условиях эксплуатации, позволяет дополнительно многократно повысить их служебные характеристики (твердость, износостойкость и др.).

Результаты, полученные в диссертации Шляровой Ю.А., имеют как научное, так и практическое значение. Их практическая значимость обусловлена тем, что они расширяют область использования алюминиевых сплавов как конструкционных материалов при изготовлении различных деталей машин.

На нашем предприятии использованы результаты исследования для упрочнения червячного колеса, изготовленного из силумина и установленного в редуктор шлифовально-полировочного станка после двухэтапной обработки по технологии, предложенной диссертантом Шляровой Ю.А. В результате использования предложенной технологии упрочнения ЭВЛ+ЭПО (режим обработки ЭПО: поверхностная плотность энергии пучка электронов 35 Дж/см², время воздействия импульса 150 мкс., количество импульсов 3 имп., частота следования импульсов 0,3 Гц) отмечено увеличение ресурса работы червячного колеса в 2,5 раза. Ожидаемый экономический эффект составит 0,8 млн. рублей в год.

Генеральный директор
ООО «Вест 2002»,
Доцент, доктор технических наук



Райков С.В.



УТВЕРЖДАЮ

Заместитель генерального директора
по оперативному управлению
АО «РУСАЛ Новокузнецк»

Марков В.В.

2025

СПРАВКА

о промышленном внедрении результатов научно-исследовательской работы

Диссертационная работа «Упрочнение высококремнистых силуминов плазмой электрического взрыва с последующей электронно-пучковой обработкой», выполненная в инициативном порядке в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» соискателем ученой степени кандидата технических наук Шляровой Юлией Андреевной, научный руководитель доктор технических наук Загуляев Дмитрий Валерьевич.

Промышленное значение силуминов обусловлено их высокой жидкотекучестью, низкой склонностью к образованию усадки при литье, возможностью пайки и сварки. Тем не менее, важно отметить, что заэвтектические силумины нашли лишь ограниченное применение в промышленности, в первую очередь из-за включения в их структурный состав твердого кремниевого компонента, что, в свою очередь, значительно снижает общую долговечность режущих инструментов. Значимость этого исследования заключается в улучшении понимания физических механизмов формирования структур и фазового состава алюминиевых сплавов Al-Si после двухэтапной обработки. Выявлен характер изменения структуры, фазового состава и микротвердости силуминов Al-11%Si и Al-20%Si.

В диссертационной работе Шляровой Ю.А. приведены оптимальные режимы двухэтапной обработки, включающей электровзрывное легирование порошком Y_2O_3 с последующим облучением низкоэнергетическими высокопоточными электронными пучками, которые приводит к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя материала, заключающемуся в растворении включений кремния и интерметаллидов, характерных для литого состояния исследуемого материала, и формировании градиентной многоэлементной субмикро- наноразмерной структуры. Поэтому результаты работы Шляровой Ю.А. представляют значительный интерес для практического использования.

Документ подтверждает практическую значимость диссертационного исследования и не является основанием для финансовых претензий.

Согласована

Директор по литейному производству
АО «РУСАЛ Новокузнецк»

В.В. Лапин

(подпись)

Подготовлен

Начальник ОЛ ЛЦ ОП НКАЗ
АО «РУСАЛ ИТЦ»

А.В. Кухаренко

(подпись)

22.01.2025



СПРАВКА

о промышленном внедрении результатов научно-исследовательской работы

Научно-исследовательская работа «Упрочнение высококремнистых силуминов плазмой электрического взрыва с последующей электронно-пучковой обработкой», выполненная в инициативном порядке в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» соискателем ученой степени кандидата технических наук Шляровой Юлией Андреевной, научный руководитель доктор технических наук Загуляев Дмитрий Валерьевич.

Широкое внедрение и применение алюминиевых сплавов в производстве конструкционных элементов и различных пар трения наталкиваются на значительные трудности, связанные с явным несоответствием между их основными эксплуатационными характеристиками, такими как недостаточная твердость и снижение износостойкости, повышенными технологическими стандартами и требованиями современных производственных процессов. Устранение этих признанных недостатков, которые в значительной степени препятствуют более эффективному использованию алюминиевых сплавов в автомобильной промышленности, в первую очередь зависит от улучшения состава и общей целостности поверхностных слоев исследуемых продуктов.

Как показывает практика применение различных методов неравновесной модификации поверхности позволяет увеличить механические характеристики сплавов системы Al-Si. В работе Ю.А. Шляровой установлены закономерности изменения структуры и механических характеристик влияния поэтапной обработки, заключающейся в электровзрывном легировании с последующим облучением электронным пучком сплавов Al-11%Si и Al-20%Si.

Установлено, что электровзрывное легирование силумина и последующая обработка импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 25 и 35 Дж/см² (17 кэВ, 150 нс, 3 имп, 0,3 с⁻¹) сопровождается увеличением микротвердости сплавов более чем в 2 раза, за счет высокой степени легирования и образования субмикро- и наноразмерных упрочняющих фаз.

Данные исследования являются актуальными и позволят увеличить срок службы поршней дизельных двигателей тяжелых грузовых автомобилей, изготовленных из заэвтектических силуминов, крышки корпусов, компрессоров и других узлов, и агрегатов, изготавливаемых из данных сплавов.

Документ подтверждает практическую значимость диссертационного исследования и не является основанием для финансовых претензий.

Согласована
Руководитель ОП Искитим ООО «СМК54»

(подпись)

Ю.С. Костромин



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной и
инновационной деятельности SibGU,
д.т.н., профессор

С.В. Коновалов

2025 г.

Справка

Об использовании результатов диссертационной работы Шляровой Ю.А.
«УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОКРЕМНИСТЫХ СИЛУМИНОВ ПЛАЗМОЙ
ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ
ОБРАБОТКОЙ»

Результаты диссертационной работы Шляровой Юлии Андреевны, представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по научной специальности 1.3.8. Физика конденсированного состояния, используются в научной и учебной деятельности ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», а именно установленные в работе положения нашли отражение в лекционном материале и практических заданиях по дисциплинам «Анализ и контроль качества материалов», «Материаловедение и технологии материалов», «Методы исследования структуры и свойств материалов», «Механические свойства сплавов и композитов», «Основы получения и обработки материалов», «Получение и свойства высокопрочных материалов», «Получение цветных сплавов с улучшенными свойствами», «Методология выбора материалов и технологий в машиностроении», «Основные механические свойства и методы их определения», «Основы материаловедения и технологии материалов», «Физика твердого тела», «Физические основы прочности материалов», «Прочность и разрушение материалов», «Физические свойства материалов».

Обучающиеся по направлениям подготовки 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов используют результаты диссертационной работы при написании курсовых проектов (работ) и выпускных квалификационных работ. Аспиранты научных специальностей 2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 2.6.17. Материаловедение, 1.3.8. Физика конденсированного состояния руководствуются основными выводами работы при написании аналитических, литературных обзоров и формировании кандидатских диссертаций.

Научная составляющая полученных результатов задействована при выполнении проектов, финансируемых различными фондами, в том числе при выполнении следующих проектов:

1. Проект № 19-79-10059 «Закономерности эволюции структурно-фазового состояния доэвтектического силумина, облученного интенсивным импульсным электронным пучком, при пластической деформации» (руководитель д.т.н., доцент Загуляев Дмитрий Валерьевич, срок выполнения 07.2019-06.2024 гг.).

2. Проект № 24-29-00665 «Выявление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний высококремнистых силуминов, упрочненных плазмой электрического взрыва с последующей электронно-пучковой обработкой» (руководитель Шлярова Юлия Андреевна, срок выполнения 01.2024-12.2025 гг.).

3. Государственное задание (шифр темы 0809-2021-0013) «Фундаментальные основы создания экологичных материалов и покрытий для горно-угольных предприятий

Кузбасса» (руководитель к.т.н. Панченко Ирина Алексеевна, срок выполнения 10.2021–12.2023 гг.).

4. Государственное задание (шифр темы 075-00087-2401) «Фундаментальные основы создания экологичных материалов и покрытий для горно-угольных предприятий Кузбасса» (руководитель к.т.н. Панченко Ирина Алексеевна, срок выполнения 01.2024–12.2026 гг.).

Начальник управления организации и сопровождения образовательной деятельности СибГИУ,
к.э.н.

Т.А. Волкова

Начальник управления научных исследований СибГИУ,
д.т.н., доцент

Д.В. Загуляев