

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

Федеральное государственное автономное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Самарский национальный исследовательский университет  
имени академика С.П. Королева»

*На правах рукописи*



Загуляев Дмитрий Валерьевич

**МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ И  
ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННО-  
ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ И МАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

Специальность 01.04.07 – физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Научные консультанты:

Доктор физико-математических наук,  
профессор  
Громов Виктор Евгеньевич

Доктор технических наук, профессор  
Коновалов Сергей Валерьевич

Новокузнецк – 2022

ВВЕДЕНИЕ.....	7
1 ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ ВНЕШНИМИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ .....	19
1.1 Модификация структуры и свойств поверхностных слоев материалов методами плазменного напыления и электронно-лучевой наплавки .....	19
1.2 Трансформация структуры и свойств материалов при лазерной обработке и воздействии высокоинтенсивными электронными и мощными ионными пучками .....	25
1.3 Физические механизмы, ответственные за формирование структурно- фазовых состояний металлических материалов, подвергнутых облучению импульсными электронными пучками .....	39
1.4 Модификация структуры и свойств металлов при воздействии высокодозных ионных пучков .....	41
1.5 Теоретические и экспериментальные исследования влияния магнитных полей на деформационные характеристики металлических материалов.....	46
1.6 Комбинирование различных методов внешнего энергетического воздействия (современные направления увеличения эксплуатационных свойств сплавов) .....	51
1.7 Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования .....	60
2 ИССЛЕДУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ, ОПИСАНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ И НАУЧНЫХ ПОДХОДОВ .....	63
2.1 Материалы для исследований и методика модификации структуры и свойств Al магнитными полями .....	63
2.2 Описание используемых методов определения дюротрических и трибологических свойств исследуемых материалов.....	70
2.3 Методики анализа структурно-фазовых состояний металлических материалов .....	71
2.4 Метод модифицирования поверхности материалов интенсивным импульсным электронным пучком.....	75

2.4.1 Установка «СОЛО», формирующая интенсивные импульсные электронные пучки.....	75
2.4.2 Описание установки «ЭВУ 60/10», используемой для ионно-плазменного нанесения покрытий.....	77
2.4.3 Методика применяемой электронно-ионно-плазменной обработки.....	80
3 ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛЮМИНИЯ РАЗЛИЧНОЙ ЧИСТОТЫ .....	82
3.1 Изменение микротвердости алюминия различной чистоты в слабых магнитных полях .....	82
3.2 Характер влияния постоянного магнитного поля на линейную стадию ползучести алюминия .....	90
3.3 Дислокационная субструктура и поверхность разрушения алюминия сформированные при ползучести в магнитном поле .....	93
3.3.1 Исследования дислокационной структуры материала, формирующейся при ползучести.....	93
3.3.2 Исследования поверхности разрушения алюминия, формирующейся при ползучести .....	95
3.4 Физический механизм влияния слабых магнитных полей на деформационное поведение алюминия .....	97
3.5 Выводы по разделу 3 .....	100
4 ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА АК5М2 ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИНТЕНСИВНЫМИ ИМПУЛЬСНЫМИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ.....	102
4.1 Изменения микротвердости и износостойкости сплава АК5М2, подвергнутого воздействию интенсивного импульсного электронного пучка....	102
4.2 Эволюция элементного и фазового состава, параметров кристаллического строения сплава АК5М2, вызванная действием интенсивного импульсного электронного пучка .....	104

4.3 Эволюция структуры сплава АК5М2 после воздействия интенсивного импульсного электронного пучка.....	109
4.3.1 <i>Исследование структуры сплава АК5М2 методами сканирующей электронной микроскопии.....</i>	109
4.3.2 <i>Исследование тонкой структуры сплава АК5М2 методами просвечивающей электронной микроскопии .....</i>	114
4.4 Выводы по разделу 4 .....	119
5 ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОГО ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СУБСТРУКТУРУ СПЛАВА АК10М2Н .....	121
5.1 Механические свойства сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком .....	121
5.2 Атомно-силовая микроскопия сплава АК10М2Н, подвергнутого воздействию интенсивного импульсного электронного пучка.....	131
5.3 Анализ изменений элементного и фазового состава, параметра кристаллического строения сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком .....	138
5.4 Эволюция структуры сплава АК10М2Н после воздействия интенсивного импульсного электронного пучка.....	153
5.4.1 <i>Исследования структуры сплава АК10М2Н методами сканирующей электронной микроскопии.....</i>	153
5.4.2 <i>Исследования тонкой структуры сплава АК10М2Н методами просвечивающей электронной микроскопии. ....</i>	163
5.5 Выводы по разделу 5 .....	181
6 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТРАНСФОРМАЦИЯ СВОЙСТВ СПЛАВА АК10М2Н ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ СИСТЕМОЙ $Al-Y_2O_3$ .....	183
6.1 ДюрOMETрические и трибологические исследования, металлографический анализ превращений структуры сплава АК10М2Н, подвергнутого ионно-плазменному воздействию оксидом иттрия .....	183



6.2 Изучение морфологии поверхности покрытия системы $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$ с помощью атомно-силовой микроскопии.....	193
6.3 Исследование морфологии, элементного и фазового состава поверхности сплава АК10М2Н, модифицированного системой $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$ .....	197
6.4 Тонкая структура и фазовые превращения поверхностного слоя сплава АК10М2Н, подвергнутого ионно-плазменному воздействию оксидом иттрия ...	217
6.5 Выводы по разделу 6 .....	228
7 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА АК10М2Н ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ.....	230
7.1 Структурно-фазовые состояния, элементный состав и параметры кристаллического строения сплава АК10М2Н после электронно-ионно-плазменных воздействий .....	230
7.2 Наноструктуризация и трансформация элементного состава поверхностного слоя сплава АК10М2Н электронно-ионно-плазменными методами.....	244
7.3 Влияние электронно-ионно-плазменного воздействия на физические и механические свойства сплава АК10М2Н.....	267
7.4 Выводы по разделу 7 .....	270
8 ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ СРОКА ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ .....	272
8.1 Значение результатов диссертационной работы для промышленности и их патентная защищенность.....	272
8.2 Возможности использования результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе.....	276
8.3 Выводы по разделу 8 .....	277
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	278
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	281
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	282
ПРИЛОЖЕНИЯ .....	324

ПРИЛОЖЕНИЕ 1 – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА ООО «ВЕСТ 2002».....	324
ПРИЛОЖЕНИЕ 2 – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА ООО «РЕМКОМПЛЕКТ» .....	325
ПРИЛОЖЕНИЕ 3 – АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА АО "АРКОНИК СМЗ" .....	326
ПРИЛОЖЕНИЕ 4 – СПРАВКА О ПРОМЫШЛЕННОМ ВНЕДРЕНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА АО «РУСАЛ НОВОКУЗНЕЦК» .....	327
ПРИЛОЖЕНИЕ 5 – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В НАУЧНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ И УЧЕБНОМ ПРОЦЕССЕ ФГБОУ ВО «СИБГИУ».....	328
ПРИЛОЖЕНИЕ 6 – СПРАВКА О ПРИМЕНЕНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В НАУЧНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ И УЧЕБНОМ ПРОЦЕССЕ ФГАОУ ВО «САМАРСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С.П. КОРОЛЕВА» (САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ) .....	330

## ВВЕДЕНИЕ

Алюминий является самым распространённым из металлов и занимает первое место по содержанию в земной коре, на 1 тонну земной коры приходится 81,3 кг алюминия, что на 31,3 кг больше, чем железа. Ввиду его распространенности он вызывает повышенный интерес у научной общественности в направлении изучения его свойств и возможностей их модифицирования. Одним из распространенных методов модификации алюминия является добавление легирующих элементов, например кремния, в процессе литья.

AlSi сплавы в настоящее время, вследствие низкой стоимости, высоких литейных свойств, коррозионной стойкости, небольшого коэффициента термического расширения нашли широкое применение при производстве самых разных деталей, начиная от компонентов бытовой техники и заканчивая узлами, применяемыми в авто- и самолетостроении. В частности, поршни двигателей внутреннего сгорания и компрессоров изготавливают преимущественно из эвтектических и заэвтектических AlSi сплавов. Однако в связи со структурными особенностями литых AlSi сплавов их прочностные свойства характеризуются невысокими значениями. Без специальной обработки расплава в готовых отливках частицы кремния в эвтектике алюминиево-кремниевых сплавов имеют грубую пластинчатую форму, что значительно снижает механические свойства сплава. Механические свойства сплава также снижает избыточная концентрация легирующих элементов (Cu, Mg, Ni) и примеси (Fe), присутствие которых приводит к образованию интерметаллидов. В данной связи для расширения сфер применения AlSi сплавов и повышения надежности деталей, изготавливаемых из них, возникает необходимость в модифицировании, направленном на улучшение функциональных характеристик AlSi сплавов.

Улучшение служебных характеристик деталей может быть достигнуто при обработке поверхности внешними энергетическими источниками, к которым относятся плазменное напыление, лазерная и ионная обработки и др. Данные виды обработок позволяют осуществить модифицирование локально, то есть в тех

местах, где непосредственно происходит разрушение в процессе эксплуатации изделия.

Применение данных методов поверхностной обработки в различных отраслях промышленности, например, в космической или авиационной, неуклонно возрастает и становится сопоставимо с традиционными методами нанесения покрытий. В качестве перспективных методов внешних энергетических воздействий, оказывающих существенное влияние на структуру, фазовый состав, физические и механические свойства металлов и сплавов стоит отметить:

- 1) обработка многофазной плазменной струей;
- 2) воздействие интенсивного импульсного электронного пучка;
- 3) обработка магнитными полями величиной до 0,3 Тл;
- 4) комбинирование нескольких методов внешнего энергетического воздействия.

Таким образом, исследование влияния концентрированных потоков энергии на структурно-фазовые состояния и свойства Al и AlSi сплавов является актуальной научно-практической задачей.

### **Степень разработанности темы**

Упрочнение поверхностных слоев металлических материалов с применением плазменных потоков и струй, электронных и ионных пучков, лазерного излучения, высокодозной ионной имплантации и электронно-лучевой наплавки в настоящее время сложилось в самостоятельную область научных исследований и практических разработок. Каждый из методов такой обработки материалов имеет свою область применения и используется для решения определенного круга практических задач.

В настоящее время обработка материалов плазменными струями очень интенсивно развивается. За последнее десятилетие достигнуты определенные научные достижения. Важной особенностью сформированных с помощью электрического взрыва покрытий является то, что в плазменную струю, служащую инструментом воздействия на поверхность, могут быть внесены порошковые навески различных веществ, что значительно расширяет набор

возможных упрочняющих фаз. В настоящее время известно несколько видов плазменного модифицирования поверхности, а именно: однокомпонентные – науглероживание, алитирование, никелирование, меднение; двухкомпонентные с использованием порошковых навесок – карбоборирование, бороалитирование, боромеднение, науглероживание совместно с диборидом титана, карбидом бора и оксидом циркония, которые однозначно приводят к увеличению эксплуатационных свойств изделий за счет формирования на поверхности пленки, характеризующейся повышенными физическими и механическими характеристиками. Существенных успехов по модифицированию структуры и свойств металлических материалов с помощью электрического взрыва проводников добились д.т.н. Д.А. Романов, д.т.н. Будовских Е.А.

Интенсивные импульсные электронные пучки, наряду с плазменной обработкой являются широко используемым методом модифицирования свойств материалов, поскольку, оказывая прямое воздействие на поверхность, изменяют ее структуру и фазовый состав. Как следствие, увеличиваются износостойкость и твердость поверхностных слоев на величины, не достижимые при стандартных методах модифицирования. В данном направлении работает несколько групп, в том числе международных. В Российской Федерации – это научные группы г.Томска (д.ф.-м.н. Панин А.В., д.ф.-м.н. Иванов К.В., д.ф.-м.н. Иванов Ю.Ф., д.ф.-м.н. Клопотов А.А.). В КНР – профессора Y. Fu, J. Kim, R. Wang.

Комбинирование нескольких методов обработки, в том числе плазменной, с последующим облучением электронным пучком так же является перспективными методами упрочнения как черных, так и цветных металлических материалов и к настоящему времени установлены зависимости, подтверждающие данный факт. Исследования показали, что комбинированная обработка приводит к формированию однородной структуры субмикро- и наноразмерного масштабного диапазона, обеспечивающей кратное повышение функциональных свойств поверхности. Комбинированными воздействиями занимаются как в России, так и в странах ближнего и дальнего зарубежья. С. Zhang, G. Chen – КНР, D. Utu – Германия, д.т.н. Каблов Е. Н. – РФ, д.т.н., Гордиенко А. И. – Белоруссия.

**Цели работы:** выявление физической природы и закономерностей формирования структурно-фазовых состояний, модификация свойств алюминия и доэвтектических силуминов, подвергнутых электронно-ионно-плазменным и магнитно-полевым воздействиям.

**Для достижения поставленной цели были сформулированы и решены следующие задачи:**

1. Исследовать влияние магнитных полей величиной до 0,3 Тл на микротвердость, скорость ползучести, дислокационную субструктуру, характеристики поверхности разрушения алюминия различной степени чистоты и установить физическую природу их изменения.

2. Установить влияние облучения интенсивным импульсным электронным пучком на микротвердость, параметр износа, коэффициент трения сплавов АК5М2 и АК10М2Н и определить механизмы эволюции структурно-фазовых состояний, элементного состава, параметров кристаллического строения указанных сплавов. Для сплава АК10М2Н рассмотреть перечисленные параметры после электровзрывного легирования.

3. Выявить изменения дюрометрических и трибологических характеристик сплавов АК5М2 и АК10М2Н, подвергнутых электронно-ионно-плазменной обработке, определить физическую природу упрочнения.

4. Разработать способ изменения деформационных характеристик алюминия за счет воздействия магнитными полями величиной до 0,3 Тл. Установить режимы электронно-ионно-плазменных воздействий, позволяющие значительно (2-2,5 раза) повысить трибологические свойства сплавов АК5М2 и АК10М2Н.

5. Внедрить экспериментальные результаты работы в практику модифицирования деталей и узлов, изготавливаемых из AlSi сплавов, научную деятельность и учебный процесс.

### **Научная новизна**

В диссертационной работе сформирован банк данных и установлены закономерности, расширяющие представления о влиянии магнитных полей на деформационное поведение алюминия. Экспериментальные результаты,

полученные в работе, и их анализ позволили определить механизмы, ответственные за изменение деформационного поведения Al с содержанием примесей Si от 0,0001 до 0,5900 масс.%, Fe от 0,0001 до 0,1470 масс.% при воздействии на него магнитными полями величиной до 0,3 Тл.

Впервые установлено, что электронно-ионно-плазменная обработка AlSi сплавов приводит к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя материала, заключающемуся в формировании многоэлементного многофазного покрытия с субмикроструктурной структурой, свободного от кремниевых включений и интерметаллидов микронных и субмикронных размеров, характерных для исходного сплава.

Выявлено, что ионно-плазменная обработка сплава АК10М2Н приводит к формированию поверхности износостойкость и HV, нанотвердость которых многократно превышает значения сплава в исходном состоянии.

Установлено, что ионно-плазменная обработка сплава АК10М2Н сопровождается формированием высокопористого поверхностного слоя толщиной 50 – 150 мкм, характеризующегося неоднородностью в распределении легирующих элементов (кремния, иттрия и кислород), субмикро- и наноразмерной многофазной структурой, упрочняющими фазами которой являются частицы кремния,  $Y_2O_3$ ,  $YSi_2$  и  $Y_2Si_2O_7$ .

Установлено, что комплексная обработка, состоящая из последовательного ионно-плазменного напыления и обработки интенсивным импульсным электронным пучком приводит к формированию в поверхностном слое сплава многофазного субмикро- наноразмерного состояния, размеры кристаллитов которого изменяются в пределах от единиц до сотен нанометров.

Впервые обнаружено, что комплексная обработка, с энергией пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup>, приводит к увеличению HV в ~ 3,1 раза. Комплексная обработка, в энергией пучка электронов 35 Дж/см<sup>2</sup>, приводит к увеличению HV в 4,3 раза и в 4,7 раза в зависимости от режима ионно-плазменного напыления.

### **Научная и практическая значимость работы**

Результаты, представленные в диссертации:

1. Установленные закономерности и механизмы влияния внешних энергетических воздействий на формирование структурно-фазовых состояний, параметры тонкой структуры, физические и механические свойства позволили установить рациональные режимы обозначенных воздействий, что позволило внедрить указанные режимы обработок на российских предприятиях;

2. Развивают научные и научно-технические направления в области разработки новых технологических решений по повышению физических и механических свойств изделий из сплавов на основе алюминия для их дальнейшего применения в качестве конструкционных материалов, используемых в машиностроение, авиастроении, автомобилестроении;

3. Понимание физической природы упрочнения поверхности легких сплавов комбинированными внешними энергетическими воздействиями интересно специалистам в области физического материаловедения, физики конденсированного состояния, металловедения и термической обработки и полезно студентам и аспирантам соответствующих специальностей и направлений подготовки;

4. Расширяют теоретические основы влияния электронно-ионно-плазменных воздействий на структуру, физические и механические свойства легких сплавов и решают важную задачу машиностроения – повышение надежности и долговечности деталей и узлов ответственного назначения в условиях эксплуатации;

5. Основные положения работы представляют интерес как учебный материал в курсе лекций по физике конденсированного состояния, физического материаловедения, металловедения и термообработки, что подтверждается справками об использовании результатов работы в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева».

Тематика диссертационного исследования соответствует направлению стратегии научно-технологического развития Российской Федерации Н1 «Переход к передовым цифровым, интеллектуальным производственным



технологиям, роботизированным системам, новым материалам и способам конструирования, создание систем обработки больших объемов данных, машинного обучения и искусственного интеллекта» и относится к приоритетному направлению развития науки, технологий и техники в РФ «Индустрия наносистем» и критической технологии «Технологии получения и обработки конструкционных наноматериалов». Работа проводилась в соответствии с государственным заданием № 3.1283.2017/ПЧ «Теоретическое и экспериментальное исследование и компьютерное моделирование структурно-фазовых превращений в сплавах при комбинированном энергетическом воздействии, протекающих на наноуровне, с целью создания новых материалов с уникальными физическими и физико-механическими свойствами» и грантом Российского научного фонда № 19-79-10059 «Закономерности эволюции структурно-фазового состояния доэвтектического силумина, облученного интенсивным импульсным электронным пучком, при пластической деформации».

Полученные результаты соответствуют мировому уровню исследований, что подтверждается публикациями в журналах, входящих в первый квартиль международной системы цитирования Web of Science.

### **Методология и методы исследования**

Объектами исследований являлись алюминий с содержанием примесей Si от 0,0001 до 0,5900 масс.%, Fe от 0,0001 до 0,1470 масс.% и алюминиево-кремниевые сплавы марок АК10М2Н и АК5М2 в связи с обширной сферой их использования и необходимостью модифицирования их свойств. В качестве методов внешних энергетических воздействий, направленных на модифицирование структуры и свойств алюминия и сплавов на его основе использованы: воздействие магнитными полями, облучение интенсивным импульсным электронным пучком в различных режимах, ионно-плазменное нанесение покрытий системы  $AlY_2O_3$  и электронно-ионно-плазменная обработка, сочетающая два вышеописанных метода.

В качестве методов определения прочностных, дюрOMETрических и трибологических свойств использованы измерение микротвердости, скорости

ползучести, нанотвердости, коэффициента трения, износостойкости. Аналитические исследования структуры и фазового состава выполняли как классическими методами – оптическая микроскопия (металлография) и рентгеноструктурный анализ, так и современными методами исследования субмикро- и нанокристаллической структуры материалов, такими как атомно-силовая, сканирующая (в том числе картирование) и просвечивающая дифракционные электронные микроскопии, просвечивающая дифракционная электронная микроскопия в режиме сканирования (STEM), рентгеноспектральный микроанализ.

Статистическую обработку экспериментальных данных их численный анализ и оценку значимости осуществляли с использованием математических пакетов OriginPro и Microsoft Office Excel.

**Достоверность результатов работы** подкрепляется использованием современной приборной базы и зарекомендовавших себя в области физического материаловедения методик анализа структурно-фазовых состояний и свойств материалов, существенным массивом полученных экспериментальным путем данных, достаточной статистикой измерения, корреляцией полученных результатов между собой и с экспериментальными данными полученными другими авторскими коллективами, а также использованием для анализа результатов теоретических представлений зарекомендовавших себя в физике твердого тела.

#### **Положения, выносимые на защиту:**

1. Экспериментальные зависимости уменьшения микротвердости алюминия с содержанием примесей Si от 0,0001 до 0,5900 масс.%, Fe от 0,0001 до 0,1470 масс.%, установленный немонотонный характер изменения скорости установившейся ползучести и закономерности изменения характеристик поверхности разрушения алюминия марки А85 при ползучести в магнитном поле 0,3 Тл.

2. Параметры воздействия интенсивного импульсного электронного пучка на сплавы АК5М2 и АК10М2Н, приводящие к многократному увеличению

микротвердости и снижению параметра износа и коэффициента трения, за счет формирования поверхностного слоя толщиной до 100 мкм, свободного от включений второй фазы кремния, интерметаллидов и состоящего из нанокристаллической структуры ячеистой кристаллизации.

3. Структурно-фазовые превращения поверхностных слоев сплава АК10М2Н, происходящие при воздействии на его поверхность ионизированной плазмы и приводящие к существенным изменениям механических и трибологических свойств.

4. Результаты исследований влияния комплексной электронно-ионно-плазменной обработки, состоящей из последовательного электровзрывного легирования системой Al-Ti-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и облучения интенсивным импульсным электронным пучком на структурно-фазовые состояния, дислокационную субструктуру, механические и трибологические свойства сплава АК10М2Н.

5. Новые технические решения, позволяющие: регулировать деформационное поведение алюминия за счет воздействия магнитными полями и существенно повысить эксплуатационные характеристики сплавов АК5М2 и АК10М2Н при работе в условиях трения скольжения.

### **Личный вклад автора**

Диссертационная работа является логическим завершением цикла исследований, проведенных соискателем в сотрудничестве с научными коллективами г. Новокузнецка, г. Самары, г. Томска, г. Вэньчжоу (КНР). Личный вклад состоит в формулировке цели, постановке задач, планировании исследований, выборе методов анализа, установлении зависимостей и закономерностей при обработке, анализе и обобщении полученных результатов, выявлении физической природы наблюдаемых зависимостей, составлении выводов и положений, выносимых на защиту. Соискатель самостоятельно выбирал материалы для исследований, подбирал режимы обработки внешними энергетическими источниками, определял рациональные параметры обработки, проводил обработку многофазными плазменными струями, электронными пучками, выполнял сбор и статистическую обработку полученных

экспериментальных данных, анализировал изменения структуры и свойств AlSi сплавов, подвергнутых внешним энергетическим воздействиям, и сопоставлял их с литературными данными. Диссертант апробировал результаты работы на конференциях различного уровня, в открытой российской и зарубежной научной печати, а также защитил права на результаты интеллектуальной деятельности. Работа выполнена с использованием результатов, полученных автором лично или при его активном участии.

### **Апробация результатов работы**

Результаты, изложенные в диссертационной работе, прошли апробацию на следующих научных конференциях, совещаниях и семинарах:

LXIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», посвященной 70-летию Тольяттинского государственного университета, 2021 г., Тольятти; Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», 2021 г., Томск; II Международной конференции «Физика конденсированных состояний», 2021 г., Черноголовка; Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», посвященная 90-летию со дня рождения основателя и первого директора ИФПМ СО РАН академика В. Е. Панина, 2020 г., Томск; 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE-2020 online), 2020, Томск; XI Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов», памяти академика Г.В. Курдюмова, 2020 г., Черноголовка; Международной научно-практической конференции «Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов», 2020 г., Курск; LXII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», 2020 г., Витебск; International Workshop «Multiscale Biomechanics and Tribology of Inorganic and Organic Systems» 2019, Tomsk; VIII Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» 2019 г., Москва; Международной школе для

молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов» 2019 г., Екатеринбург; XLV Международной молодежной научной конференции "Гагаринские чтения" 2019 г., Москва; XV Международной школе-семинаре «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах (ЭДС-2018)», 2018 г., Барнаул; 60 Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности», 2018 г., Витебск; XXIII Петербургских чтениях по проблемам прочности, посвященные 100-летию ФТИ им. А. Ф. Иоффе и 110 со дня рождения чл.-кор. АН СССР А.В. Степанова, 2018 г., Санкт-Петербург; The 9th International Symposium on Materials in External Fields (ISMEF 2018), 2018 Сеул; 14th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. 2018, Томск; XIV международном семинаре «Структурные основы модифицирования материалов» 2017 г., Обнинск; Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии», 2017 г., Витебск; XX Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество. Металлургия - 2017», 2017 г., Новокузнецк; Международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций», 2016 г., Томск; VI Международной молодежной научной конференции, 2016 г., Курск; VI International Scientific Practical Conference on Innovative Technologies and Economics in Engineering, 2015, Юпра; 11th International symposium of croatian metallurgical society «Materials and metallurgy» (SYMD-2014), 2014, Šibenik; VII Всероссийской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов» 2013 г., Екатеринбург; XX Петербургских чтениях по проблемам прочности, посвященных памяти профессора В.А. Лихачева, 2012 г. Санкт-Петербург; VI Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур», 2012 г., Москва.

### **Публикации по теме диссертации**

Результаты исследований по теме диссертационной работы опубликованы в 98 печатных работах в том числе: 2 монографии; 1 глава в коллективной монографии; 38 статей в научных реферируемых изданиях, индексируемых

международными реферативными базами данных Scopus и Web of Science, из которых 9 статей опубликованы в изданиях, входящих в первый квартиль; 15 статей в рецензируемых журналах из перечня ВАК РФ; 29 докладов и тезисов на конференциях различного уровня и других научных мероприятиях; 6 патентов на изобретение РФ и 7 свидетельств о государственной регистрации баз данных.

### **Соответствие диссертации паспорту специальности**

Диссертационная работа по своему содержанию, поставленным целям и задачам, методикам исследования соответствует п.1 «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и в том числе материалов световодов как в твердом, так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления» паспорта специальности 01.04.07 - физика конденсированного состояния (технические науки).

### **Структура и объем диссертации**

Диссертация состоит из введения, восьми разделов, заключения, списка сокращений и условных обозначений, приложений и списка литературы, включающего 290 наименований. Диссертация содержит 330 страниц, в том числе 174 рисунка и 25 таблиц.

Автор выражает признательность и глубокую благодарность за полезные обсуждения, конструктивные дискуссии и постоянную поддержку научным консультантам д.ф.-м.н., профессору В.Е. Громову, д.т.н., профессору С.В. Коновалову, а также д.т.н., профессору Е.А. Будовских, д.ф.-м.н., профессору Ю.Ф. Иванову и соавторам по публикациям.

# **1 ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ ВНЕШНИМИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ**

## **1.1 Модификация структуры и свойств поверхностных слоев материалов методами плазменного напыления и электронно-лучевой наплавки**

В технологиях машиностроения для обеспечения требуемого уровня износостойкости деталей машин широко используется плазменное напыление износостойких покрытий [1-2]. Среди достоинств метода плазменного напыления можно выделить высокую производительность, хорошую управляемость процессом, а также возможность обработки деталей различной конфигурации и габаритов.

В исследовании [3] высококачественные покрытия Ti/TiBCN получали на поверхности алюминиевого сплава 7075 методом лазерной наплавки. Материалом покрытий служил порошок Ti (чистотой 99,5%, размер кристаллитов 100-150 мкм) и порошок TiBCN (чистотой 98.5%, размер кристаллитов 100-150 мкм), во всей серии экспериментов масса порошка Ti не изменялась, а варьировалось только содержание TiBCN (0, 5, 10 и 15 масс. %). После нанесения покрытий проводили анализ структуры, используя сканирующую и просвечивающую электронные микроскопии. В качестве параметра, оценивающего прочностные характеристики получившихся покрытий, выступала микротвердость. В результате исследований было установлено, что прочностные характеристики покрытий увеличиваются с увеличением содержания TiBCN и достигают максимальных значений при 15 масс.%. Микроструктурный анализ показал, что структура поперечного сечения образца, после лазерной наплавки разделена на зону покрытия, переходную зону, зону теплового воздействия и подложку. Покрытия в основном состоят из равноосных зерен и белых решеткообразных кристаллов, а переходная зона в основном состоит из удлиненных кристаллов дендрита и белых мелких частиц. Q. Wang и его научная группа [4] исследовали

три различных порошковых материала на основе Fe, серый чугун, высокохромистую сталь и самофлюсующиеся порошки с высоким содержанием хрома и никеля. Нанесение покрытий осуществлялось плазменным распылением на подложку из сплава системы AlSi. Изучались микроструктура, твердость, фазовый состав, адгезия с подложкой и износостойкость наплавленных покрытий. Напыленные покрытия показали улучшенную износостойкость по сравнению с исходным сплавом AlSi с точки зрения коэффициента трения, массовых и объемных потерь. Лучшие интегральные характеристики показали покрытия из хромистой стали. Выявлены различные механизмы износа: смесь адгезионного и абразивного износа для покрытий из серого чугуна, окислительный доминирующий износ для покрытий из хромистой стали и смесь окислительного и усталостного износа для самофлюсующихся покрытий.

Еще одним примером подобных исследований может послужить работа [5], в которой рассматривается создание на поверхности алюминиевого сплава высокопрочного покрытия, состоящего из смеси алюминиевого порошка с углеродными нанотрубками. Было установлено, что в зависимости от скорости лазерной обработки меняются механические характеристики конечного изделия. Результаты показали, что микротвердость покрытия была на 43% выше, чем микротвердость подложки. Такие изменения механических характеристик авторы связывают с диффузией легирующих элементов из подложки в ванну расплава, которая образовалась в результате лазерного плавления, также стоит отметить и явный вклад углеродных нанотрубок в микротвердость модифицированного слоя.

Помимо алюминия, в современной аэрокосмической и автомобильной промышленности активно используется магний и сплавы на его основе. Однако низкая коррозионная стойкость магния и магниевых сплавов существенно ограничивает их широкое применение. Магний и его сплавы могут быть защищены путем формирования защитных поверхностных слоев, что может быть достигнуто плазменным напылением, способным получать металлические и/или керамические покрытия. В работе [6] плазменные покрытия NiAl10 и NiAl40 на подложке из магниевых сплава AZ91 были получены с помощью гибридной



системы плазменного напыления. Результаты показывают значительное влияние температуры предварительного нагрева подложки AZ91 при плазменном напылении на развитие диффузионной связи за счет образования подслоя, состоящего из фаз  $Mg_3AlNi_2$ ,  $Al_{12}Mg_{17}$  и твердых растворов Mg и Al. Длительные коррозионные испытания показали значительное положительное влияние подслоя, образованного из эвтектической структуры фазы  $Al_{12}Mg_{17}$  с твердым раствором магния и алюминия, на коррозионную стойкость плазменных покрытий NiAl40.

В работе [7] авторы исследовали покрытия, сформированные на титановом сплаве ВТ6 плазменным напылением порошка оксида алюминия, марки 25AF230 и последующим микродуговым оксидированием (МДО) при разной плотности тока. Плотность тока при МДО влияла на морфологию покрытия и средний размер структурных элементов покрытия. Пористость в виде открытых пор, а также трещин, уменьшалась с  $50,3 \pm 4,5\%$  до  $10,3 \pm 1,5\%$ . В результате последующего оксидирования микротвердость увеличилась на величину 80–115  $HV_2$  в зависимости от плотности тока. Микродуговое оксидирование позволяет также формировать на поверхности напыленных алюмооксидных покрытий структурные элементы в виде пор и кристаллов размером от 15–150 мкм.

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка является эффективным методом получения коррозионностойких покрытий системы Ti-Ta-Nb сформированных на пластинах технически чистого титана марки ВТ1-0 [8]. Методами оптической и растровой электронной микроскопии было обнаружено, что покрытие обладает сложной структурой, сформированной в результате неравновесного охлаждения расплава. В структуре покрытия можно выделить ряд характерных зон: 1. зона наплавленного металла; 2. зона основного металла; 3. переходная зона. В структуре покрытия на разных масштабных уровнях можно выделить следы дендритного строения, зеренные и субзеренные границы, закаленные участки с игольчатой структурой. Коррозионная стойкость полученного покрытия значительно превосходит коррозионную стойкость сплава ВТ1-0  $\approx$  в 6 раз.

Авторами [9] предложена технология формирования многослойных коррозионностойких танталсодержащих покрытий методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на поверхность заготовок из технически чистого титана ВТ1-0. Технология позволяет формировать бездефектные покрытия толщиной до 4,5 мм. Многослойные покрытия имеют сложное градиентное строение, как по сечению наплавленного слоя, так и по сечению композиции в целом. Формирование танталсодержащих покрытий на титане приводит к упрочнению материала, что подтверждается результатами дюрометрических исследований. Повышение прочностных характеристик поверхностно легированных слоев оказывает негативное влияние на уровень ударной вязкости материала, который снижается по сравнению с технически чистым титаном на 35–45 %. Уровень коррозионной стойкости двух-, трех- и четырехслойных покрытий в кипящей 68 %-й азотной кислоте выше уровня коррозионной стойкости технически чистого титана в аналогичной среде на два порядка и всего в 6–7 раз уступает коррозионной стойкости чистого тантала.

Применение алюминиевых сплавов в узлах трения является перспективной задачей в машиностроении. Алюминиевые сплавы имеют преимущества перед многими конструкционными материалами: легкость обработки, низкая плотность, приемлемые прочностные характеристики. Однако их низкая стойкость к механическому износу не позволяют их применять без модификации поверхности. В работе [10] рассмотрены вопросы повышения износостойкости дисков вариаторов хода комбайна из алюминиевого сплава АК9 путем нанесения плазменного покрытия. Для проведения эксперимента были изготовлены образцы из чугуна СЧ18-36 и алюминиевого сплава АК9. На образцы из алюминиевого сплава АК9 было нанесено плазменное покрытие из порошка ПН85Ю15 толщиной 0,5...0,7 мм. Для определения сравнительной износостойкости образцов использовался ускоренный метод испытаний, в котором плоский образец истирается эталонным диском с подачей абразива в зону трения. В результате проведенных испытаний плазменное покрытие ПН85Ю15 на алюминиевом сплаве АК9 по износостойкости превосходит чугун СЧ18-36 в 3,7 раз.

Известен способ химико-термического упрочнения поверхности титановых сплавов и изделий [11], Способ включает, нагрев поверхности изделия в среде азота, при этом нагрев осуществляют концентрированным тепловым источником с плотностью мощности  $10^3$ - $10^4$  Вт/см<sup>2</sup>, силе тока 80-150 А и скорости перемещения источника относительно изделия 0,005-0,01 м/с. В качестве концентрированного теплового источника используют электрическую дугу или плазменную струю. Технический результат - повышение износостойкости и коррозионной стойкости деталей из титановых сплавов.

Описан способ [12] изготовления каталитического композиционного покрытия, включающий получение каталитически активного слоя путем плазменного напыления. Перед нанесением каталитически активного слоя наносят адгезионный слой напылением порошковой композиции, содержащей, мас. %: алюминий 3-10, гидрооксид алюминия остальное, а последующий каталитически активный слой наносят порошковой композицией, содержащей, мас. %: алюминий 3-5, оксид хрома 2-5, оксид вольфрама 0,8-1,2, оксиды церия, лантана, неодима в сумме 1,8-2,2, оксид меди, 2-3, гидрооксид алюминия, остальное. Затем ионно-плазменным методом с использованием двух испарителей наносят слой активатора, содержащий, масс. %: оксид меди 27-34, оксид хрома 66-73. Нанесение порошковой композиции производят на расстоянии 15-50 мм от подложки. Толщина каталитически активного слоя устанавливается в пределах 30-100 мкм, толщина третьего слоя активатора устанавливается в пределах 4-6 мкм.

Известен способ [13] упрочнения режущего инструмента, включающий осаждение мультислойного покрытия системы Ti – Al. Режущий инструмент размещают в рабочей камере на столе, активирование его поверхности перед осаждением мультислойного интерметаллидного покрытия системы Ti – Al осуществляют путем нагрева и очистки поверхности с помощью плазменного источника накаливаемого катода и электродуговых испарителями. Мультислойное покрытие наносят при одновременном распылении двух однокомпонентных

катодов из Al и Ti и вращении стола вокруг своей оси с послойным нанесением TiAlN и TiAl, причем в качестве рабочего газа используют аргон при напылении титан-алюминия и азот при напылении нитрида титана алюминия. Смену газов осуществляют при помощи регулятора расхода газов, при этом напыление послойных покрытий выполняют в едином цикле с чередованием осаждения слоев TiAlN и TiAl, которые повторяют не менее 10 раз, при этом скорость вращения стола 10 об/мин, толщина каждого слоя от 5...50 нм при общей толщине покрытия до 5 мкм, в котором образованы интерметаллидные фазы TiAl<sub>3</sub>, Ti<sub>3</sub>Al, в чистом виде Ti и Al.

Известен способ [14] получения покрытия на основе сложных нитридов, при котором помещают подложку в вакуумную камеру установки, оснащенную магнетронными распылителями, электродуговыми испарителями и резистивным нагревателем, проводят очистку поверхности подложки в тлеющем разряде при бесконтактном нагреве поверхности резистивным нагревателем до 100°C и ионную очистку электродуговым испарителем в среде инертного газа при нагреве поверхности до температуры 300...350°C, затем на подложку наносят нижний слой титана и чередующиеся слои нитридов в смеси инертного газа и азота.

Способ [15] обработки многофазной плазменной струей композиционного износостойкого покрытия системы TiC-Mo на поверхность трения, характеризуется тем, что порошковую навеску из карбида титана размещают между двумя слоями молибденовой фольги, осуществляют электрический взрыв фольги с формированием импульсной многофазной плазменной струи, проводят оплавление ею поверхности трения при значении удельного потока энергии 3,5...4,5 ГВт/м<sup>2</sup> и напыление на оплавленный слой компонентов плазменной струи с последующей самозакалкой и формированием композиционного покрытия, содержащего карбид титана и молибден.

Разработан способ [16] наплавки жаростойких и износостойких покрытий на основе алюминидов титана на титан и титановые сплавы, включающий проведение электродуговой наплавки неплавящимся электродом в инертных защитных газах с применением присадочной проволоки. В качестве присадочной

проволоки используют алюминиевую проволоку, а наплавку проводят на режимах, обеспечивающих получение наплавленного слоя с содержанием алюминия на уровне 5-25%.

Известен способ [17] наплавки сплавов на основе интерметаллидов титан-медь на титан и титановые сплавы, включающий электродуговую наплавку неплавящимся электродом в инертных защитных газах с применением присадочной проволоки. В качестве присадочной проволоки используют проволоку из меди или медных сплавов, а наплавку проводят на режимах, обеспечивающих получение наплавленного слоя с содержанием меди на уровне 5-40%.

## **1.2 Трансформация структуры и свойств материалов при лазерной обработке и воздействии высокоинтенсивными электронными и мощными ионными пучками**

В последние годы были применены многочисленные методы модификации микроструктуры алюминиевых сплавов методами лазерного поверхностного упрочнения с целью повышения их механических свойств [18, 19]. Это инновационная технология упрочнения, позволяющая вводить высокоамплитудные сжимающие напряжения и измельчать микроструктуру в поверхностных слоях обрабатываемых материалов, что приводит к повышению механических свойств [20]. В работе [21] были проведены исследования влияния лазерной обработки на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава 2024-T351, обработка лазером производилась при комнатных и криогенных (от  $-196^{\circ}\text{C}$  до  $-130^{\circ}\text{C}$ ) температурах. Результаты исследований показали, что микротвердость поверхности, остаточные напряжения сжатия и прочность на растяжение образца, обработанного лазером, увеличились на 22,84%, 36,81% и 11,88% соответственно. Также авторы отмечают, что применение лазерной обработки в области криогенных температур еще больше увеличивает механические свойства материала, так относительное удлинение, при испытаниях на разрыв, увеличилось на 7,51% по сравнению с образцом,

подвергнутым лазерной обработке при комнатной температуре. Такие результаты механических испытаний авторы объясняют тем, что применение криогенных температур во время процесса может эффективно подавлять скольжение и аннигиляцию дислокаций, что приводит к увеличению их плотности, тем самым способствуя измельчению зерна и повышению механических характеристик алюминиевого сплава 2024 - T351. Алюминий и его сплавы широко применяются почти во всех областях современной промышленности, в том числе и там, где присутствуют проблемы кавитационного износа деталей. Кавитационная эрозия – это явление разрушения поверхности детали, возникающее в результате быстрого образования, роста и схлопывания пузырьков в жидкостях из-за сильных колебаний давления [22]. Ударные волны многократно ударяют по поверхности детали, что приводит к образованию ям, пластической деформации, деформационному упрочнению, возникновению и распространению трещин и в конечном итоге массовому удалению поверхностного материала. Tong Z. [23] исследовали влияние ударного лазерного упрочнения на кавитационно-эрозионные свойства алюминиевого сплава AA5083. Установлено, что ударная лазерная обработка приводит к формированию мелкозернистой структуры на поверхности сплава AA5083. Высокая плотность дислокационной структуры, индуцированной лазерной ударной обработкой, приводит к увеличению не только прочности, но и пластичности материала. Вместе с прочностными характеристиками увеличивается и кавитационно-эрозионная стойкость, по сравнению с необработанным образцом, в 2,13 раза. Авторы связывают подобные эффекты с утончением зерен и увеличением плотности дислокаций при лазерной обработке. Проведен детальный анализ механических свойств и микроструктурной эволюции алюминиевого сплава 2A14, подвергнутого многократному лазерному ударному упрочнению [24]. При анализе механических свойств использовались испытания на растяжение и результаты измерения микротвердости, а для исследования характеристик микроструктуры проводились исследования с помощью сканирующей электронной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии. Экспериментальные результаты

показали, что прочностные характеристики алюминиевого сплава 2A14 улучшаются с увеличением количества циклов ударной лазерной обработки. После 3 циклов прочность на растяжение и поверхностная микротвердость достигли 525 МПа и 262 HV соответственно, это на 20,69% и 72,37% по сравнению с необработанным образцом. Кроме того, в поверхностном слое образца обнаружена высокая плотность дислокационных структур, этим авторы объясняют увеличения механических характеристик.

К современным способам повышения физико-механических свойств поверхности деталей машин относится лазерная термическая обработка. По сравнению с другими источниками нагрева лазерный луч имеет ряд существенных преимуществ, таких как значительную мощность излучения, локальность воздействия, малую зону термического влияния, возможность обработки поверхности деталей в труднодоступных местах и высокую степень автоматизации процесса обработки. Новые возможности открываются в процессе применения лазерного облучения, когда обеспечивается сочетание высокого уровня эксплуатационных свойств с пластичностью основы изделия. В связи с этим, целью исследовательских работ [25-27] является изучение физико-механических свойств поверхностного слоя титановых образцов после воздействия лазерного излучения непрерывного действия и выявление оптимальных параметров термической обработки, приводящих к значительному росту микротвердости и формированию стабильных структур. Анализу подвергались образцы технически чистого титана BT1-0, обработанные по схеме: предварительная обработка + отжиг + непрерывное воздействие лазерного излучения. В результате показано, что максимальное значение микротвердости (по Кнуппу) происходит при максимальной скорости лазерного луча  $V_{\text{лаз}} = 5$  мм/с и составляет 900 НК по сравнению с исходным значением 450 НК, что объясняется значительной скоростью охлаждения. Однако, такой режим приводит к формированию неустойчивых, неравновесных структур, что было подтверждено с помощью рентгеновского фазово-структурного анализа. Таким образом, с точки зрения увеличения микротвердости (микротвердость по Кнуппу возрастает до 850

единиц) и получения однородной структуры является режим со скоростью лазерного луча  $V_{\text{лаз}} = 4$  мм/с.

Титан, цирконий и сплавы на их основе благодаря повышенным прочностным характеристикам, коррозионной стойкости, высокой биосовместимости, низкой теплопроводности широко применяются в химическом, машиностроительном, приборостроительном производствах, медицинской технике и других отраслях промышленности как в России, так и за рубежом. Однако основным недостатком титана и циркония являются низкие механические свойства поверхности, например, выносливость в условиях воздействия на изделие периодических нагрузок. В связи с этим целью работы [28] являлось исследование процесса и сравнительный анализ влияния лазерного упрочнения титанового сплава ВТ6 и циркония марки Э110 на прочностные характеристики их поверхности. Установлено, что импульсное воздействие лазерным излучением приводит к повышению микротвердости обрабатываемой поверхности титановых образцов до  $14 \pm 0,1$  ГПа и циркония до  $19 \pm 0,1$  ГПа, а также к формированию упрочненного приповерхностного слоя толщиной до 55 мкм для титановых образцов и толщиной до 30 мкм для образцов из циркония.

Лазерная обработка оказывает влияние не только на Al, Ti и Zr, но также приводит к изменениям структуры и свойств сплавов на основе меди, в частности бронз [29-32].

Работа [29] посвящена лазерной обработке бронзы с предварительно нанесенной на ее поверхность пленкой, состоящей из смеси 7% частиц  $B_4C$  с фенольной смолой. Методами сканирующей электронной микроскопии установлено, что в поверхностном слое материала, после лазерной обработки отсутствуют дефекты и неровности, глубина модифицированного слоя составляет порядка 45 мкм. Микротвердость сформированного покрытия значительно превосходит микротвердость бронзовой подложки. Упрочнение поверхностного слоя авторы связывают с тремя факторами: 1 – мелкозернистым строением модифицированного слоя; 2 – равномерным распределением упрочняющих частиц  $B_4C$  и 3 – образованием фазы  $Cu_3N$ .



В работе [30] при использовании лазера достигалось плавление поверхности образцов марганец-никель-алюминиевой бронзы. Выявлено значительное снижение скорости чистой эрозии, скорости коррозии и скорости кавитационной эрозии - коррозии в 3,5 масс.% растворе NaCl с коэффициентами восстановления, составляющими 8,89, 1,92 и 5,30, соответственно. По мнению авторов, на коррозионную стойкость и эрозионную стойкость материала влияла однородная однофазная микроструктура, возникающая в результате плавления поверхности.

Легирования поверхности лазером с использованием алюминиевого порошка рассмотрено в работе [31]. При нанесении порошка получен легированный слой толщиной около 1 мм без трещин. На поверхности содержание Al было увеличено до 10,5 масс. % по сравнению с исходным значением. Испытание показало 30-кратное увеличение стойкости к кавитационной эрозии. Помимо микроструктурной гомогенизации, усиление кавитационной эрозии, так же, как и в работе [30], сопровождалось увеличением микротвердости.

Особенности одно- и двухслойных покрытий описаны в [32]. Выявлено, что скорость лазерного луча, шаг одиночной дорожки и расстояние между соплом и поверхностью покрытия влияют на микроструктуру и микротвердость покрытия. В условиях трения со смазкой при увеличении нагрузки с 120 Н до 360 Н и увеличении давления на поверхность контакта с 1,75 до 5,3 МПа, происходит резкое увеличение скорости износа при скорости осаждения 120 мм/мин почти в 130 раз и для скорости 140 мм/мин ~ 9 раз.

Некоторые технологии модификации структуры и свойств материалов путем лазерного воздействия имеют патентную защиту [33-39].

Способ лазерного упрочнения поверхности деталей [33], включающий нагрев поверхности детали лазерным лучом с использованием сканатора. Нагрев поверхности детали осуществляют непрерывным лазером при перемещении луча по нормали к вектору его перемещения с частотой колебаний луча  $10 \div 200$  Гц, амплитудой колебаний  $A = (2 \div 100) d$  и с плотностью энергии излучения  $20 \div 26$  Вт/мм<sup>2</sup>, где  $d$  – диаметр луча на поверхности детали.

Известен способ [34] лазерного упрочнения шейки коленчатого вала. Способ включает осуществление относительного перемещения поверхности обрабатываемой детали и лазерного источника для обеспечения последовательного проецирования лазерного пятна на разные части обрабатываемого участка поверхности. Распределение энергии эффективного лазерного пятна адаптируется таким образом, что на более термочувствительном подучастке, таком как участок, прилегающий к отверстию масляного канала, оно другое, чем на менее термочувствительном подучастке, для предотвращения перегрева указанного более термочувствительного подучастка.

Существует способ [35] получения структурированного пористого покрытия на титане, включающий обработку поверхности титана в среде аргона путем перемещения по ней лазерного пучка с одновременной подачей в зону облучения порошка карбида титана, последующее кислотное травление путем погружения в азотную кислоту на 3-5 суток, промывание и сушку при температуре 50-100°C. В данном изобретении применяется лазерное излучение мощностью не более 300 Вт, лазерный пучок перемещают по поверхности со скоростью не менее 20 мм/с, при этом используют порошок карбида титана фракции 80/100 мкм.

Способ получения [36] многослойной модифицированной поверхности титановой пластины включает поверхностную лазерную обработку сторон пластины, причем упомянутую обработку осуществляют с обеих сторон пластины поочередно многоканальным диодным лазером мощностью 5 кВт. Упрочняющие дорожки в виде сетки наносят посредством проходов лазерного излучения по одной и той же дорожке, причем в область воздействия лазерного излучения осуществляют одновременную подачу инертного газа. Обеспечивается равномерность структуры, твердости и глубины упрочненного слоя титановой пластины.

Известен способ [37] получения покрытия из микроструктурированного карбида титана на поверхности изделий из титана. Изделия из титана помещают в реакционную среду, в качестве которой используют предельный углеводород, и

обрабатывают поверхность упомянутого изделия фемтосекундным лазерным излучением в ближней инфракрасной области спектра с импульсной плотностью мощности  $10^{17}$  Вт/м<sup>2</sup> и десятипроцентным перекрытием областей лазерного воздействия.

Известен способ [38] поверхностного упрочнения металлов путем изменения уровня теплового воздействия на обрабатываемую поверхность, включающий локальную закалку сканирующим лазерным лучом. Суть способа заключается в том, что производят поляризацию лазерного луча в полосе с переменной интенсивностью излучения и сканируют вдоль этой полосы. Степень поляризации устанавливают согласно принятым условиям теплового воздействия с учетом фиксированной скорости сканирования и последовательно реализуют стадии изотермической выдержки обрабатываемого участка на различных температурных уровнях, а изменение температуры осуществляют с оптимальными для упрочняемого металла скоростями.

Разработан способ [39] лазерной термообработки сложных пространственных поверхностей крупногабаритных деталей, включающий воздействие непрерывным лазерным лучом, сфокусированным в световое пятно, на поверхность детали и нанесение параллельных дорожек упрочнения с перекрытием путем перемещения светового пятна с постоянной линейной скоростью. Нанесение параллельных дорожек упрочнения на вертикальных или наклонных поверхностях осуществляют лучом, направленным на обрабатываемую поверхность под углом  $0,5-5^\circ$  от перпендикуляра к указанной поверхности вверх в плоскости обработки детали, и при подаче через сопло технологического газа под давлением, обеспечивающим кристаллизацию расплавленного металла и уравнивание силы тяжести капли расплава. Нанесение параллельных дорожек упрочнения осуществляют попеременно в различных полосах упрочнения, отстоящих друг от друга на расстоянии, достаточном для остывания дорожек при установленных скоростях обработки. Нанесение параллельных дорожек упрочнения осуществляют лазерной

установкой, снабженной координатной лазерной головкой.

Еще одним методом внешнего энергетического воздействия, существенно изменяющим структуру и свойства металлических материалов, являются мощные ионные пучки [40-41].

Коллектив авторов [40] методами растровой электронной микроскопии, рентгеновского микроанализа и оптической металлографии исследовали изменения морфологии, элементного состава и микроструктуры поверхностных слоев додекаборида алюминия  $AlB_{12}$ , подвергнутых обработке мощным ионным пучком. Под действием сверхмощного потока частиц поверхностный слой облучаемого материала существенно изменяет свое структурно-фазовое состояние и формируется новый поверхностный рельеф. Топография поверхности додекаборида алюминия модифицированной мощным импульсным пучком ионов углерода определяется дозой и плотностью мощности потока углеродных ионов. Обработанная поверхность состоит из двух неравных областей, облученных потоками ионов с разной плотностью мощности. Большая часть поверхности подвергается облучению более мощным потоком и имеет оплавленную структуру с многочисленными отверстиями различного диаметра, меньшая часть состоит из островков размеров в десятки микрометров и содержит выделения частично окисленного алюминия. Установлено, что воздействие импульсного мощного пучка ионов облученной поверхности  $AlB_{12}$  приводит к образованию карбида бора.

Ковивчак В.С. и др. в работе [41] провели анализ изменения морфологии поверхности поликристаллических металлов (магния, цинка и алюминия) при многократном воздействии мощного ионного пучка наносекундной длительности с плотностью тока от 50 до 150 А/см<sup>2</sup>. Таким образом, воздействие МИП на магний, цинк и алюминий приводит к формированию на их поверхности регулярных структур, сфероидальных выступов на гребнях, дискообразных микрочастиц. Параметры наблюдаемых морфологических изменений определяются плотностью тока ионного пучка, числом импульсов облучения и видом материала. Определены пространственные параметры возникающего

рельефа, которые для изученных металлов находятся в пределах 8–40 мкм. Размер частиц, образующихся при формировании подобного рельефа, составляет от 0,1 до 1,5 мкм. Появление регулярных структур связывается с возбуждением на поверхности расплава капиллярных волн.

Воздействие на металлы интенсивных импульсных электронных пучков, в сравнении с лазерной обработкой, обладает рядом преимуществ, таких как более точный контроль подводимой энергии, меньший коэффициент отражения падающего излучения и как следствие лучшая концентрация энергии в единице объема, большие площади обработки, совокупность всего перечисленного расширяет возможности перевода материала в неравновесное состояние [42–45].

Сравнивая интенсивные импульсные электронные пучки с мощными ионными пучками, следует отметить больший коэффициент полезного действия при формировании электронных пучков, отсутствие необходимости экранирования излучения, поскольку стенки вакуумной камеры полностью гасят сопутствующее рентгеновское излучение.

В настоящее время однозначно установлено существенное преобразование структуры и свойств сталей при воздействии на их поверхность интенсивных импульсных электронных пучков [46–56]. Совокупность положительных качеств интенсивных импульсных электронных пучков, несомненно, является залогом их использования при комбинированных технологиях модифицирования металлических материалов.

Кроме того, отметим, что рядом авторов экспериментально установлено увеличение усталостной долговечности сталей различных структурных классов электронно-пучковой обработкой. И показано, что при воздействии на поверхность стали низкоэнергетических высокоточных электронных пучков с плотностью энергии до  $30 \text{ Дж/см}^2$  происходит: закономерное изменение структуры, фазового состава и параметров дефектной субструктуры сталей на разных масштабных уровнях (от мезо до нано); подавление процессов, способствующих формированию областей, являющихся потенциальным местом образования субмикротрещин [57–69].

Электронный пучок оказывает влияние не только на стали, но и на иные материалы. Рассмотрим экспериментальные работы, в которых поднимается вопрос воздействия электронными пучками на различные материалы (отличные от сплавов на основе железа) в качестве метода их поверхностного упрочнения.

Авторами работы [70] были исследованы механические свойства карбида YG10X, облученного сильноточным импульсным электронным пучком с постоянной плотностью энергии  $6 \text{ Дж/см}^2$  и различным количеством импульсов. В качестве описываемой механической характеристики, более полно отражающей состояние материала после облучения электронным пучком, послужила микротвердость по Виккерсу. Для необработанного образца микротвердость в среднем, при различных режимах нагружения, составляла  $\sim 2165 \text{ HV}$ . В ходе исследований было установлено, что облучение сильноточным импульсным электронным пучком приводит к увеличению микротвердости материала в  $1,5 - 2$  раза. Трибологические исследования показали, что коэффициент трения после 10 импульсов был снижен на треть от исходного состояния. Улучшенные трибологические свойства были связаны с эффектом упрочнения композитной микроструктуры. В работе [71] было установлено, что к увеличению микротвердости может привести не только увеличение количества импульсов обработки, но и изменение параметра тока пучка электронов. Микротвердость сплава Ti-47Al-2Cr-2Nb увеличивается с увеличением тока пучка с  $4,5 \text{ мА}$  до  $8,5 \text{ мА}$  и составляет  $330,45 \text{ HV}$  при токе пучка  $4,5 \text{ мА}$ , и  $368,98 \text{ HV}$  для образца с током пучка  $8,5 \text{ мА}$ , что на  $11,66\%$  выше.

Исследования электронно-пучковой обработки ведутся не только на объемных материалах, но и на различных покрытиях. Так было изучено влияние электронного пучка различной энергии при 20 импульсах на нанотвердость и шероховатость покрытия TiN [72]. Установлено, что нанотвердость снижается с  $26 \text{ ГПа}$  до  $\sim 25 \text{ ГПа}$  при  $I = 3 \text{ Дж/см}^2$  и до  $\sim 24 \text{ ГПа}$  при  $I = 5 \text{ Дж/см}^2$ . При дальнейшем увеличении плотности энергии облучения до  $8 \text{ Дж/см}^2$ , нанотвердость облученного покрытия TiN резко снижается до  $\sim 10 \text{ ГПа}$ . Возможно, это связано с появлением и распространением поверхностных

трещин при облучении. Напротив, шероховатость покрытия увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов. Установлено, что межфазная адгезия значительно выше для облученного образца с  $5 \text{ Дж/см}^2$ , чем для образцов, облученных энергией  $3 \text{ Дж/см}^2$  и  $8 \text{ Дж/см}^2$ . В качестве облучаемой подложки может выступать сплав Ti5Al4V [73]. На подложку были нанесены покрытия TiN/TiO<sub>2</sub>, затем данная система подвергалась обработке импульсным электронным пучком. Было установлено, что электронно-пучковая обработка приводит к снижению значения микротвердости материала, относительно исходного состояния, с 7 ГПа до 6 ГПа, снижается значение коэффициента трения и, напротив, увеличивается шероховатость поверхности с 8 нм до 25 нм.

Основным научным направлением исследования влияния электронно-пучковой обработки является путь прецизионного изменения структурно-фазовых состояний и, следовательно, свойств поверхности и поверхностных слоев металлических материалов.

Методами сканирующей электронной микроскопии были исследованы образцы сплава Ti–36Nb–2Ta–3Zr–0.35O [74] после электронно-пучковой обработки. Установлено, что в исходном состоянии данный сплав является пористым, в то время как обработанные образцы характеризовались снижением пористости. Рентгенограммы показывают, что образцы, обработанные интенсивным электронным пучком, имеют  $\beta$  фазу в качестве основной. Глубина проплавления поверхностных слоев материала зависит от плотности энергии пучка и от скорости обработки. Влияние скорости сканирования электронным пучком на структуру сплава Al-3Ti-1Sc было описано в работе [75]. Установлено, что скорость обработки электронным пучком играет ключевую роль в определении фазового состава и развития микроструктуры в этом сплаве: увеличение скорости обработки и энергии пучка приводит к увеличению площади и глубины переплава поверхности. Так как подложка из Al-3Ti-1Sc была отлита в условиях медленного охлаждения, а концентрация Ti и Sc значительно превышала предел равновесной растворимости, в микроструктуре присутствовало большое количество первичных интерметаллидных фаз, однако после электронно-

пучковой обработки первичные интерметаллидные фазы не наблюдались. С увеличением скорости сканирования также наблюдаются гораздо более высокие концентрации Sc и Ti в подложке, чем в исходном образце.

Проведенные исследования по влиянию сильноточных электронных пучков на структуру и свойства промышленных магниевых сплавов типа AZ91MP показали, что при облучении происходит образование дефектов в виде кратеров, но с увеличением количества импульсов обработки наблюдается тенденция к уменьшению дефектов и их исчезновению [76]. Механизмы образования дефектов под воздействием сильноточных импульсных электронных пучков были описаны в более ранних работах [77, 78]. Поверхностный слой проплавляется на толщину  $\sim 8 - 10$  мкм, где под воздействием импульсной обработки практически отсутствует фаза  $Mg_{17}Al_{12}$ , это также подтверждают результаты рентгеноспектрального анализа. Также установлено, что после ЭПО дифракционные пики смещаются в сторону больших углов, что может свидетельствовать об уменьшении параметра решетки фазы  $\alpha$  (Mg) с увеличением концентрации Al.

В литературе подробно написано о недостатках свойств поверхности алюминиевых сплавов, которые ограничивают их дальнейшее применение во многих областях [79]. Основной проблемой является низкая стойкость к локализованному воздействию, в частности питтинговой коррозии, вызванная разрушением оксидной пленки, подверженной воздействию атмосферы, пресной или соленой воды и других электролитов. Для преодоления этого недостатка и повышения стабильности оксидной пленки производят поверхностное легирование алюминия такими переходными металлами, как Mo, Cr, W и Ta [80, 81]. Но поскольку растворимость данных компонентов в алюминии менее 1 атм.% применяют различные методы воздействия концентрированными потоками энергии, одним из которых является импульсный электронный пучок. Облучение импульсным электронным пучком порождает огромные неоднородности распределения температурных полей в поверхностных слоях материала и приводит к сверхбыстрому плавлению, перемешиванию и высокоскоростной



кристаллизации. В работе [82] исследовали поверхностное легирование, молибденом, алюминиевого сплава сильноточным электронным пучком. В результате было установлено, что после облучения в легирующем слое появилась фаза  $Al_5Mo$  с игольчатой структурой. Были обнаружены многочисленные дефекты структуры, такие как кратеры, различные трещины, дислокационные петли и дислокационные стенки. Исследования различных режимов облучения показали, что с увеличением числа импульсов плотность и размеры кратеров, образующихся на облучаемой поверхности, значительно уменьшались, также наблюдалось значительное повышение коррозионной стойкости. Международным научным коллективом были исследованы вопросы влияния электронно пучковой обработки на растворимость Sc в Al и эффекты упрочнения связанные с повышенной растворимостью [83].

Научные исследования последних лет, проведенные на образцах заэвтектического сплава Al-15Si, показывают, что обработка сильноточным импульсным электронным пучком увеличивает прочность на разрыв обработанного сплав на 41,4% с 138,8 МПа (для исходного образца), до 196,2 МПа для модифицированного образца. Таким образом, обработка сильноточным импульсным электронным пучком является универсальным методом для улучшения механических свойств заэвтектических сплавов системы Al – Si [84].

В настоящее время непрерывно возрастает интерес к использованию алюминиевых сплавов в качестве материала для блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы бензиновых и дизельных двигателей внутреннего сгорания. По сравнению с традиционно применяемыми блоками цилиндров из серого чугуна блоки из алюминиевых сплавов имеют ряд преимуществ: наряду с малым удельным весом они обладают высоким модулем упругости, хорошей теплопроводностью, что обеспечивает значительную разгрузку термически нагруженных зон. Вследствие меньшей массы блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы снижается потребление горючего и, соответственно, выброс вредных веществ. Авторы работы [85] провели исследования микроструктуры, микротвердости, шероховатости поверхности и химического

состава литейного алюминиевого сплава АК7ч после поверхностной лазерной термической обработки с использованием новых поглощающих покрытий на основе декстрина составов 1 (водный раствор декстрина +  $\text{Na}_2\text{O}(\text{SiO}_2)_n$ ) и 2 (водный раствор декстрина +  $\text{ZnO}$ ). Лазерную термическую обработку поверхности образцов с нанесенными поглощающими покрытиями с оплавлением поверхности проводили на  $\text{CO}_2$ -лазере с длиной волны излучения  $\lambda = 10,6$  мкм при мощности излучения  $P = 5,0$  кВт и диаметре лазерного пятна на поверхности  $d = 7$  мм и оптоволоконном лазере ЛС-10 непрерывного действия с длиной волны излучения  $\lambda = 1,070$  мкм при мощности излучения  $P = 5,0$  кВт и диаметре лазерного пятна на поверхности  $d = 6$  мм. Установлено, что использование поглощающих покрытий на основе декстрина приводит к образованию на поверхности алюминиевого сплава АК7ч оплавленных слоев значительной глубины, при обработке с помощью  $\text{CO}_2$ -лазера покрытия составов 1 и 2 глубина зоны оплавления составляет соответственно 1,16 и 0,80 мм, а при обработке с помощью оптоволоконного лазера, соответственно, 0,75 и 0,55 мм. При этом в зависимости от состава покрытия глубина зоны оплавления при обработке излучением  $\text{CO}_2$ -лазера в 1,45–1,55 раза больше, чем при обработке излучением оптоволоконного лазера, т. е. покрытия обоих составов более эффективны при обработке алюминиевого сплава излучением  $\text{CO}_2$ -лазера. В результате лазерной термической обработки происходит существенное измельчение структуры и некоторое упрочнение сплава АК7ч в зоне оплавления. При этом размер дендритных ячеек  $\alpha\text{-Al}$  уменьшается от 50–190 мкм до 5,0–11,5 мкм, размер кристаллов кремния уменьшается от 5–30 мкм до 0,5–2,0 мкм, а микротвердость возрастает в 1,11–1,22 раза по сравнению со значением микротвердости сплава в исходном состоянии (90  $\text{HV}_{0,025}$ ). Состав поглощающего покрытия не оказывает существенного влияния на структуру и микротвердость сплава АК7ч после лазерной обработки. Исследование рельефа поверхности показало, что при обработке с помощью  $\text{CO}_2$ -лазера шероховатость поверхности зоны оплавления составляет соответственно 3,60 (для покрытия состава 1) и 5,90 мкм (для покрытия состава 2), а при обработке с помощью оптоволоконного лазера 1,03 и

3,90 мкм. При этом в зависимости от состава покрытия шероховатость поверхности зоны оплавления при обработке с помощью CO<sub>2</sub>-лазера в 1,5–3,5 раза выше, чем при обработке с помощью оптоволоконного лазера, что обусловлено более интенсивными колебаниями расплава вследствие увеличения глубины проплавления при обработке с помощью CO<sub>2</sub>-лазера.

### **1.3 Физические механизмы, ответственные за формирование структурно-фазовых состояний металлических материалов, подвергнутых облучению импульсными электронными пучками**

Теоретические исследования, в которых предприняты попытки объяснить физические процессы, приводящие к упрочнению и модификации структуры материалов после электронно-пучковой обработки, рассмотрены в работах [86-113].

Изменение структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев металлических материалов, путей воздействия внешних источников энергии связано с процессами, протекающими в поверхностных слоях, а именно высокоскоростной нагрев до температуры плавления с последующим перемешиванием компонентов в жидком состоянии за счет конвекции, частичное испарение и последующий переход в твердое состояние [86-94]. Совокупность параметров, сопровождающих описанные процессы, напрямую определяет структурно-фазовые состояния и свойства поверхностных слоев модифицированного материала.

В настоящее время, методами просвечивающей электронной микроскопии, установлено, что воздействие на поверхность интенсивных импульсных электронных пучков приводит к образованию нанокристаллической структуры ячеистого типа с размерами ячеек от 100 нм до 1 мкм. [97-98]. Причину возникновения ячеистой структуры, авторы работы [98], связывают с термокапиллярной неустойчивостью, возникающей на поверхности расплава из-за наличия термокапиллярных сил, обусловленных зависимостью поверхностного натяжения от градиента температуры.

Теоретические исследования термокапиллярной неустойчивости при воздействии лазерного излучения рассмотрены в работах [98-104]. Основная идея в построении модели формирования ячеистых структур заключается в линеаризации уравнения Новье-Стокса с последующим численным решением или нахождением нейтральной кривой [105].

Влияние деформации свободной поверхности на возникновение неустойчивости, возникающей из-за поверхностного натяжения, анализируется в работах [100-103].

Установлено, что в случае, когда верхняя часть слоя жидкости представляет собой свободную поверхность, ее деформация протекает только в очень тонких слоях. Однако, когда нижняя часть слоя жидкости является свободной, деформация оказывается достаточно существенной, а стабилизация слоя возможна только за счет вертикального градиента температуры [100]. В [101] анализируются колебательные возмущения в расплавленном слое при наличии градиента температур. Показано, что при нагреве снизу учет деформируемости свободной поверхности приводит к возникновению наиболее опасной коротковолновой колебательной неустойчивости. В [102] установлен дисперсионный закон, связывающий частоту колебаний и критическое число Марангони, который показывает возможность возникновения колебательной межфазной неустойчивости в горизонтальном одно- или двухкомпонентном слое жидкости. Статья [103] посвящена анализу возникновения термокапиллярной конвекции Марангони в полубесконечно глубоком слое покоящейся жидкости с использованием классической линейной теории устойчивости. В [104] построена гидродинамическая модель течения раствора со свободной поверхностью, на которую действует поверхностное натяжение. В работе [106] представлена термоконцентрационная и капиллярная математическая модель, описывающая формирование структур размером от 10 до 100 нм в поверхностных слоях сплавов при облучении низкоэнергетическими высокоточными электронными пучками субмиллисекундной длительности. Модель исследуется на примере систем

«железо - углерод» и «титан - углерод». Она включает уравнение Навье-Стокса, уравнения теплопроводности и диффузии, а также поверхностные кинематические и динамические граничные условия. Подход, основанный на поиске максимума инкремента, успешно применялся в [107] для неустойчивости Кельвина-Гельмгольца. В этих работах для коротковолнового приближения получено дисперсионное уравнение, которое позволяет провести аналитическую параметризацию и получить важные физические следствия [107], например наличие двух максимумов.

При превышении плотности теплового потока величины  $10^5$  Вт/см<sup>2</sup> возникает испарительно-капиллярная неустойчивость. При этом реализуется испарение в вакуум или в среду с малым противодавлением [108-109], а, следовательно, различные механизмы развития неустойчивостей. Исследованию термокапиллярных течений с учетом испарения посвящены работы [110-113]. В этих работах используется так, называемое длинноволновое приближение, когда анализ течения сводится к одному уравнению для толщины слоя.

#### **1.4 Модификация структуры и свойств металлов при воздействии высокодозных ионных пучков**

Ионная имплантация – это низкотемпературный процесс, посредством которого компоненты одного элемента ускоряются в твердую поверхность пластины, тем самым изменяя ее физические, химические или электрические свойства. Данный способ используется в производстве полупроводниковых приборов и материаловедении с целью модификации структуры и свойств поверхности металлов. Ионно-пучковые технологии используют моноэнергетические и полиэнергетические пучки ионов различных химических элементов. Энергия ионов, поток (ток пучка), флюенс (интегральный поток) являются основными параметрами ионного пучка, которые определяются целями и задачами обработки. Обычно для модифицирования материалов применяют пучки с энергией ионов до 100 кэВ и флюенсом до  $10^{18}$  см<sup>-2</sup>, а для поверхностного легирования методом ионного перемешивания - с флюенсом до  $10^{17}$  см<sup>-2</sup>.

Ведутся исследования по влиянию ионной имплантации ионами азота на коррозионное поведение алюминиевого сплава АА7075. Имплантация азота, при  $2 \times 10^{17} \text{ N+cm}^{-2}$  и энергии 50 кэВ, способствует образованию слоя  $\text{AlN}$ , повышающего коррозионную стойкость алюминиевого сплава, о чем свидетельствуют коррозионные испытания. Дальнейшие исследования показали, что с течением времени значение коррозионной стойкости восстанавливается до исходного. Имплантированные и не имплантированные сплавы показывают аналогичные электрохимические параметры после 20-часового погружения в раствор электролита. Однако микроскопическое исследование показывает меньшее коррозионное повреждение для имплантированных образцов после 72ч погружения. Таким образом можно утверждать, что длительный эффект коррозионной стойкости зависит только от режимов термической обработки сплавов АА7075 [114]. Научным коллективом под руководством О. Гирка [115] ведутся работы по изучению физическим и механических характеристик алюминиевого сплава 2024 и титанового сплава Ti-6Al-4V после облучения потоками ионов гелия (He) и аргона (Ar). Структурный анализ методами сканирующей электронной микроскопии показал, что образовывается конусообразная структура, на поверхности исследуемых материалов, везде, кроме случая облучения Ti-6Al-4V ионами He. Основными факторами, способствующими образованию таких структур, являются релаксация поверхностных напряжений и активированная поверхностная подвижность атомов. Элементный анализ показывает, что после облучения ионным пучком не изменяет химический состав мишени. Исследование с помощью конфокального микроскопа показало, что средняя шероховатость облучаемой поверхности после облучения пучком ионов Ar выше, чем пучком ионов He, и выше на образцах сплава 2024 по сравнению с сплавом Ti-6Al-4V. Такой результат авторы объясняют тем, что рост поверхностных структур в большей степени связан с поверхностной диффузией атомов, а не с их местом в атомной решетке в результате столкновений с мишенью [116].

Формирование химического и фазового состава, атомной структуры, топографии поверхности, механических и эксплуатационных свойств поверхностных слоёв металлических материалов методом ионной имплантации относится к одному из направлений современной науки и техники [117]. Ионная имплантация позволяет повышать эксплуатационные характеристики защищаемых деталей посредством поверхностного легирования на величину от нескольких до десятков микрон. Несмотря на исследования в этом направлении, до сих пор остаются не выясненными процессы формирования этих слоёв, структурные механизмы их реализации и природа изменения различных свойств металлов и сплавов в результате ионного облучения.

Широко применяемым материалом в авиационной и ракетно-космической промышленности является титан и сплавы на его основе, благодаря своим уникальным физико-механическим свойствам. Научной группой под руководством Д.А. Александрова были проведены исследования по упрочнению титанового сплава ВТ6 методами ионной имплантации азотом и ионным насыщением поверхности в плазме алюминиевого сплава. Результаты механических испытаний показали, что микротвердость поверхностных слоев сплава ВТ6 увеличилась в 1,5 раза, по сравнению с исходным материалом, также наблюдалось увеличение стойкости к абразивному износу более чем в 4 раза. Структурный анализ обработанных образцов говорит о том, что эффект упрочнения достигается за счет изменения поверхностного слоя. Авторы предполагают, что увеличение микротвердости и снижение параметров решетки  $\alpha$ -Ti и  $\beta$ -Ti является следствием твердорастворного упрочнения титановой основы [118], это косвенно подтверждается корреляцией полученных экспериментальных результатов с результатами, полученными в работе [119]. Благодаря современным методам исследований, а именно атомно-силовой микроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, рентгеновской дифрактометрии удалось исследовать профиль поверхности, элементный и фазовый состав титанового сплава ВТ6, подвергнутого ионной имплантации аргоном в импульсно-периодическом режиме и термообработке. Первоначально на образцы титанового

сплава методом магнетронного распыления была нанесена алюминиевая пленка, после чего проводили бомбардировку поверхности ионами аргона. Исследование топологии поверхности методами атомно-силовой микроскопии и рентгеновские фотоэлектронные исследования элементного состава тонких поверхностных слоев показали, что ионная имплантация аргона в импульсно-периодическом режиме не приводит к изменению морфологии поверхности и перемешиванию пленки с основным материалом. Однако стоит отметить, что дальнейший отжиг с охлаждением в печи приводит к образованию, упрочняющих фаз, благодаря которым увеличивается микротвердость поверхностных слоев материала более чем на 30% [120].

Дальнейшие работы коллектива ученых со сплавом ВТ6 были направлены на исследования влияния ионно-лучевого перемешивания углерода на состав, атомную структуру и микротвердость поверхностных слоев. Авторы утверждают, что в результате ионного облучения происходит ионно-лучевое перемешивание на границе подложка/плёнка. Формируется разупорядоченная структура углерода, а в переходной области системы пленка/подложка при ионно-лучевой обработке создаются условия для формирования карбидов титана. Образование разупорядоченной структуры углерода и карбидов титана обуславливает увеличение микротвердости облученных образцов в 2–3 раза [121].

На сегодняшний день большой интерес представляет ионный синтез фаз внедрения в поверхностных слоях материалов на основе Ti и Al, в частности, алюминидных фаз ( $Ti_3Al$ ,  $TiAl$  и  $TiAl_3$ ) [122]. Так как материалы, поверхностные слои из которых составляют алюминидные фазы с ультрадисперсными размерами кристаллитов, будут характеризоваться повышенными физико-механическими свойствами. В качестве материала для исследований в работе был использован технически чистый титан марки ВТ1-0. В результате экспериментальной части работы было установлено, что исходный материал представляет собой практически однофазную систему. В незначительном количестве (0,9 об. %) по границам зерен  $\alpha$ -Ti присутствуют зерна  $\beta$ -Ti, поэтому упрочнение частицами вторых фаз можно пренебречь. Микроструктурный анализ облученных образцов



показывает, что происходит уменьшение размеров кристаллитов, причем величина изменения находится в зависимости от дозы облучения, чем выше доза облучения, тем меньший размер зерна. Имплантация титана ионами алюминия привела к изменению фазового состава сплава. Наблюдались пластинчатые выделения фазы  $Ti_3Al$  с упорядоченной структурой, обладающей ГПУ кристаллической решеткой, вдоль продольных границ зерен  $\alpha-Ti$ . В стыках зерен  $\alpha-Ti$  образуются выделения фазы  $TiAl_3$ , обладающей ОЦК решеткой, внутри зерен  $\alpha-Ti$  на дислокациях образуются мелкие округлые выделения карбида  $TiC$  и оксида  $TiO_2$ . Исходя из этого, можно сделать вывод, что имплантация ионами алюминия привела к образованию целого ряда новых фаз, в результате чего были увеличены механические характеристики титанового сплава BT1-0 [122].

Существует способ [123] упрочнения наноструктурного слоя металла, который включает ионную имплантацию облучением с дозой  $10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> полиэнергетическими ионами с энергией 15-60 кэВ, после ионной имплантации осуществляют ультразвуковую обработку поверхности металла с частотой 10 МГц, амплитудой деформации  $10^{-5}$  и временем обработки  $10^4$  с. Изобретение относится к машиностроению и может быть использовано для повышения прочностных характеристик материала. Обеспечивается повышение эксплуатационных характеристик и упрочнение металла, увеличение модуля упругости наноструктурного слоя металла.

Разработан способ [124] обработки поверхности изделия из титанового сплава. В зоне обработки размещают два токопроводящих материала - первый из титана и второй - из сплава на основе никеля, накопление и диффузию на поверхности изделия проводят из ионов первого токопроводящего материала-титана при отрицательном потенциале на изделии 120-200 В в среде реакционного газа, состоящей из смеси кислорода и аргона в пропорции (1-2):1 при давлении 0,05-0,3 Па, после чего осуществляют прекращение подачи реакционного газа, возбуждают на втором токопроводящем материале-сплаве на основе никеля дугу и проводят накопление ионов второго токопроводящего материала при отрицательном потенциале на изделии 15-20 В.

Способ [125] нанесения износостойких покрытий на лопатки компрессора ГТД, путем осаждения чередующихся слоев металлов и их нитридов с очисткой поверхности лопаток ионами аргона и ионной имплантацией в процессе осаждения. Нанесение чередующихся слоев покрытия осуществляют с применением одноэлементных катодов из Ti, Al и/или композиционных катодов - TiAl в среде реакционного газа - азота. Слои TiAlN наносят со следующим стехиометрическим составом: Ti - (23-28) %, Al - (23-28) %, N - (44-54) %, а при структуре слоя TiN-Ti - (44-54) %, N - (56-46) %. Состав многослойного покрытия получают при токах вакуумнодугового разряда на одноэлементных катодах: на Al – (75-83) А, на Ti – (100-115) А. Толщину покрытия наносят порядка 10 мкм. Количество и толщину слоев, входящих в покрытие, задают скоростью перемещения изделий от одного источника плазмы к другому.

В работе [126] представлен способ ионно-плазменного азотирования изделий из титана или титанового сплава. Генерацию плазмы осуществляют в частотно-импульсном тлеющем разряде при частоте следования импульсов 1 Гц - 100 кГц с коэффициентом заполнения импульсов разрядного тока 10-90 % при давлении 0,1-10 Па, а изделие азотируют при средней плотности тока ионов из плазмы 1-15 мА/см<sup>2</sup> и при импульсной плотности тока ионов 5-100 мА/см<sup>2</sup> в нагретом состоянии при температуре, обеспечивающей диффузию азота вглубь титана или титаносодержащего сплава. Инжекцию электронов в рабочий объем камеры осуществляют в импульсном режиме, при этом импульсы тока электронов синхронизированы с импульсами тока тлеющего разряда. В качестве полого катода используют внутренние стенки вакуумной камеры или поверхность теплового экрана.

### **1.5 Теоретические и экспериментальные исследования влияния магнитных полей на деформационные характеристики металлических материалов**

Взаимодействие поля с твердым телом является одной из фундаментальных проблем физики. Начиная с середины прошлого века в литературе подробно

рассматриваются влияния электрических и магнитных полей на физические и механические свойства металлов, обсуждаются наблюдения, связанные с полемым воздействием на материалы. Тем не менее, вопрос о возможном влиянии магнитного поля на механические свойства немагнитных металлов долго не ставился. Это было связано с очевидными, казалось бы, соображениями общего характера. Реальный кристалл всегда содержит дислокации и примесные центры. Энергия, сообщаемая полем  $B \sim 1$  Тл одному парамагнитному центру (примесному дефекту или электрону, локализованному на дислокации), составляет  $\Delta U \sim \mu B \sim 10^{-4}$  эВ ( $\mu B$  - магнетон Бора), что на три порядка ниже, чем  $kT$  при  $T = 300$  К. Отсюда следует, что влияния такого поля на физические и в особенности механические свойства немагнитных кристаллов ожидать не приходится. Между тем, работы последнего двадцатилетия подвергли указанное мнение принципиальному пересмотру. Впервые магнитопластический эффект был обнаружен в 1987 г. группой ученых под руководством профессора В.И. Альшица. Было установлено явление перемещения дислокаций под действием постоянного магнитного поля в кристаллах NaCl в отсутствии механических напряжений, которое в дальнейшем получило название магнитопластического эффекта. Научный коллектив во главе с профессором Ю.И. Головиным установил влияние магнитного поля на пластическую деформацию (магнитопластический эффект) немагнитных кристаллов LiF, NaCl, висмута,  $\text{NaNO}_2$ , Zn, Al,  $\text{C}_{60}$  и получил зависимости, характеризующие установленные закономерности.

Магнитопластический эффект (МПЭ), заключающийся в стимулировании движения дислокаций в кристаллах, в настоящее время достаточно подробно изучен экспериментально и теоретически [127–129]. Установлено, что он имеет пороговый характер. Другими словами, существует критическое значение магнитной индукции, выше которого картина деформации качественно меняется и не может быть объяснена только магнитострикцией и влиянием вихревых электрических токов, кроме того, важную роль играет скорость деформирования образца [127]. При высоких скоростях деформирования пороговое значение магнитной индукции увеличивается. Оно также зависит от природы материала.

Наиболее отчетливо МПЭ наблюдается в монокристаллах, но он проявляется и в поликристаллах [129–132]. Также следует отметить, что магниточувствительным параметром является предел текучести кристаллов, величина которого изменяется в зависимости от индукции магнитного поля. Теоретические исследования МПЭ показывают, что основной причиной возникновения магнитопластического эффекта является спиновая конверсия [128, 129]. Однако, модель спиновой конверсии не учитывает размножения дислокаций, а также субструктурные превращения, протекающие при пластической деформации. Так, например, при исследовании ползучести поликристаллического алюминия в магнитном поле 300 мТл помимо изменения дислокационной субструктуры, происходит еще и коагуляция точечных дефектов в диски, что проявляется в увеличении плотности дислокационных петель [132], также выявлено формирование наноразмерных блоков, свободных от дислокаций, вдоль межблочных границ, которые препятствуют развитию пластической деформации.

Помимо теоретических исследований магнитопластического эффекта, активно развиваются экспериментальные направления исследований влияния различных магнитных полей как на деформационные характеристики, так и на структурообразование цветных металлов и сплавов на их основе.

В работе [133] были проведены исследования процесса ползучести образцов алюминиевого сплава, содержащего микровключения железа ( $\text{Fe} \sim 0,4$  вес.%), предварительно выдержанных в постоянном магнитном поле 0,7 Тл в течение 30 минут при комнатной температуре. Исследования показали, что предварительное воздействие постоянного магнитного поля (0,7 Тл в течение 30 мин при комнатной температуре) способствует увеличению деформации алюминиевого сплава практически на всех стадиях ползучести. Изучалось влияние постоянного магнитного поля 1 Тл на структуру и кинетику ее образования в сплаве системы Al-Zn-Mg-Cu при кристаллизации и последующем старении при 110–170°C [134]. Было обнаружено, что дислокации могут более легко перемещаться под действием магнитного поля из-за того, что магнитное поле снижает критическое напряжение сдвига дислокации и увеличивает коэффициент диффузии.

Представленные в работе [134] экспериментальные результаты позволили авторам утверждать, что постоянное магнитное поле может в значительной степени ускорять процесс выделения ультрамелкозернистых частиц в алюминиевых сплавах.

Исследовано влияние сильного импульсного магнитного поля с различной индукцией на микроструктуру и механические характеристики титанового сплава ТС4. Результаты показывают, что поле вызвало фазовое превращение из  $\beta$  в  $\alpha$ . Результаты механических испытаний показали, что после обработки материала магнитным полем 3 Тл наблюдается увеличение прочности материала на 7,6 %, что, по мнению авторов, объясняется дислокационным упрочнением [135]. Во время выполнения работы [136] исследованы эффекты влияния индукции магнитного поля на структуру, плотность дислокаций, размер зерен, растяжение и микротвердость титанового сплава, а также изучен механизм влияния магнитопластического эффекта на пластическую деформационную способность сплава. Результаты работы показали, что плотность дислокаций была увеличена в 1,6 раза после обработки постоянным магнитным полем 2 Тл. Авторы объясняют полученные результаты тем, что магнитное поле способствовало переходу радикальных пар из синглетного состояния в триплетное состояние, что вызвало движение дислокаций и приводило к увеличению их гибкости. Кроме того, магнитное поле не только повлияло на ориентации плоскости кристалла вдоль направления скольжения, но также повлияло на утончение зерна. Между тем были проведены испытания на растяжение исследуемого сплава. Было установлено, что из-за обработки сильным постоянным магнитным полем материал становится более пластичным. Среднее удлинение сплава ТС4 составляло 12 – 13 %, что больше на 31,07 % по сравнению с необработанным образцом, которое составляло 10,01 %. Эффект влияния на растяжение увеличивался с увеличением индукции магнитного поля. Обработка постоянными магнитными полями также могла играть роль в упрочнении сплава. Под воздействием индукции 2 Тл микротвердость исследуемого сплава увеличилась на 8,09 % по сравнению с образцами, на которые не оказывалось воздействия

магнитным полем. Авторы связывают это с тем, что микротвердость соответствовала изменению плотности дислокаций [136, 137]. Об изменении механических характеристик титана во внешних полях сообщалось, и ранее установлено, что применение постоянных и импульсных магнитных полей различной напряженности на титановый сплав ВТ3-1 приводит к увеличению пластичности материала [138]. Показано, что включение постоянного магнитного поля эквивалентно снижению деформирующего усилия на 10%. Обнаруженные экспериментальные закономерности авторы объясняют ослаблением магнитным полем связей дислокаций с локальными стопорами, которые тормозят их движение [139]. Таким образом, приложение магнитного поля меняет прежние механизмы пластичности и стимулирует появление новых.

Несмотря на большой объем экспериментальных и теоретических данных, многие вопросы теоретического описания магнитопластичности остаются открытыми. Во всех известных работах неявно предполагается, что пластическая деформация протекает однородно по всей длине образца, чего в действительности не бывает. Как показывают работы [140, 141] изменения внутренней структуры происходят в зонах концентрации напряжений, которые авторы [140] называют активными, то есть пластическая деформация протекает неоднородно. Характерные размеры неоднородностей меняются в широких пределах и поэтому механизмы макроскопической пластической деформации являются различными. Также следует отметить, что при пластической деформации формируется такая внутренняя структура, которая обеспечивает наименьшее сопротивление деформированию. Это означает, что все изменения внутренней структуры носят коллективный характер при пластической деформации в магнитном поле. Именно это обстоятельство в существующих трактовках МПЭ не учитывается.

Наиболее подробный обзор моделей динамики микроструктурных дефектов применительно к интенсивной пластической деформации металлов проведен в работе [142]. В настоящее время для моделирования пластической деформации металлов используются представления основанные на синтезе механики сплошной среды и уравнений динамики микроструктурных дефектов так

называемые модели кристаллической пластичности [143]. Применительно к ползучести металлов динамика микроструктурных дефектов была впервые использована в работе [144]. В этой модели ползучесть описывалась уравнением аррениусовского типа на скорость деформации и уравнением кинетики дислокаций, в которое входили члены, отвечающие за зарождение и аннигиляцию дефектов. Эта модель описывала как неустановившуюся стадию ползучести, так и стационарную. Идеи Лагнеборга получили развитие в работах [145–147]. В них помимо кинетики дислокаций учитывается кинетика вакансий и междоузлий. В общем случае математическая модель представлена системой уравнений, включающей уравнение деформаций, балансные уравнения для дислокаций и для точечных дефектов. Эти уравнения позволяют отследить изменения плотности дефектов во времени и рассчитать кривую ползучести, которую затем можно включить в уравнения механики сплошной среды и рассчитать распределения напряжений и деформаций.

Таким образом, воздействие магнитного поля на ползучесть немагнитных материалов может быть сведено к следующему: при помещении в него материала, оно, во-первых, провоцирует спиновую конверсию в системе дислокация-стопор, облегчая тем самым процесс преодоления дислокаций этого препятствия, во-вторых, облегчает условия зарождения точечных дефектов, которые препятствуют движению дислокации. Конкуренция этих процессов будет определять характер зависимости скорости стационарной ползучести от величины магнитного поля.

### **1.6 Комбинирование различных методов внешнего энергетического воздействия (современные направления увеличения эксплуатационных свойств сплавов)**

Научно-технический прогресс устанавливает повышенные требования к современным конструкционным материалам и одноступенчатой обработки становится недостаточно. В связи с этим все больше появляется коллективов и, как следствие, работ, комбинирующих различные виды воздействия концентрированными потоками энергии. Под комбинированной обработкой

понимается сочетание двух и более методов поверхностного воздействия на материалы. Самым быстроразвивающимся направлением является нанесение покрытий с последующей лазерной обработкой или обработкой высокоинтенсивным электронным пучком. За счет такой двухстадийной обработки можно произвести легирование поверхностных слоев материала за счет переплава и перемешивания покрытия с подложкой. Путем прямых поверхностных модификаций с помощью лазера и/или высокоинтенсивного импульсного электронного пучка могут быть сформированы нанокристаллические, аморфные структуры и пересыщенный твердый раствор [148-150]. Эти модифицированные слои имеют лучшие характеристики с точки зрения физико-механических свойств, которые часто недостижимы при использовании обычных методов обработки поверхности. Кроме того, многим исследователям удалось внедрить импульсные методы плавления на предварительно нанесенных покрытиях или накладках из благородных металлов, что приводит к высококонцентрированному легированию и улучшению свойств поверхности. Многочисленные исследования показали, что электронно-лучевое облучение является эффективным методом обработки поверхности для пленочных систем, включая систему Al(пленка) - Ti(подложка) [151] и т.д. В работе [152] исследование изменения коррозионной стойкости покрытий системы W-Al, полученных напылением на поверхности алюминиевого сплава с дальнейшей обработкой высокоинтенсивным импульсным электронным пучком при следующих параметрах: энергия электронов 27 кэВ, длительность импульса 1,5 мс, плотность энергии пучка 4 Дж/см<sup>2</sup>, диаметр пучка 60 мм, вакуум  $5,0 \times 10^{-3}$  Па, количество импульсов варьировалось. Результаты показали, что с увеличением числа импульсов уменьшается количество и плотность дефектов поверхности, частицы вольфрама, под воздействием энергии пучка, растворяются в алюминиевой матрице, образуя легирующий слой. После облучения поверхности 35 импульсами легирующий слой состоял в основном из ультрамелкодисперсных частиц Al<sub>4</sub>W и имел толщину 10 нм. Коррозионные испытания показали, что на поверхности материала образуется



коррозионностойкое покрытие, это обусловлено образованием более стабильного оксидного слоя, снижением катодной активности и модифицированной микроструктурой. Как оказалось, комбинирование методов высокоэнергетического воздействия возможно не только при создании на поверхности материала специальных покрытий, но также и в процессе сварки алюминиевых сплавов. Электронно-лучевая сварка обладает высокой плотностью энергии, малым количеством подводимого тепла в процессе сварки, высокой скоростью и значительной проникающей способностью. Обычно выполняется в вакуумной камере, что позволяет исключить влияние воздуха в процессе сварки и улучшить качество соединений. Исследования сварных соединений, полученных на толстолистовом алюминиевом сплаве 2A12, показали, что в процессе электронно-лучевой сварки происходит обильное проплавление металла с образованием ямки в 2 мм, структура шва характеризовалась грубыми зёрнами, совокупность этих факторов снижает прочностные характеристики конечного изделия. Дальнейшая обработка сварного соединения электронным пучком позволила увеличить прочность на растяжение, в сравнении с исходным сплавом. Авторы связывают это с утончением микроструктуры шва. Средняя прочность соединения на растяжение увеличилась на 31,2%, до 383 МПа, также увеличилась и усталостная прочность [153].

Наряду с алюминием широкое применение в промышленности получил титан и сплавы на его основе, однако титан также не лишен недостатков, что обуславливает исследования по улучшению его механических и физических характеристик. Напыление покрытий с использованием керамических материалов является перспективным методом улучшения поверхностных характеристик титана [154]. Свойства таких покрытий сильно зависят от их фазового состава, размера зёрен, пористости и ее распределения. Применение постобработки высокоэнергетическими источниками энергии (лазерными или электронно-лучевыми методами) представляется весьма интересным решением для устранения недостатков сформированных покрытий [155]. В работе [156] покрытия типа  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  были нанесены методом термического напыления на

поверхность титанового сплава и дополнительно облучены электронным пучком. Результаты экспериментов показали, что осаждение и электронно-лучевой переплав покрытий  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  на поверхность титана является эффективным методом повышения износостойкости титанового сплава без существенного снижения коррозионной стойкости. Микротвердость переплавленного покрытия увеличилась примерно на 50%. Таким образом, электронно-пучковая обработка может быть использована для получения компактных и однородных покрытий с более высокой адгезией к подложке.

При выборе конструкционных материалов приоритет отдается материалам на основе интерметаллидов. Системы на основе интерметаллидов обладают уникальными свойствами, такими как: низкая плотность, стойкость к окислению, жаропрочность, высокая удельная прочность и высокая температура плавления, что обуславливает их применение в автомобильной и авиационной промышленности. В работе [157] рассматривается проблема создания защитных покрытий системы Ti-Al на подложке технически чистого титана марки ВТ1-0. Покрытия исследуемой системы наносили на титановую подложку методом электронно-лучевой наплавки при различных режимах. После нанесения покрытий проводили исследования структуры и механических свойств образцов. Результаты исследований показали, что микротвердость покрытий во много раз превосходит микротвердость титановой подложки, также были увеличены показатели износостойкости. Структурный анализ показал, что на структуру и фазовый состав получившихся покрытий ключевое влияние оказывает ток пучка электронов.

Российскими научными коллективами проведена обширная работа по исследованию физико-механических свойств титана и его сплавов после различных поверхностных и объемных воздействий. Титан и его сплавы в качестве объекта исследований выбран не случайно, поскольку он имеет большое значение для авиационной и аэрокосмической промышленности. Одним из направлений комбинированной обработки является совокупность методов

пластической деформации материалов с целью усовершенствования структуры, и как следствие, повышение механических характеристик конденсированных сред.

В работе [158] были приведены экспериментальные результаты влияния комбинированной обработки давлением на структуру и свойства титана ВТ1-0. На первой стадии обработки образцы подвергались винтовому прессованию, после чего производилась прокатка. Показано, что при данной схеме проведения пластической деформации происходит не только увеличение прочностных характеристик исследуемого материала, но также увеличивается и пластичность. Для изготовления элементов листовых конструкций авиационного назначения необходимо применение титановых сплавов средней и высокой прочности [159]. Классическими титановыми сплавами, применяемыми для этих целей, стали сплавы ВТ5, ВТ20 и ВТ6. Комбинированная обработка заключалась в наводороживании поверхности и последующую обработку давлением в наводороженном состоянии, которую осуществляли методом прокатки при температурах  $(\alpha+\beta)$ -области. Экспериментальные результаты показали, что увеличение в сплавах количества водорода с 0,3 до 0,7% (по массе) приводит к формированию гетерофазной структуры и уменьшению размера структурных составляющих  $\alpha$ -фазы после деформации и вакуумного отжига [160]. Помимо авиационной промышленности титановый сплав ВТ6 нашел широкое применение в медицине как материал имплантов. Но несмотря на активное использование данного сплава остаются нерешенные проблемы в вопросах повешения биосовместимости. Были проведены исследования комбинированного метода объемного упрочнения и модифицирования поверхности, включающего скоростную электротермическую обработку, вакуумное старение и последующее нанесение электрохимическим методом оксидного покрытия с введением дополнительных элементов Р и Са. Результаты обработки показали, что данный метод энергетического воздействия позволяет получить сплав - предел прочности, которого свыше 1200 МПа при достаточно высоких пластических характеристиках. Полученное покрытие на титановом сплаве ВТ6 является биосовместимыми и токсикологически безопасными, что в целом говорит о том,

что данная технология обработки материала может быть использована для создания имплантов высокого качества [161].

Разработан способ [162] получения износостойкого и термодинамически устойчивого многослойного покрытия на основе тугоплавких металлов и их соединений, включающий вакуумно-плазменное нанесение слоев покрытия на основе тугоплавких металлов титана, циркония и их соединений на предварительно очищенную поверхность подложки. Все слои покрытия наносят магнетронным распылением, причем первый адгезионный слой титана наносят магнетронным распылением титановой мишени в среде инертного газа. Следующий слой нитрида титана  $TiN$  наносят распылением титановой мишени в газовой смеси инертного и реакционного газов, затем наносят чередующиеся слои двухкомпонентного нитрида циркония  $ZrN$  распылением циркониевой мишени в газовой смеси инертного и реакционного газов и циркония распылением циркониевой мишени в инертном газе. Затем наносят чередующиеся слои трехкомпонентного нитрида титана и циркония  $TiZrN$  одновременным распылением титановой и циркониевой мишеней в газовой смеси инертного и реакционного газов и циркония распылением циркониевой мишени в инертном газе. Чередующиеся слои двухкомпонентного нитрида циркония  $ZrN$  и циркония наносят в следующей последовательности: слой циркония, слой нитрида циркония  $ZrN$ , слой циркония, слой нитрида циркония  $ZrN$ , слой циркония. Чередующиеся слои трехкомпонентного нитрида титана и циркония  $TiZrN$  и циркония наносят в следующей последовательности: слой нитрида титана и циркония  $TiZrN$ , слой циркония, слой нитрида титана и циркония  $TiZrN$ , слой циркония, слой нитрида титана и циркония  $TiZrN$ .

Известен способ [163] получения износостойкого многослойного покрытия, включающий ионную очистку с нагревом и термомеханической активацией подложки с помощью электродугового испарителя в среде азота путем ее ионной бомбардировки с энергией 0,8-1,0 кэВ перед осаждением и вакуумно-плазменное нанесение в среде азота многослойного покрытия. При этом осаждение чередующихся слоев повторяют, по крайней мере, три раза. Очистку поверхности

подложки ионами азота проводят в тлеющем разряде при бесконтактном нагреве поверхности резистивным нагревателем до 400-430 К в течение 30 мин, затем в процессе ионной очистки осуществляют термомеханическую активацию и нагрев поверхности подложки ионами титана до 665-695 К. После чего наносят нижний слой нитрида титана TiN с поликристаллической структурой в течение 3 мин с окончательной температурой покрытия после осаждения 670-700 К, затем наносят чередующиеся слои двухкомпонентного нитрида титана TiN с нанокристаллической структурой и трехкомпонентного нитрида титана и алюминия Ti-Al-N с нанокристаллической структурой, при этом слой TiN с нанокристаллической структурой наносят испарением двух титановых катодов при нагреве покрытия до температуры 680-710 К в течение 3 мин, а слой Ti-Al-N с нанокристаллической структурой наносят одновременным испарением двух титановых и одного алюминиевого катода при нагреве покрытия до температуры 690-720 К в течение того же времени, при этом осаждение чередующихся слоев проводят до достижения температуры верхнего слоя 730-760 К, причем последним наносят слой Ti-Al-N.

Известен способ [164] получения многослойного покрытия, включающий ионную очистку с нагревом подложки перед осаждением и вакуумно-плазменное нанесение многослойного покрытия. Нагрев подложки перед осаждением покрытия осуществляют в процессе ионной очистки со скоростью нагрева 70 К/мин до температуры 650 К, наносят на подложку нижний слой титана Ti в среде инертного газа с окончательной температурой покрытия после осаждения 615÷630 К, затем в газовой смеси аргона и азота с содержанием азота в количестве не менее 90% наносят чередующиеся слои двухкомпонентного нитрида титана TiN с поликристаллической структурой и двухкомпонентного нитрида титана TiN с нанокристаллической структурой, причем слой TiN с поликристаллической структурой наносят при постепенном увеличении температуры покрытия до 645÷675 К со скоростью его нагрева 3,2÷4,4 К/мин, а слой TiN с нанокристаллической структурой наносят при постепенном увеличении температуры покрытия до 695÷725 К со скоростью нагрева 3,7 К/мин,

при этом нанесение слоев покрытия осуществляют испарением двух титановых катодов и осаждение чередующихся слоев повторяют не более двух раз, причем последним наносят слой двухкомпонентного нитрида титана  $TiN$  с нанокристаллической структурой.

Изобретение [165] относится к области машиностроения, а именно к способам модифицирующей обработки поверхностей изделий из титановых сплавов для улучшения их триботехнических характеристик. Способ включает предварительную очистку и активацию поверхности изделия из титанового сплава путем бомбардировки ее ионами аргона с использованием газового плазмогенератора и ионно-плазменное осаждение композиционного покрытия путем магнетронного распыления катода, содержащего карбид титана и дисульфид молибдена, с приложением отрицательного потенциала на изделие и совмещением процесса осаждения с бомбардировкой поверхности ионами аргона. Осаждение покрытия производят на предварительно легированный поверхностный слой титанового сплава, который формируют магнетронным распылением катодного материала, при одновременной бомбардировке поверхности ионами аргона с использованием газового плазмогенератора и приложением отрицательного потенциала на изделие, превышающего значение потенциала при осаждении покрытия. Исходное соотношение компонентов распыляемого катодного материала составляет: карбид титана 40-60 мас. %, дисульфид молибдена - остальное. Обеспечивается снижение коэффициента трения и повышение износостойкости.

Разработан способ [166] получения многослойно-композиционного наноструктурированного покрытия, включающий размещение подложки в вакуумной камере, ионное травление подложки и осаждение на подложку материала методом PVD (physical vapour deposition) в среде рабочего газа. Для осаждения материала используют не менее двух электродуговых источников плазмы с сепарацией потока, один из них снабжен катодом из тугоплавкого металла. Ионное травление проводят в среде инертного газа упомянутым электродуговым источником плазмы с тугоплавким катодом с сепарацией потока

при формировании импульсного газового разряда. Перед ионным травлением на подложку наносят слой металла толщиной, большей, чем размер микронеровностей на поверхности, а ионное травление ведут до стравливания нанесенного слоя. Ионное травление проводят в смеси инертного и химически активного газа упомянутым электродуговым источником плазмы с тугоплавким катодом с сепарацией потока при формировании импульсного газового разряда. При нанесении покрытия подложка за каждый цикл находится под каждым источником плазмы в течение времени не менее  $t > 100 \cdot V$  с и не более  $t < 10/V$  с, где  $V$  - скорость осаждения покрытия, нм/с. При нанесении покрытия промежутки времени  $t_p$  между импульсами упомянутого импульсного газового разряда удовлетворяют условию  $t_p \leq \delta_0/C$ , где  $\delta_0$  - толщина одноатомного слоя покрытия;  $C$  - скорость нанесения покрытия, а длительность импульса равна  $\tau_p \geq k \cdot t_p$ , где  $k = \epsilon/v \cdot e$ ,  $\epsilon$  - энергия смещения атома в кристаллической решетке материала покрытия;  $v$  - амплитуда импульса, и  $e$  - заряд электрона. Параметры импульсов упомянутого импульсного газового разряда удовлетворяют условию  $\tau_p < t_p$ , где  $\tau_p$  - длительность импульса, и  $t_p$  - промежуток времени между импульсами.

Существует способ [167] нанесения ионно-плазменного покрытия на инструмент, включающий размещение обрабатываемого инструмента в вакуумной камере, из которой откачивают воздух до рабочего давления, затем осуществляют ионную очистку, нагрев поверхности обрабатываемого инструмента и нанесение многослойного износостойкого покрытия. Активацию и ионную очистку поверхности обрабатываемого инструмента осуществляют сильноточным плазменным источником с накалимым катодом и электродуговыми испарителями в среде инертного газа аргона при нагреве поверхности до температуры 300-450°C. Многослойное износостойкое покрытие состоит из нижнего слоя титана и слоя покрытия на основе интерметаллида системы Ti-Al, которое наносят посредством двух электродуговых испарителей с титановым и алюминиевыми катодами при ассистировании процесса сильноточным плазменным источником с накалимым катодом в среде азота. Нанесение покрытия на основе

интерметаллида системы Ti-Al осуществляют за один технологический цикл.

Известен способ [168] упрочнения поверхности изделий из металлического материала, включающий обработку ее потоком высокотемпературной импульсной самостягивающейся плазмы. Каждое импульсное воздействие потока плазмы на поверхность изделия сопровождаются воздействием электрического тока от емкостно-индуктивного накопителя, который коммутируют потоком плазмы между электродом плазменного генератора и упрочняемой поверхностью, при этом управляют изменением сопротивления и скорости коммутирующей струи потока плазмы с обеспечением импульсного подключения упрочняемой поверхности в качестве катода или анода с оптимальным числом и последовательностью импульсов воздействия на упрочняемую поверхность изделия потока плазмы и с одновременным воздействием акустических колебаний на упрочняемую поверхность и введением паров металлов в поток плазмы. Сопротивление и скорость коммутирующей струи потока плазмы изменяют путем управляемого импульсного ввода в междуэлектродный зазор плазменного генератора смеси горючего газа с воздухом. В качестве горючего газа используют пропанбутан. На упрочняемую поверхность воздействуют акустическими колебаниями, которые имеют уровень звукового давления в пределах 140-150 дБ и частоту до 20000 Гц. Пары металлов в плазму вводят из эродируемого металлического электрода при подключении его в качестве анода. В междуэлектродный зазор плазменного генератора вводят суспензию, содержащую легирующие элементы.

### **1.7 Выводы из литературного обзора и постановка задач исследования**

Выполнив анализ современных способов модификации поверхностных слоев легких металлических материалов методами электронно-ионно-плазменных и магнитных воздействий, можно констатировать, что данное направление исследований интенсивно развивается как в Российской Федерации, так и за ее пределами, на что указывает большое количество современных статей и актуальные объекты интеллектуальной деятельности.



Однако, следует отметить, что в направлении изучения деформационного поведения парамагнитных металлических материалов во внешних магнитных полях остается много пробелов. В частности, отсутствуют данные по влиянию магнитных полей на парамагнитные металлы с различным содержанием ферромагнитных примесей, что затрудняет определение физических механизмов ответственных за трансформацию свойств указанных металлов во внешних магнитных полях.

В направлении модификации структурно-фазовых состояний и свойств AlSi сплавов методами электронно-ионно-плазменных воздействий следует отметить наличие множества протекторных данных и отсутствует единое мнение о механизмах упрочнения указанных сплавов, не определены рациональные параметры воздействий, приводящие к максимальному улучшению свойств. Отсутствуют технологические решения направленные на упрочнение AlSi сплавов. С другой стороны, установление механизмов упрочнения и разработка технических решений повышения служебных характеристик AlSi сплавов является актуальной научно-практической задачей поскольку данные сплавы не могут быть упрочнены традиционной термической обработкой.

Отсутствие решений обозначенной научной проблемы сдерживает развитие научно-технического прогресса в области создания новых материалов, обладающих уникальными свойствами.

Важность улучшения служебных характеристик металлических материалов в целом и сплавов на основе алюминия в частности, также диктуется требованиями практики, поскольку постепенно легкие металлы вытесняют стали при производстве деталей и узлов различного назначения.

В связи с изложенным были сформулированы следующие задачи:

1. Исследовать влияние магнитных полей величиной до 0,3 Тл на микротвердость, скорость ползучести, дислокационную субструктуру, характеристики поверхности разрушения алюминия различной степени чистоты и установить физическую природу их изменения.

2. Установить влияние облучения интенсивным импульсным электронным пучком на микротвердость, параметр износа, коэффициент трения сплавов АК5М2 и АК10М2Н и определить механизмы эволюции структурно-фазовых состояний, элементного состава, параметров кристаллического строения указанных сплавов. Для сплава АК10М2Н рассмотреть перечисленные параметры после электровзрывного легирования.

3. Выявить изменения дюрометрических и трибологических характеристик сплавов АК5М2 и АК10М2Н, подвергнутых электронно-ионно-плазменной обработке, определить физическую природу упрочнения.

4. Разработать способ изменения деформационных характеристик алюминия за счет воздействия магнитными полями величиной до 0,3 Тл. Установить режимы электронно-ионно-плазменных воздействий, позволяющие значительно (2-2,5 раза) повысить трибологические свойства сплавов АК5М2 и АК10М2Н.

5. Внедрить экспериментальные результаты работы в практику модифицирования деталей и узлов, изготавливаемых из AlSi сплавов, научную деятельность и учебный процесс.

## **2 ИССЛЕДУЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ, ОПИСАНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ И НАУЧНЫХ ПОДХОДОВ**

### **2.1 Материалы для исследований и методика модификации структуры и свойств Al магнитными полями**

Известно, что первое место среди металлов по распространенности в земной коре (от 7,45 до 8,20% [169]) принадлежит алюминию. Кроме распространенности на планете Земля алюминий отличается уникальными свойствами. Алюминий – это пластичный, в меру прочный, легкий, ковкий металл, который при отливке, легко принимает любые формы, а оксидная пленка, формирующаяся на его поверхности, делает его устойчивым к коррозии, что существенно продлевает срок службы изделий, изготавливаемых из алюминия. В качестве еще нескольких достоинств следует отметить высокую электро и теплопроводность, нетоксичность, легкость в переработке.

По объему использования в различных отраслях промышленности алюминий уступает только железу. Однозначно можно утверждать, что без алюминия аэрокосмическая индустрия никогда не получила бы развития, не зря алюминий часто называют крылатым металлом, поскольку одним из его ключевых потребителей являются аэрокосмические предприятия. Однако нельзя недооценивать и другие сферы использования алюминия. Алюминий используется для производства автомобилей, вагонов скоростных поездов, морских судов. С каждым годом доля использования алюминия как конструкционного материала при строительстве неизбежно растет. Передача электрической энергии на большие расстояния существенно удорожается, без применения алюминия как основного материала для изготовления высоковольтных линий электропередачи. В быту алюминий также находит применения, часть посуды изготавливается из алюминия, сейчас тяжело представить магазины без алюминиевых банок для напитков, аптеки без лекарств, упакованных в алюминиевую фольгу.

Чрезвычайная распространённость в природе в сочетании с уникальными свойствами определили широчайший спектр применения легкого металла и его огромное значение в мировой экономике.

В данной связи в качестве материала для исследований деформационного поведения во внешних магнитных полях, был выбран Al различной степени чистоты. Дополнительным фактором, определяющим выбор Al разных марок с различным содержанием Fe, явилось то, что магнитное поле эффективно влияет на ферромагнетики и данное явление находит последовательное объяснение в рамках квантовой теории магнетизма. В данной связи проведение исследований, направленных на установление влияния магнитного поля на парамагнитный металл с разным содержанием Fe, становится актуальным. Химический состав и марки используемого для исследований алюминия приведены в таблице 2.1

Таблица 2.1 – Массовое содержание Fe и Si в исследуемых образцах Al, масс. %

Марка Al	A999	A85	A8	A6	A5	A0
Fe	0,0001	0,2200	0,1255	0,2600	0,1900	0,5900
Si	0,0001	0,0610	0,0593	0,0690	0,3360	0,1470
Al	99,9990	99,850	99,800	99,600	99,500	99,000

В качестве деформационных характеристик в работе оценивалось влияние постоянного магнитного поля с разным значением индукции на микротвердость и скорость стационарной ползучести.

Процесс измерения микротвердости состоял из следующей последовательности действий. Первоначально измеряли исходную микротвердость образца, после чего помещали его во внешнее магнитное поле и проводили магнитную обработку, затем образец вынимался из поля, и проводили измерения микротвердости сразу после выдержки в магнитном поле и после определенных интервалов времени. Для измерения микротвердости в работе использовались образцы в виде параллелепипедов, имеющих размер  $0,4 \times 1 \times 1 \text{ см}^3$ , которые располагались в магнитном поле таким образом, чтобы линии индукции

были перпендикулярны стороне образца площадью  $1 \text{ см}^2$  и пронизывали ее. Изменяемыми параметрами были значение индукции магнитного поля и время выдержки. Геометрия магнитного поля была постоянной.

Влияние магнитного поля оценивалось относительным изменением микротвердости определяемом по формуле:

$$\delta = \frac{\langle HV \rangle - \langle HV_0 \rangle}{\langle HV_0 \rangle}$$

где  $\langle HV \rangle$  – среднее (не менее чем по 30 измерениям) значение микротвердости образца, выдержанного в магнитном поле,  $\langle HV_0 \rangle$  – исходное значение микротвердости.

Процесс ползучести, в частности скорость стационарной ползучести, в условиях наложения магнитных полей исследовался на образцах, представляющих собой цилиндр, длина которого 250 мм, а диаметр – 2,5 мм.

Исследование процесса ползучести проводились с помощью испытательной машины на растяжение. Она состоит из металлического жесткого каркаса, на который был установлен источник магнитного поля, внутри каркаса располагается блок для проведения экспериментов совместно с измерительной аппаратурой.

Образец закреплялся в зажимах, между которыми находился источник магнитного поля. К подвижному зажиму прикладывалась растягивающая сила, которая приводила к пластической деформации (рисунок 2.1). Под действием приложенной силы одновременно с удлинением образца происходило перемещение подвижного зажима, что и фиксировал оптико-

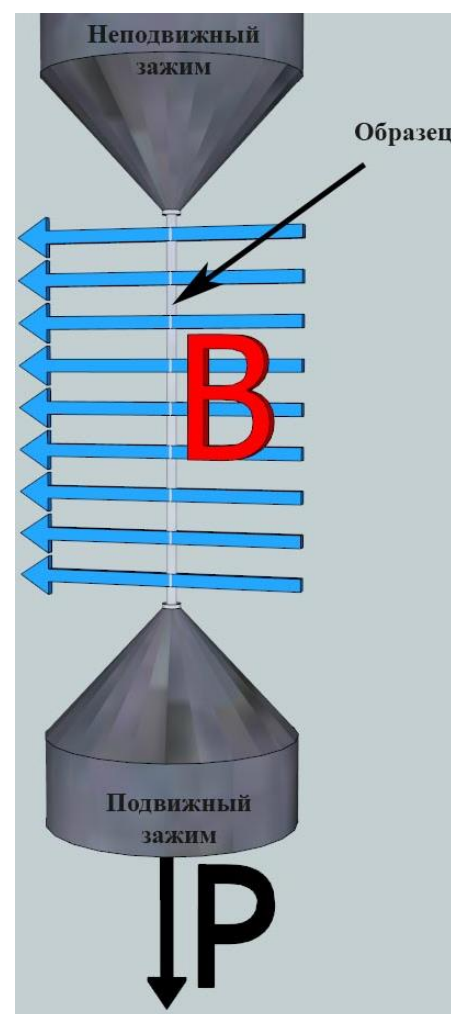


Рисунок 2.1 – Схема испытания на ползучесть. В – индукция магнитного поля, Р – растягивающая сила.

механический датчик перемещения с точностью 50 мкм.

Для количественной оценки эффекта действия магнитного поля использован параметр относительного изменения скорости ползучести на линейной стадии, определяемый по соотношению  $\xi = \frac{\langle \dot{\epsilon}_{mg} \rangle - \langle \dot{\epsilon} \rangle}{\langle \dot{\epsilon} \rangle}$ , где  $\langle \dot{\epsilon}_{mg} \rangle$  – усредненное по 20 данным значение скорости линейной ползучести при воздействии магнитным полем, а  $\langle \dot{\epsilon} \rangle$  – без поля, соответственно.

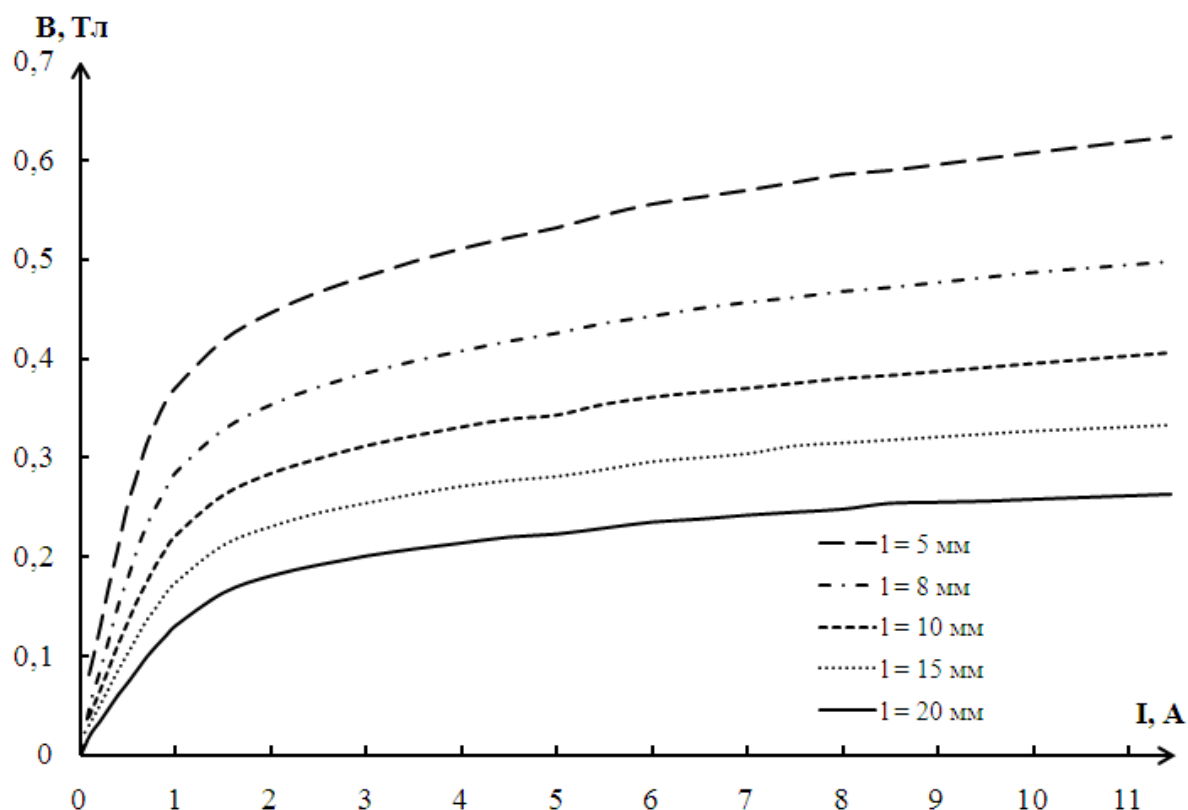


Рисунок 2.2 – Зависимость индукции магнитного поля от тока для различных расстояний  $l$  между полюсами

Источником постоянного магнитного поля являлся электромагнит, питающийся от стабилизированного источника тока. Возможности электромагнита позволяли изменять индукцию магнитного поля двумя способами: 1) путем увеличения расстояния между полюсами; 2) изменением величины тока в катушках.

Индукция магнитного поля контролировалась миллитесламетром ТПУ с точностью до 0,01 мТл. Зависимость значения индукции магнитного поля от тока

в катушках для различных расстояний между полюсами приведена на рисунке 2.2. Максимальное значение индукции магнитного поля, способное длительное время поддерживаться ( $> 1$  часа) составляло 0,30 Тл.

Следует отметить, что в большинстве случаев детали и узлы изготавливают не из чистого алюминия. Вместо чистого алюминия используются сплавы на основе алюминия, которые получаются добавлением различных элементов в процессе литья (бериллий, ванадий, вольфрам, ниобий, кремний, магний, кобальт и т.д.). В качестве широко используемых алюминиевых сплавов, обладающих высокими литейными свойствами, низким коэффициентом теплового расширения, высокой коррозионной стойкостью и другими повышенными эксплуатационными свойствами стоит выделить сплавы алюминия с кремнием.

Сплавы системы AlSi сравнимы по свойствам с нержавеющей сталью, но при этом обладают меньшим весом. В данной связи они широко используются как в различных отраслях промышленности, в качестве конструкционных и функциональных материалов (машино-, корабле-, авиа- и автомобилестроении, производстве оружия), так и в быту (водяные краны и смесители, мебель, посуда, лестницы, оконные рамы и др.).

В качестве наиболее распространенных литейных алюминиевых сплавов, содержащих дополнительные легирующие элементы Cu, Mg и Ni, и применяющиеся во многих областях техники следует отметить сплавы АК10М2Н и АК5М2, которые и были выбраны в качестве материала для исследований.

Химический состав используемых материалов определяли методами рентгеноструктурного анализа. Распределение химических элементов в исходной структуре сплавов показано в таблице 2.2.

Следует отметить, что функциональных свойств сплавов системы AlSi в последнее время становится недостаточно, ввиду расширения сфер их использования. Кремний добавляют в алюминий с целью улучшения прочностных свойств, однако, в некоторых случаях, наличие кремния приводит к охрупчиванию материала, по причине образования в структуре сплава крупнозернистых частиц кремния пластинчатой формы, а избыточная

концентрация примесей и других легирующих элементов приводит к образованию интерметаллидных соединений, которые снижают прочностные свойства сплава.

Таблица 2.2 – Химический состав сплавов АК5М2 и АК10М2Н (остальное Al, масс.%.).

Рентгеноструктурный анализ								
Si	Cu	Ni	Mg	Fe	Mn	Zn	Pb	Ti
АК5М2								
5,39	1,33	0,17	0,65	0,64	0,24	1,08	0,00	0,00
АК10М2Н								
10,65	2,11	0,89	0,85	0,26	0,03	0,02	0,01	0,05
ГОСТ 1583-93								
АК5М2								
4,0-6,0	1,3-3,5	До 0,5	0,2-0,85	До 1,5	0,2-0,8	До 1,5	До 0,2	До 0,2
АК10М2Н								
9,5-10,7	2,0-2,5	0,8-1,2	0,85-1,2	До 0,6	До 0,05	До 0,06	До 0,05	До 0,05

Обычно для улучшения прочностных свойств проводят объемное модифицирование расплава, путем добавления легирующих элементов, что существенно удорожает продукцию. Кроме этого, некоторые из модификаторов являются токсичными, что не позволяет использовать такие сплавы в медицине. К экономичным и экологически чистым относятся методы поверхностного модифицирования материала концентрированными потоками энергии: лазерное излучение [3, 5, 18-39, 85], высокоинтенсивные электронные [42-84] и мощные ионные пучки [40-41], плазменные потоки и струи [1-2, 4, 6-7], ионная имплантация [114-126], электронно-лучевая наплавка [170], ультразвуковая обработка [171]. Они позволяют проводить локальную обработку изделия непосредственно в местах, испытывающих экстремальные нагрузки при эксплуатации.



Основной принцип работы данных воздействий заключается в сверхвысокоскоростном нагреве и охлаждении тонкого поверхностного слоя, это приводит к растворению частиц кремния и интерметаллидов, а также позволяет сформировать однородную структуру субмикро- и наноразмерного масштабного диапазона, что положительным образом сказывается на свойствах изделия.

В настоящей диссертации в качестве методов поверхностного упрочнения выбраны: облучение интенсивным импульсным электронным пучком; ионно-плазменная обработка системой Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; комбинирование двух вышеупомянутых методов внешнего энергетического воздействия.

Независимо от методов модификации образцы имели форму параллелепипеда с размерами 15x15x5 мм<sup>3</sup> (рисунок 2.3), и были получены методом электроискровой резки.

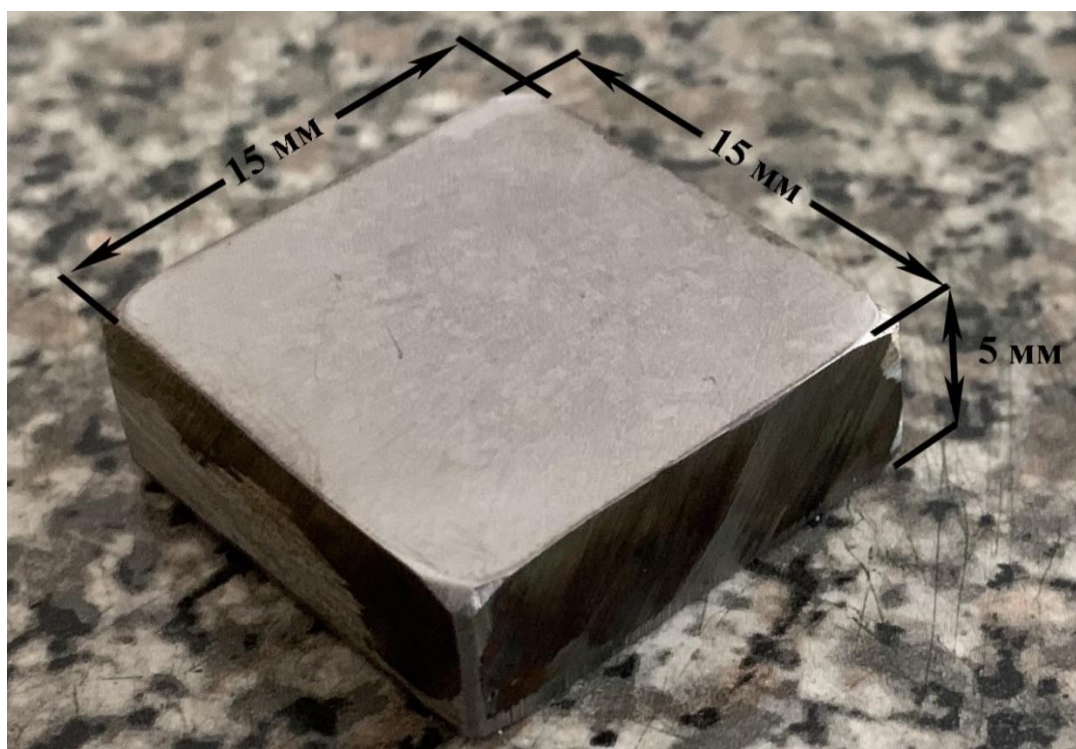


Рисунок 2.3 – Форма и размеры образцов подготовленных для модификации

## **2.2 Описание используемых методов определения дюрометрических и трибологических свойств исследуемых материалов**

В качестве дюрометрических свойств в работе использовали методы измерения микро- и нанотвердости.

Измерения микротвердости (HV) проводились с помощью микротвердомера HVS-1000 и ультрамикротвердомера Shimadzu DUN-211S по методу микро-Виккерса. Измерение HV производили в соответствии с требованиями Международного стандарта ISO 6507:2018(E) по методу восстановленного отпечатка (основной) с помощью четырехгранной пирамиды с квадратным основанием.

Для измерения HV металлографический шлиф, предварительно протравленный для выявления структуры, просматривался под микроскопом, выбиралось место для исследования, к этому месту подводился алмазный индентор, прикладывалась нагрузка, после чего нагрузка снималась, шлиф возвращался в поле зрения объектива микроскопа и проводилось измерение размеров отпечатка.

Нагрузка была постоянной и составляла 0,5 Н. Измерения HV проводили в зерне и в эвтектике. Время приложения и удержания нагрузки составляло 10 с, снятия испытательной нагрузки - 5 с.

Измерение HV проводили как непосредственно со стороны подвергнутой модификации, так и на разных расстояниях от нее с использованием поперечного шлифа.

Основное отличие метода микроиндентирования от твердости заключается в использовании незначительных по величине нагрузок. HV хорошо сочетается с изучением микроскопического строения материала.

Измерение нанотвердости выполняли с помощью сканирующего нанотвердомера «СУПЕР НАНОСКАН» методом склерометрии, заключающемся в нанесении царапин на поверхности материала с последующим сканированием изображения полученных отпечатков. Предварительно форма наконечника "НаноСкан" калибруется на эталонном материале путем нанесения серии царапин

при различной нагрузке. Значение твердости материала рассчитывается относительно твердости эталона по соотношению нагрузок и ширин полученных царапин на исследуемом и эталонном материалах. Позволяет измерять твердость материалов на субмикронном масштабе и характер их разрушения [172].

Трибологические свойства модифицированного сплава характеризовали коэффициентом износа и коэффициентом трения (приборы TRIBOtester). Установка основана на принципе тестера, на штыревом диске с вращающимся диском и статическим образцом. Основным элемент устройства - это «штифт» в форме шара имеющий радиус 6 мм и изготовленный из стали ШХ15, который выровнен перпендикулярно к «вращающемуся» диску. Изменяя нагрузку на штифт, можно изменять коэффициент трения и, следовательно, определять какой износ происходит между материалами (коэффициент износа). Коэффициент трения измеряется как инерционный момент, возникающий между исследуемыми материалами.

Нагрузка на штифт обеспечивается весом, который можно перемещать вдоль протяженного кронштейна. Это обеспечивает оптимальную форму нагрузки, а также дает возможность изменять нагрузку во время испытаний.

Трибологические испытания выполняли в соответствии с ASTM G99 при следующих параметрах: нагрузка на штифт  $P=1$  Н, скорость скольжения  $V=25$  мм/с, путь трения  $S=20$  м и радиус дорожки износа  $r=2$  мм.

Металлографический анализ выполняли с помощью оптического микроскопа Olympus GX-51. Пробоподготовка для металлографического анализа заключалась в шлифовке, полировке и травлении. Для создания оптического контраста образцы химически травились раствором, содержащим 72%  $H_2O$ , 21%  $HF$  и 7%  $HCl$ .

### **2.3 Методики анализа структурно-фазовых состояний металлических материалов**

Исследование пористости покрытия и зоны термического влияния образцов, было произведено на атомно-силовом микроскопе NT-MDT Solver «NEXT».

Такой метод является одним из мощных современных методов исследования морфологии и локальных свойств поверхности твердого тела с высоким пространственным разрешением [173], а одной из самых популярной её разновидностей является атомно-силовая микроскопия (АСМ) [174].

С помощью АСМ были сделаны изображения, по которым измерялась ширина поверхностных слоев, а также изучена форма и размер зерен и сделан вывод о равномерности нанесенного покрытия.

Получение изображения с помощью АСМ осуществляют, организовывая процесс сканирования образца специальным образом. При сканировании зонд вначале движется над образцом вдоль определенной линии (строчная развертка), затем зонд возвращается в исходную точку и переходит на следующую строку сканирования (кадровая развертка), и процесс повторяется вновь. Записанный таким образом при сканировании сигнал обратной связи обрабатывается компьютером, и затем изображение рельефа поверхности строится с помощью средств компьютерной графики.

В атомно-силовом микроскопе исследование рельефа поверхности и ее локальных свойств проводится с помощью зондов (кантилеверов), которые изготавливаются методом жидкофазного вытравления.

Анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры выполняли, используя метод сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Было задействовано два прибора Philips SEM-515, оснащенный микроанализатором EDAX ECON IV и аналитическом сканирующем электронным микроскопе, оборудованном камерой с большим разрешением и моторизованным столиком TESCAN VEGA SB [175].

Электронный растровый сканирующий микроскоп TESCAN Vega SB имеет вольфрамовый катод с термоэлектронной эмиссией, четырех линзовую электронную оптику Wide Field Optics с использованием промежуточной линзы для оптимизации формы и размера пучка. Разрешение в режиме высокого вакуума составляло 3,0 нм при напряжении 30 кВ.

Приведенные в данной работе фотографии выполнены во вторичных электронах, в режиме, наиболее близком к оптическому изображению.

Определение химического состава осуществлялось с помощью энергодисперсионного детектора микрорентгеноспектрального анализа INCAx-act. Элементный анализ отдельных фаз проводили методом электронно-зондового микроанализа, который позволяет исследовать наличие, содержание и распределения элементов таблицы Менделеева.

Основные характеристики микроскопа SEM-515 Philips: широкий диапазон ускоряющего напряжения 3-30 кВ и тока пучка; разрешение до 10 нм (при ускоряющем 30 кВ); минимальное увеличение ~20 крат, максимальное – 160000 крат; глубина резкости, соответствующая предельному разрешению человеческого глаза; анализируемые элементы – начиная от фтора; предел обнаружения – 0,2% вес. (зависит от набора анализируемых элементов); предельная точность определения концентрации: ~5%; пространственное разрешения микроанализа – 1,0 x 1,0 x 3,0-5,0 мкм<sup>3</sup>.

Рентгенофазового анализа выполняли на дифрактометре XRD-7000s, Shimadzu, Япония.

Тонкую структур материалов анализировали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) [176] на приборе JEM-2100F, JEOL. В отдельных случаях использовали метод scanning transmission electron microscope (STEM).

Исследования структурно-фазовых состояний материала методом ПЭМ выполнялись на фольгах, которые готовили путем вырезки на электроискровом станке с последующим утонением методом ионного травления на приборе Ion Slicer EM-09100IS. Данный прибор позволяет минимизировать радиационные повреждения и, тем самым, сохранить исходные структуру и фазовый состав образцов.

Для визуализации структур при ПЭМ анализе использовали три метода: контрастирования, методы светлого и темного полей.

Метод контрастирования в основном зависит от режима работы ПЭМ, поскольку в зависимости от режима работы активируются или деактивируются различные группы линз. Использование визуализационного комплекса совместно с уникальными возможностями линз, такими как изменение силы или отключение отдельных линз, дают широкие возможности для исследований в различных режимах. Различают дифракционный контраст и фазовый контраст.

Дифракционный контраст часто применяется, т.к. является единственным в своем роде методом, чувствительным к кристаллографическим изменениям фазы и толщины образца. Данный контраст в изображении зависит от кристаллографической ориентации образца относительно электронного пучка.

Фазовый контраст предназначен для идентификации и анализа фазового состава металлических материалов. В частности, фазово-контрастные изображения используются при измерениях визуализации субнанометровых деталей структур и идентификации тонких межфазных слоев, которые могут вызывать сбои устройств.

Метод светлого поля является наиболее часто используемым. Суть метода заключается в том, что объект исследования поглощает электроны через фононное взаимодействие (черное пятно), а непоглощенная часть пучка попадает на проекционные линзы, давая изображение участка (белое пятно). Объектом исследования служат те элементы микроструктуры, на которых происходит дифракция электронного пучка. К таким объектам относятся: выделения кристаллических фаз; зерна матрицы, находящиеся в сильных отражающих положениях; участки матрицы, находящиеся в отражающих положениях вследствие наличия изгибов кристалла (изгибные контуры) или неравномерности толщины (толщинные контуры), а также дислокации различного вида, искажающие матричную решетку и т.п. В тех местах, где образец отсутствует, будут светлые области, отсюда и термин «светлое поле».

Для формирования изображения в темном поле используются дифрагированные от кристаллических плоскостей электроны, а не дифрагированный (прошедший) электронный пучок исключается из апертуры.

Следовательно, области, в которых отсутствует дифракция электронов, будут черными, а области дифракции будут казаться яркими.

Метод темного поля применяется для выявления включений второй фазы, для повышения контрастности, когда изображение в светлом поле недостаточно четкое, особенно при визуализации слишком мелких или скрытых кристаллических элементов (частиц второй фазы). Его также можно использовать для исследования кристаллической решетки, кристаллических дефектов, дефектов упаковки, дислокаций и определения размеров частиц второй фазы или зерен.

## 2.4 Метод модифицирования поверхности материалов интенсивным импульсным электронным пучком

### 2.4.1 Установка «СОЛО», формирующая интенсивные импульсные электронные пучки

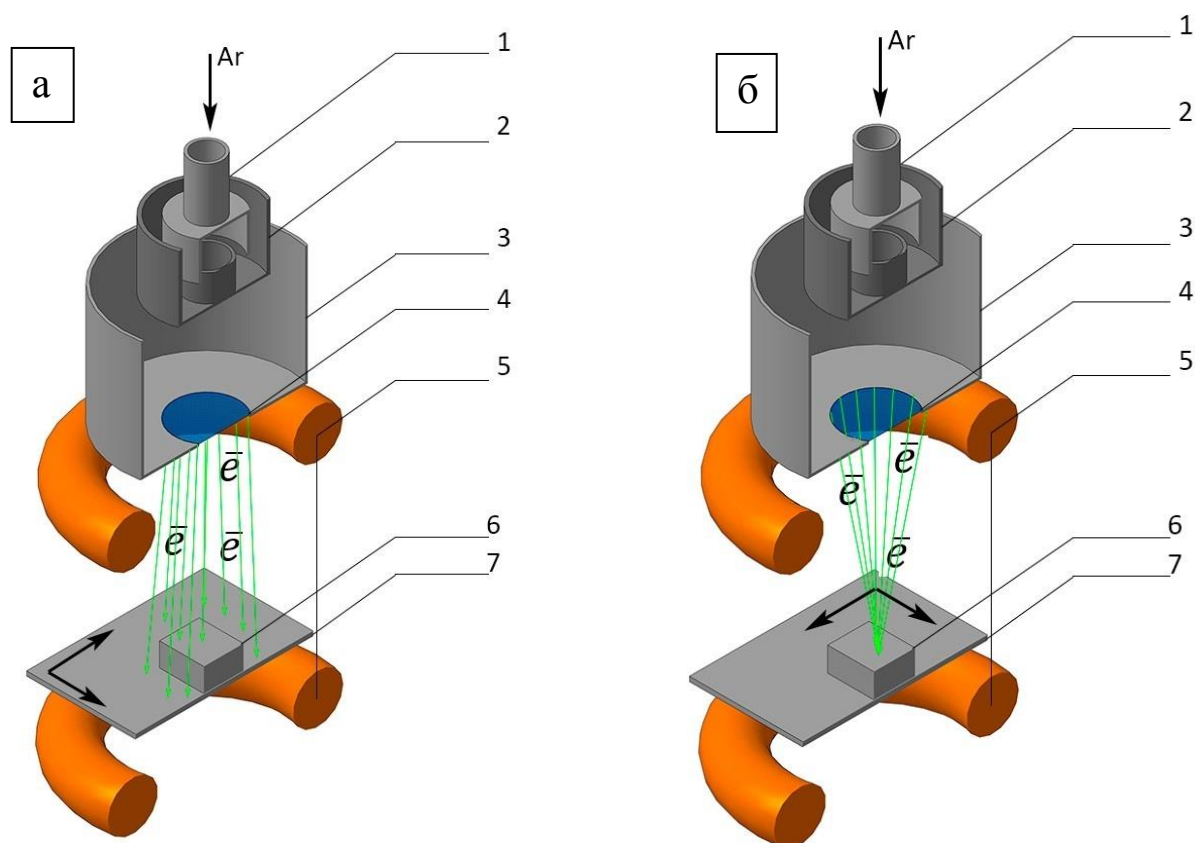
Модифицирование поверхности интенсивным импульсным электронным пучком (ИИЭП) производили с помощью установки «СОЛО».

ИИЭП ориентировался по нормали к поверхности образца с размерами  $15 \times 15 \text{ мм}^2$ , а диаметр пучка выбирался из условий охвата всей площади поверхности образца (рисунок 2.4).



Рисунок 2.4 – Размеры и ориентация образца относительно ИИЭП

Принципиальная схема установки представлена на рисунке 2.5. Газоразрядный модуль состоит из полого анода 1 и катода 2, которые составляют систему инициирующего разряда, функционирующего в течение относительно высокого давления и времени. Заряд зажигается между электродом 2 и полым анодом 3 с последующим переключением разряда на сетчатый эмиссионный электрод 4. Для стабильного выхода электронного пучка система помещена в продольное магнитное поле, которое создается двумя катушками 5. Образец 6 устанавливается на двухкоординатный манипулятор 7, позволяющий корректировать зону воздействия электронного пучка [177].



- 1 – анод поджигающего разряда; 2 – катод; 3 – полый анод основного разряда;  
 4 – сетчатый эмиссионный электрод; 5 – катушки магнитного поля;  
 6 – обрабатываемый образец; 7 – двухкоординатный столик манипулятор

Рисунок 2.5 – Принципиальная схема формирования ИИЭП на установке «СОЛО»



Облучение ИИЭП сплавов системы AlSi производили по режимам, приведенным в таблице 2.3. Каждый из режимов характеризовался собственным значением плотности энергии пучка электронов при трех значениях длительности импульса 50, 150 и 200 мкс. Остальные параметры обработки оставались неизменными для всех режимов, а именно: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, количество импульсов 3, частота следования импульсов  $0,3 \text{ с}^{-1}$ , давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки  $2 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$ .

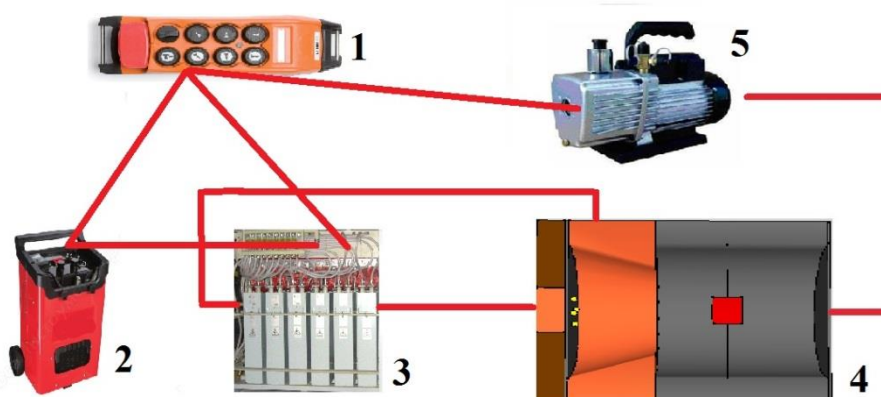
Таблица 2.3 – Режимы облучения образцов сплавов АК5М2 и АК10М2Н ИИЭП

	Длительность импульса		
	50 мкс	150 мкс	200 мкс
Плотность энергии пучка электронов Дж/см <sup>2</sup>	10	10	10
	20	15	20
	30	20	30
	40	25	40
	50	30	50
	-	35	-

#### 2.4.2 Описание установки «ЭВУ 60/10», используемой для ионно-плазменного нанесения покрытий

Формирование импульсных многофазных ионно-плазменных покрытий осуществлялось методом электровзрывного легирования (ЭВЛ) на лабораторной разрядно-импульсной электровзрывной установке ЭВУ 60/10 [178]. Конструктивно электровзрывная установка состоит из трех основных частей (рисунок 2.6): зарядного устройства – 2, в который входят автотрансформатор, повышающий трансформатор и выпрямитель; емкостного накопителя энергии – 3; плазменного ускорителя – 4. Установка работает в ручном режиме – ее заряд и разряд выполняют нажатием соответствующих кнопок на выносном пульте управления – 1. Технологическая камера, в которой производится формирование

многофазной плазменной струи, подключена к форвакуумному насосу 5, который управляется выносным пультом 1.



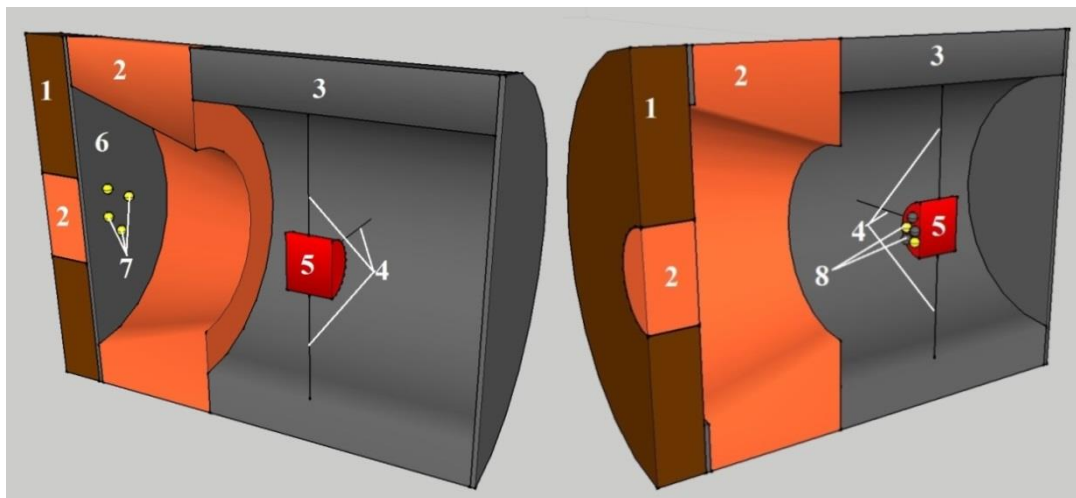
1 – пульт управления, 2 - зарядное устройство, 3 – емкостный накопитель энергии, 4 – плазменный ускоритель и технологическая камера, 5 – форвакуумный насос

Рисунок 2.6 – Конструктивная схема электровзрывной установки ЭВУ 60/10

Описание процессов, происходящих внутри технологической камеры, приводится ниже по тексту и демонстрируется на рисунке 2.7. При разряде емкостного накопителя энергии через электроды 2 по взрываемому проводнику 6 протекает электрический ток большой плотности, что приводит к его взрыву. Взрывные продукты устремляются в вакуумную технологическую камеру 3 (остаточное давление 100 Па) увлекая за собой частицы порошковой навески, в качестве которых в работе использован более прочный материал, а именно порошок оксида иттрия  $Y_2O_3$ . Выбор материала порошковой навески неслучаен, поскольку известно, что оксид иттрия является соединением, обладающим рядом уникальных свойств, среди которых можно выделить его способность образовывать защитную пленку при нагревании в воздушной среде, а также можно отметить высокий предел прочности металлического иттрия на разрыв  $\approx 300$  МПа.

Образец размещается в вакуумной технологической камере на различных расстояниях от сопла и фиксируется с помощью держателей образцов 4. В результате продукты электрического взрыва представляют собой многофазную систему, включающую как плазменный компонент, так и конденсированные

частицы различной дисперсности ( $Y_2O_3$ ), которые осаждаются на поверхность обрабатываемого изделия, образуя при этом многокомпонентное покрытие 8.



- 1 – изолятор, 2 – внешний кольцевой и внутренний цилиндрический электроды, 3 – вакуумная технологическая камера, 4 – держатели образцов, 5 – обрабатываемый образец, 6 – взрываемый проводник (Al фольга), 7 – порошковая навеска  $Y_2O_3$ , 8 – плазма, состоящая из атомов Al и  $Y_2O_3$

Рисунок 2.7 – Схема импульсного плазменного ускорителя

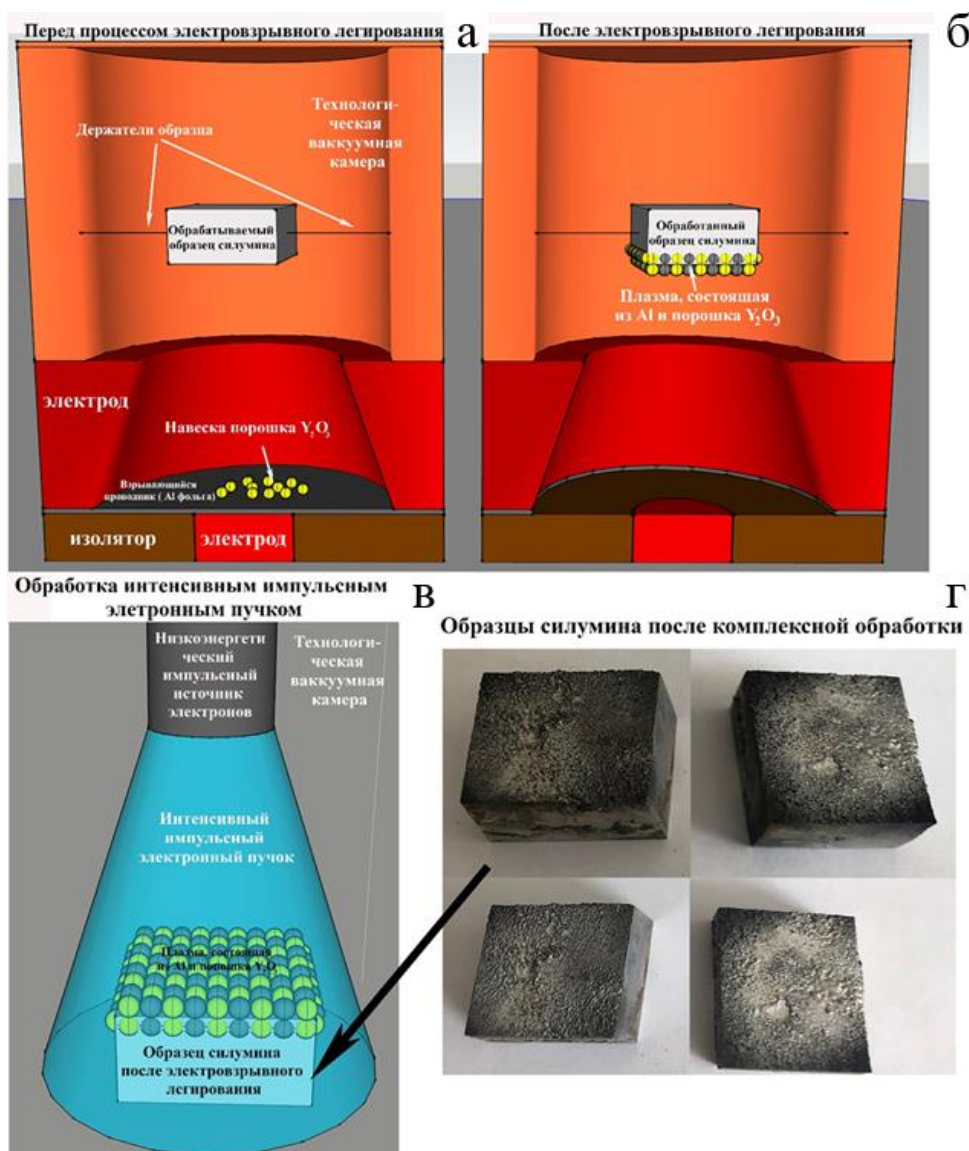
Таблица 2.4 – Режимы ЭВЛ

режима*	Масса порошка $Y_2O_3$ , $m_{Y_2O_3}$ (мг)	Напряжение разряда, U (кВ)
1	58,9	2,6
2	58,9	2,8
3	29,5	2,6
4	29,5	2,8
5	88,3	2,6
6	88,3	2,8

\*масса алюминиевой фольги,  $m_{Al}$  (мг) = 58,9 мг.

В качестве материала взрываемых проводников использовали алюминиевые фольги, в качестве порошковой навески выступал  $Y_2O_3$ . Обработка производилась по шести режимам, отличающихся напряжением разряда, массами взрываемых фольг и массами порошковых навесок. Все используемые режимы приведены в таблице 2.4.

### 2.4.3 Методика применяемой электронно-ионно-плазменной обработки



а – схема импульсного плазменного ускорителя перед электрическим взрывом; б – схема импульсного плазменного ускорителя после электрического взрыва; в – схема воздействия ИИЭП; г- внешний вид образцов после комплексной обработки

Рисунок 2.8 – Этапы электронно-ионно-плазменной обработки и фотографии модифицированных образцов

Электронно-ионно-плазменная обработка (ЭИПО) состояла из двух этапов. Первым этапом было нанесение композиционного покрытия системы  $Al-Ti-Y_2O_3$  методом ЭВЛ. Для повышения интенсивности теплового воздействия на поверхность материала до ее оплавления и обеспечения этим условия напыления была применена торцевая схема взрыва. Технология напыления заключалась в следующем: двухкомпонентная  $Al-Ti$  фольга зажималась между коаксиальными

электродами, на которые через вакуумный разрядник подавалось регулируемое напряжение. При разряде емкостного накопителя по взрываемому проводнику протекает электрический ток большой плотности, что приводит к его взрыву. Взрывные продукты устремляются в направлении обрабатываемого образца, увлекая за собой частицы порошковой навески, в качестве которой был использован порошок  $Y_2O_3$  (рисунок 2.8 а). В результате продукты электрического взрыва представляют собой многофазную систему, включающую как плазменный компонент (Al, Ti), так и конденсированные частицы различной дисперсности ( $Y_2O_3$ ), которые осаждаются на поверхность обрабатываемого изделия, образуя при этом многокомпонентное покрытие (рисунок 2.8 б). Второй этап обработки заключался в воздействии ИИЭП на получившееся многокомпонентное покрытие (рисунок 2.8 в).

Рациональные параметры ЭВЛ и ИИЭП, приводящие к формированию в модифицированном слое градиентных, многоэлементных, многофазных, наноструктурированных состояний с уникальными свойствами, были установлены для каждого из типа энергетических воздействий и представлены в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Режимы комплексной обработки сплавов АК10М2Н и АК5М2

режима	Параметры ЭВЛ			Параметры ИИЭП			
	m (Al-Ti), мг	m ( $Y_2O_3$ ), мг	U, кВ	I Дж/см <sup>2</sup>	E <sub>e</sub> , кэВ	τ, мкс	N
<b>1</b>	58,9	58,9	2,8	25	17	150	3
<b>2</b>	58,9	88,3	2,6				
<b>3</b>	58,9	58,9	2,8	35	17	150	3
<b>4</b>	58,9	88,3	2,6				

m (Al-Ti) – масса двухкомпонентной Al-Ti фольги; m ( $Y_2O_3$ ) – масса порошка  $Y_2O_3$ ; U – напряжение разряда; I – плотность энергии пучка электронов; E<sub>e</sub> – энергия ускоренных электронов; τ – длительность импульса пучка электронов; N – количество импульсов.

### **3 ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛЮМИНИЯ РАЗЛИЧНОЙ ЧИСТОТЫ**

В разделе 3 приведены данные по влиянию магнитных полей величиной до 0,3 Тл на относительное изменение HV алюминия различной степени чистоты [179-181], скорость стационарной ползучести алюминия марки А85 [182], его дефектную субструктуру. Описаны изменения происходящие в поверхности разрушения при деформации в магнитных полях [183]. Предложен качественный физический механизм, объясняющий наблюдаемые зависимости [184].

На основе экспериментальных данных получены три патента на изобретение [185-187], а именно разработан способ волочения алюминиевой проволоки в магнитных полях и способ регулирования долговечности изделий из алюминия, работающих в условиях ползучести.

#### **3.1 Изменение микротвердости алюминия различной чистоты в слабых магнитных полях**

В результате экспериментальных исследований установлено, что характер влияния магнитного поля заключается в снижении относительного изменения HV ( $\delta = \frac{HV_{мп} - HV_0}{HV_0}$ ) с последующим возвращением ее значения к исходному (рисунки 3.1 – 3.4, 3.7). Однако отметим, что для образцов алюминия с содержанием железа 0,59% возвращение значения  $\delta$  к исходному происходит немонотонно (с изменением знака эффекта при значении времени, прошедшего после обработки 2,5 часа) (рисунок 3.1).

Зависимости  $\delta$  от времени прошедшего после обработки магнитным полем алюминия с содержанием железа 0,19% и 0,1255% в течение 2 часов – совпадают. Время, необходимое для достижения  $\delta$  исходного значения, составляет 1 час (рисунок 3.2).

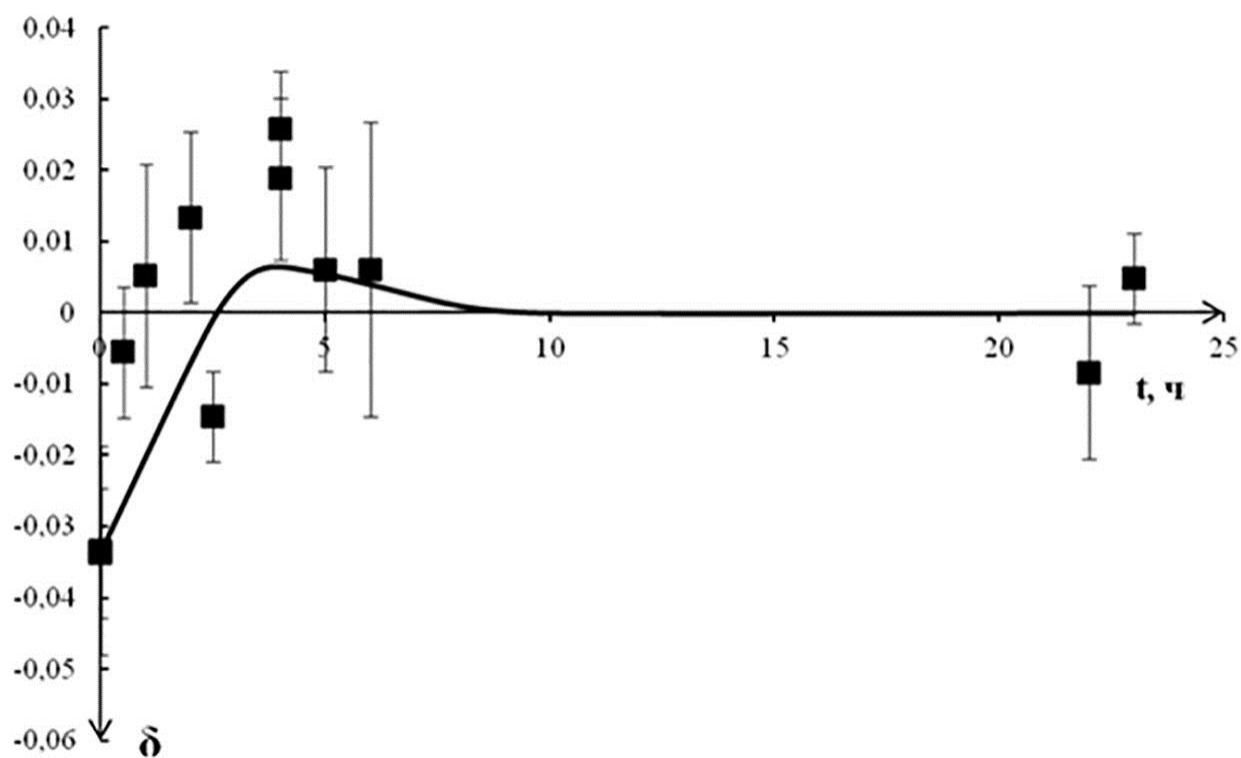
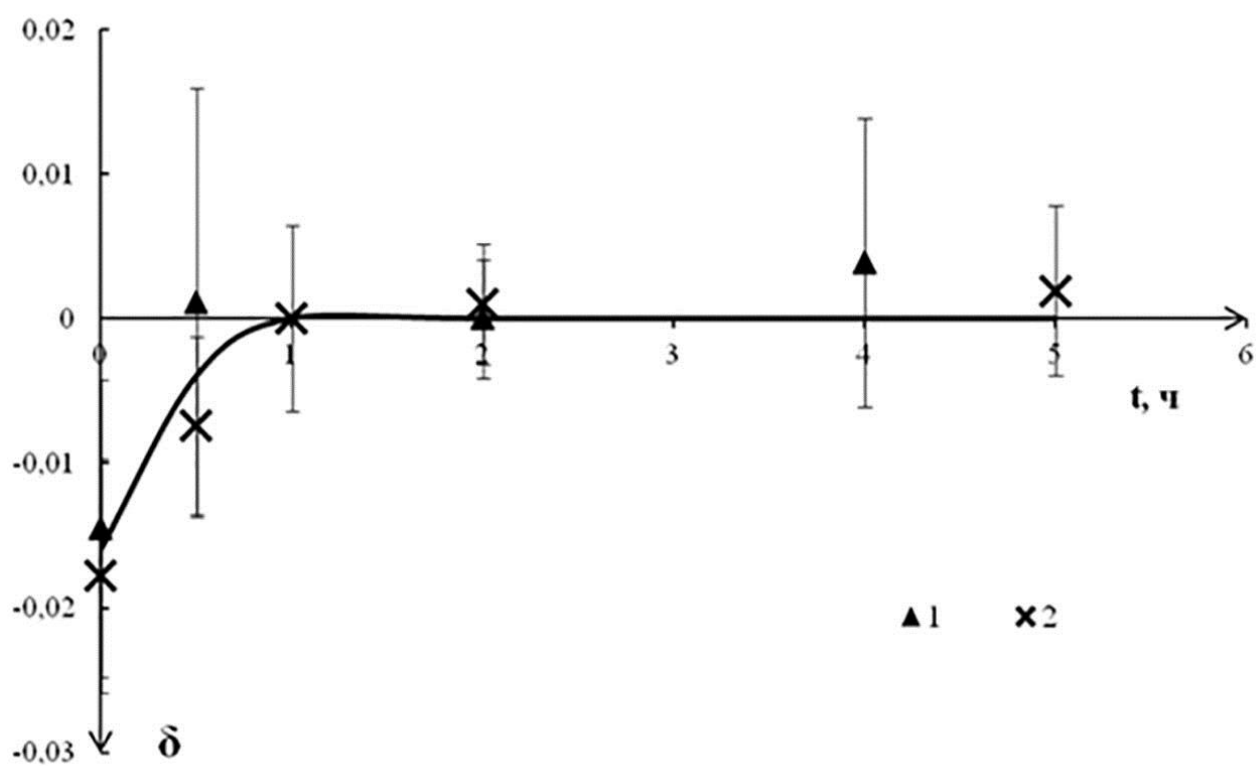


Рисунок 3.1 – Зависимости  $\delta$  (Al с содержанием Fe 0,59%) от времени ( $t$ ) прошедшего после обработки магнитным полем в течение 2 ч



(1 – Al с содержанием Fe 0,19%; 2 – Al с содержанием Fe 0,1255%)

Рисунок 3.2 – Зависимости  $\delta$  от времени ( $t$ ) прошедшего после обработки магнитным полем в течение 2 ч

Исследования характера поведения  $\delta$  при действии магнитного поля на алюминий с содержанием железа 0,001 %, показали, что начальный эффект составляет 5% и затухает за время 5 ч (рисунок 3.3).

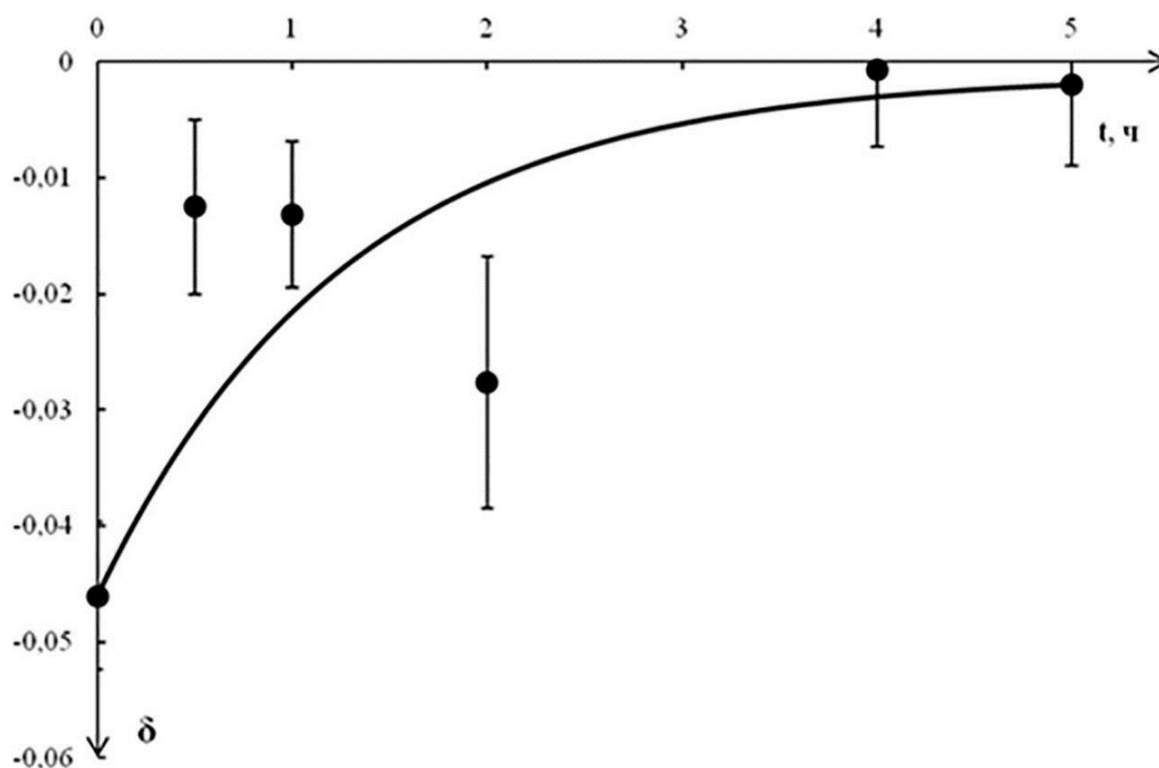
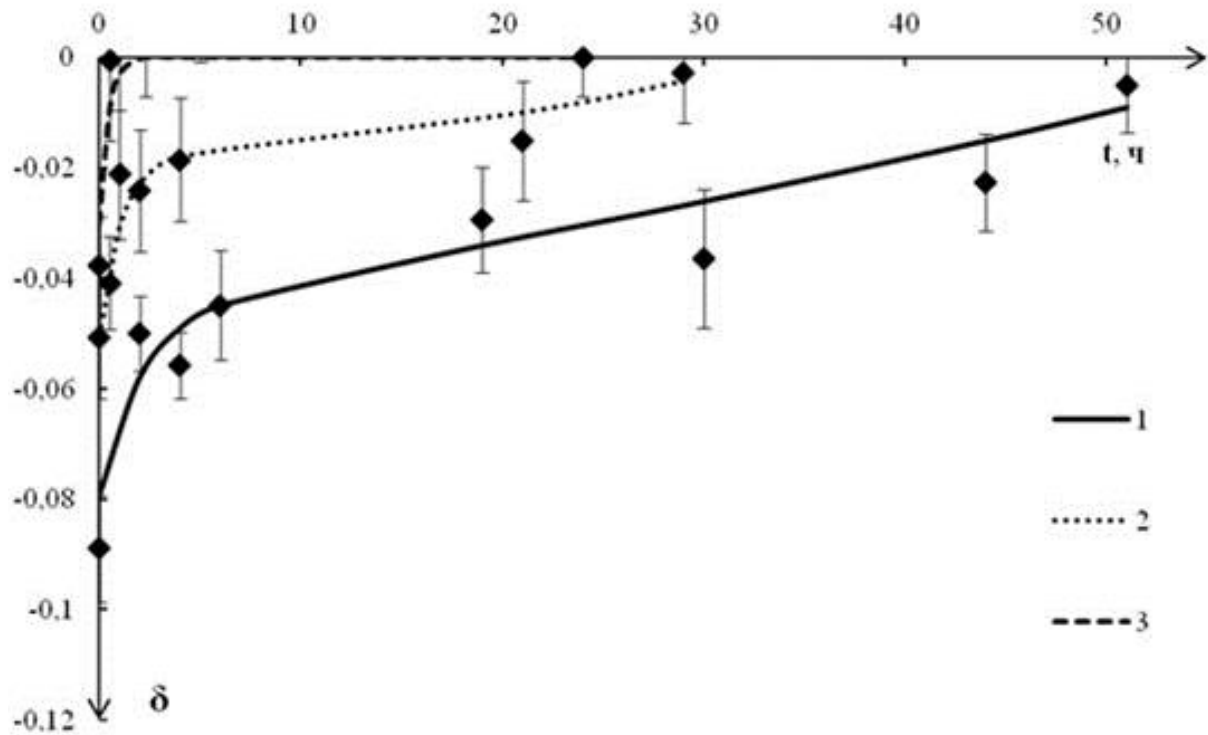


Рисунок 3.3 – Зависимости  $\delta$  (Al с содержанием Fe 0,001%) от времени ( $t$ ) прошедшего после обработки магнитным полем в течение 2 ч

Образцы алюминия с содержанием железа 0,26 % подвергались троекратному, двухчасовому воздействию магнитным полем. Время, прошедшее между экспозициями образцов, составляло 72 ч. После каждой выдержки в магнитном поле фиксировалась зависимость  $\delta$  от времени, прошедшего после магнитной обработки (рисунок 3.4).

Анализ зависимостей показывает, что каждая последующая обработка приводит к снижению начального эффекта магнитного воздействия и времени, необходимого для достижения микротвердости исходного значения. По полученным экспериментальным данным была построена зависимость начального  $\delta$  от числа обработок ( $n$ ) магнитным полем (рисунок 3.5), которая носит линейный характер. Видно, что максимальный эффект магнитное поле оказывает при первом воздействии.





1 – первая обработка магнитным полем; 2 – вторая обработка магнитным полем;  
3 – третья обработка магнитным полем

Рисунок 3.4 – Зависимости  $\delta$  (Al с содержанием Fe 0,26%) от времени ( $t$ ) прошедшего после обработки магнитным полем в течение 2 ч

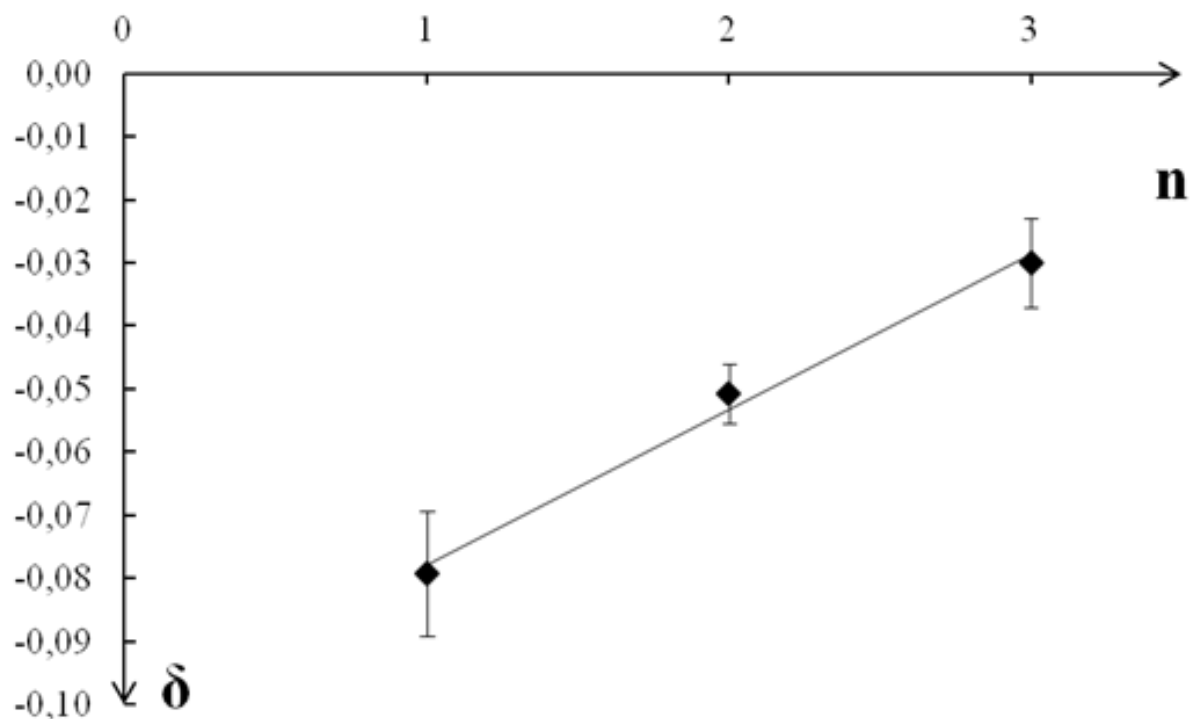


Рисунок 3.5 – Зависимость  $\delta$  от числа обработок ( $n$ ) магнитным полем  
(Al с содержанием Fe 0,26%)

К настоящему времени установлено [188], что магнитное поле способно влиять на состояние точечных дефектов, в том числе атомы внедрения и замещения. В данной связи были исследованы зависимости  $\delta$  от массового содержания Fe и Si в образцах Al, при времени обработки магнитным полем 2 часа (рисунок 3.6).

Видно, что зависимости  $\delta$  от содержания Fe и Si в образцах Al имеют экстремальный характер при двухчасовой обработке магнитным полем. Максимальное снижение значения HV наблюдается при содержании Fe 0,22% и Si 0,125%. В данной связи, далее более детально рассмотрим влияние магнитного поля на алюминий с содержанием Fe 0,22% и Si 0,061%.

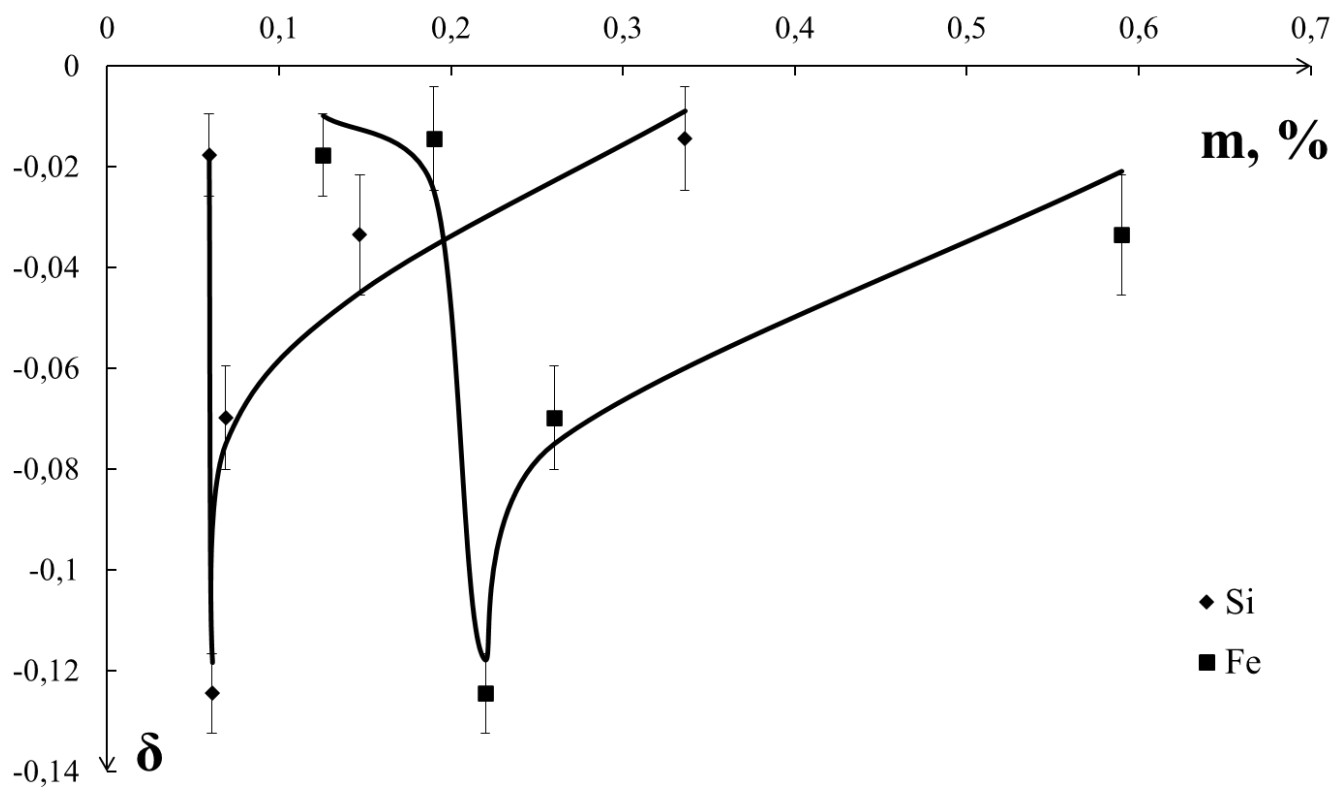


Рисунок 3.6 – Зависимость  $\delta$  Al от содержания Fe и Si (время магнитной обработки – 2 ч)

Зависимость  $\delta$  Al с содержанием Fe 0,22 % от времени, прошедшего после обработки магнитным полем 0,3 Тл в течении 1 ч, приведена на рисунке 3.7.

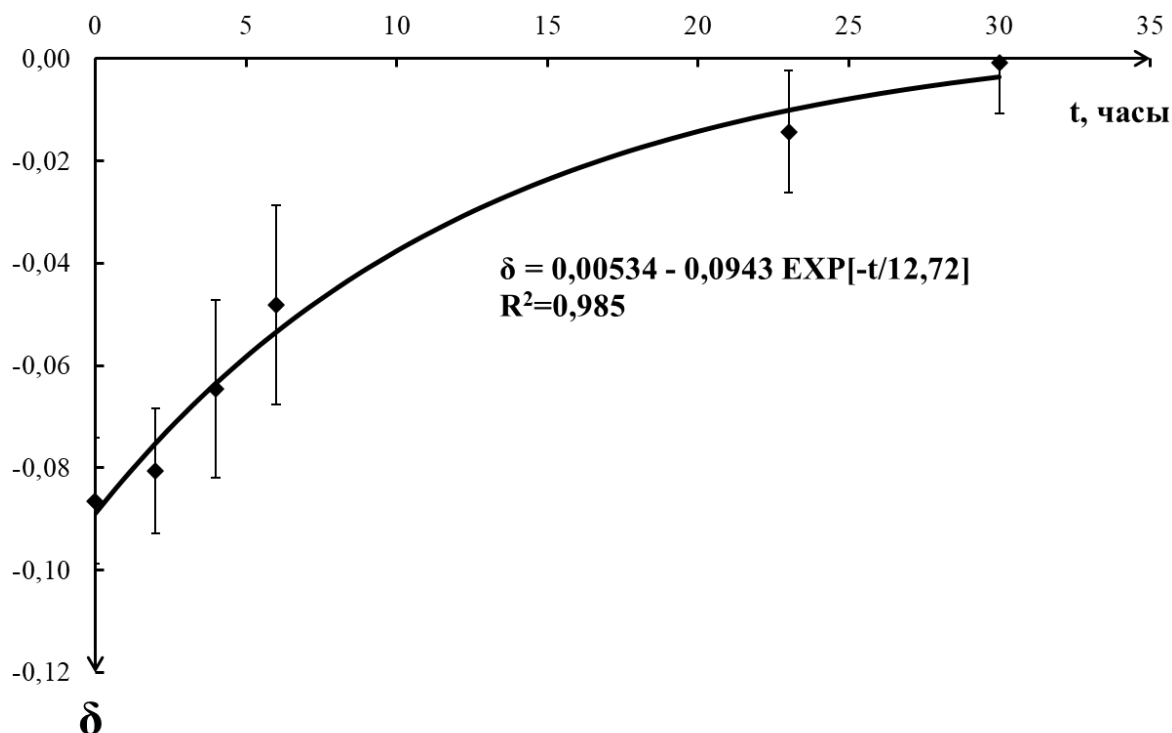


Рисунок 3.7 – Зависимости  $\delta$  (Al с содержанием Fe 0,22%) от времени ( $t$ ) прошедшего после обработки магнитным полем в течение 1 ч

Анализ рисунка 3.7 показывает, что NV Al после удаления из магнитного поля релаксирует до исходного значения по закону  $Q = 0,53 - Q_0 \text{ EXP}[-t/12,72]$ , где  $t$  – время, прошедшее после обработки образца магнитным полем,  $Q_0$  – постоянная, зависящая от величины магнитного поля и времени выдержки в нем, характеризующая начальный эффект влияния магнитного поля, для параметров поля  $B = 0,3$  Тл и времени действия 1 ч она составляет 0,0943. Следует отметить, что полная релаксация NV происходит за время 30 ч.

Поскольку начальный эффект влияния магнитного поля на NV алюминия является максимальным и наблюдается сразу после удаления образца из магнитного поля. В данной связи были проведены исследования влияния величины магнитного поля на начальное значение NV Al с содержанием Fe 0,22% (рисунок 3.8).

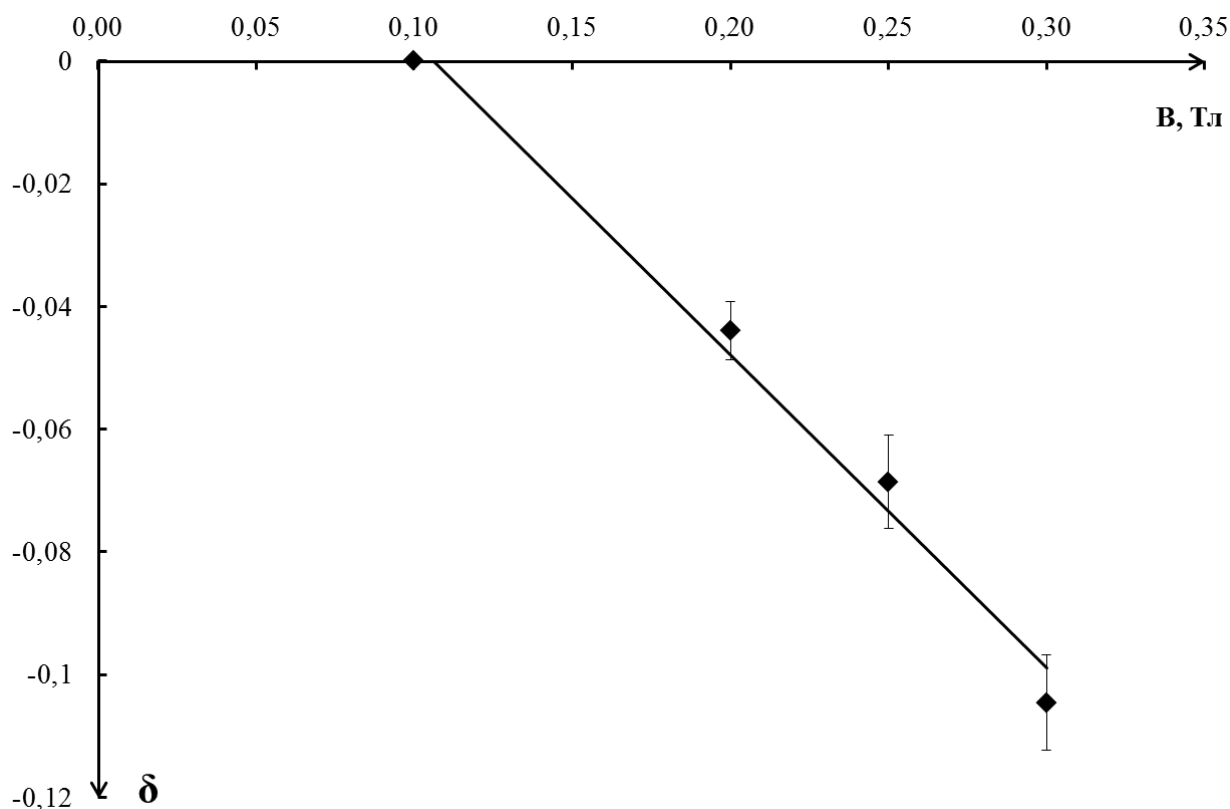


Рисунок 3.8 – Зависимость начального эффекта влияния от индукции магнитного поля (Al с содержанием Fe 0,22%)

Из зависимости видно, что влияние магнитного поля на HV не наблюдается для значений индукции  $< 0,1$  Тл, а при дальнейшем увеличении индукции магнитного поля эффект линейно возрастает, что говорит о существовании порогового значения  $B_{\text{п}}$ . Подобное значение величины ( $B_{\text{п}} \approx 0,1$  Тл) было получено в работе [189], где исследовалось открепление дислокаций от парамагнитных центров в монокристаллах Al. Насыщение магнитопластического эффекта наступало при значениях магнитной индукции порядка 0,3–0,5 Тл.

Экспериментальные исследования влияния времени выдержки в магнитном поле разной величины на HV Al с содержанием Fe 0,22% показали, что зависимость относительного изменения HV от времени обработки магнитным полем имеет вид кривой с насыщением (рисунок 3.9).

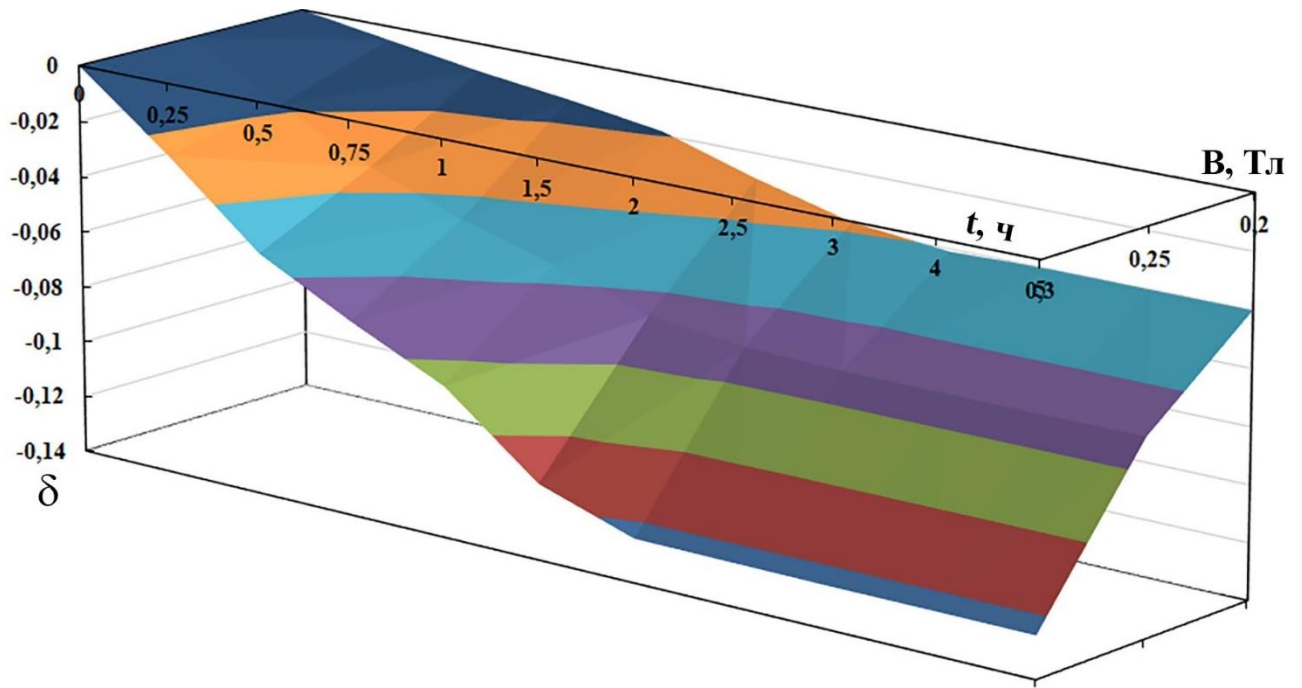


Рисунок 3.9 – Зависимость  $\delta$  от времени выдержки в магнитном поле ( $t$ ) для разных значений индукции

Видно, что микротвердость достигает своего минимума при времени выдержки в магнитном поле порядка 2 ч, дальнейшее увеличение времени не приводит к усилению эффекта.

Полученные в представленном разделе экспериментальные результаты по уменьшению  $HV$  в магнитном поле, очевидно, связаны с уменьшением предела текучести [190]  $\sigma_T$  согласно известному соотношению  $HV/3 = \sigma_T$ , причем предел текучести снижается в связи с откреплением дислокаций (разупрочнение) [191, 192]. Согласно [193, 194], в собственном магнитном поле тока длина дислокационного сегмента между точечными стопорами, которыми являются парамагнитные центры, растет. Это позволяет получить на основе активационной формулы для скорости деформации формулу для магнитного вклада в электропластический эффект в тонком образце:

$$\Delta\sigma = \sigma^* \frac{j^2}{j^2 + j_0^2} \quad (3.1)$$

где  $\Delta\sigma$  - вклад магнитного поля в электропластический эффект,  $\sigma^* = \sigma - \sigma_i$ ,  $\sigma$  - приложенные к образцу внешние напряжения,  $\sigma_i$  - дальнодействующие

внутренние поля напряжений кристаллических дефектов,  $j$  – плотность тока,  $j_0$  – характерная плотность тока, зависящая от материала проводника и значительно слабее – от магнитного поля. Для проведения количественных оценок изменения HV воспользуемся формулой (3.1) и экспериментальными значениями  $\delta$  для 15 минутной экспозиции в магнитном поле. Поскольку  $H = B / \mu\mu_0$ , а  $j = 2H / r$  для тонкой проволоки [193], то  $j = \frac{2B}{r\mu\mu_0}$ . Рассмотрим случай, когда  $B = 0,30$  Тл,  $r = 0,2$ – $0,25$  см (радиус проволоки),  $j_0 = 3,1 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup> [193],  $\mu = 1$  (для вакуума),  $\mu_0 = 4\pi 10^{-7}$ . Подставляя представленные значения в (3.1), получаем вклад в пластичность материала в магнитном поле  $\Delta\sigma / \sigma^* \approx 0,01$ . По нашему мнению, полученный результат является теоретическим значением относительного изменения микротвердости  $\delta^{th} \approx \Delta\sigma / \sigma^* \approx 0,01$ . Экспериментальное значение  $\delta$  для 15 минутной выдержки равно 0,02 и коррелирует в пределах порядка величины с  $\delta^{th}$ .

Рисунок 3.9 показывает, что происходит насыщение  $\delta$  от времени выдержки в магнитном поле. Данное изменение связано с насыщением зависимости длины свободного пробега дислокаций от времени экспозиции в магнитном поле. В свою очередь, насыщение зависимости длины свободного пробега от времени экспозиции, т.е. выход ее на уровень значений, равных междислокационному расстоянию, связано с тем, что все подвижные дислокации открепились от стопоров при данной величине магнитного поля [190]. Релаксация HV к исходному значению связана с уменьшением числа подвижных дислокаций, т.е. с их закреплением и, как следствие, увеличением HV до исходной величины [190].

### **3.2 Характер влияния постоянного магнитного поля на линейную стадию ползучести алюминия**

При изучении влияния магнитного поля на процесс ползучести основное внимание было уделено стадии установившейся ползучести, скорость на которой постоянна. Она определялась численным дифференцированием зависимости  $\varepsilon = \varepsilon_0 + \dot{\varepsilon} \cdot t$ , описывающей кинетику процесса. Характерные кривые ползучести,

полученные при растяжении в магнитном поле, и без него приведены на рисунке 3.10.

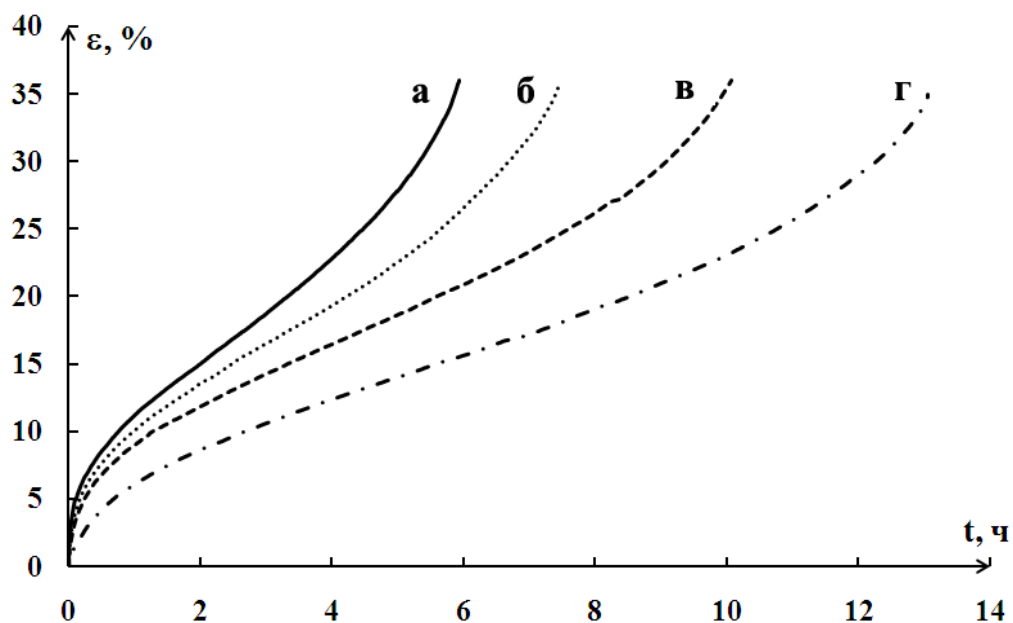


Рисунок 3.10 – Характерные кривые ползучести алюминия: без воздействия (а) и с воздействием 0,15 Тл (б); 0,22 Тл (в); 0,30 Тл (г)

Зависимость изменения скорости ползучести от времени эксперимента с действием поля и без него представлены на рисунке 3.11.

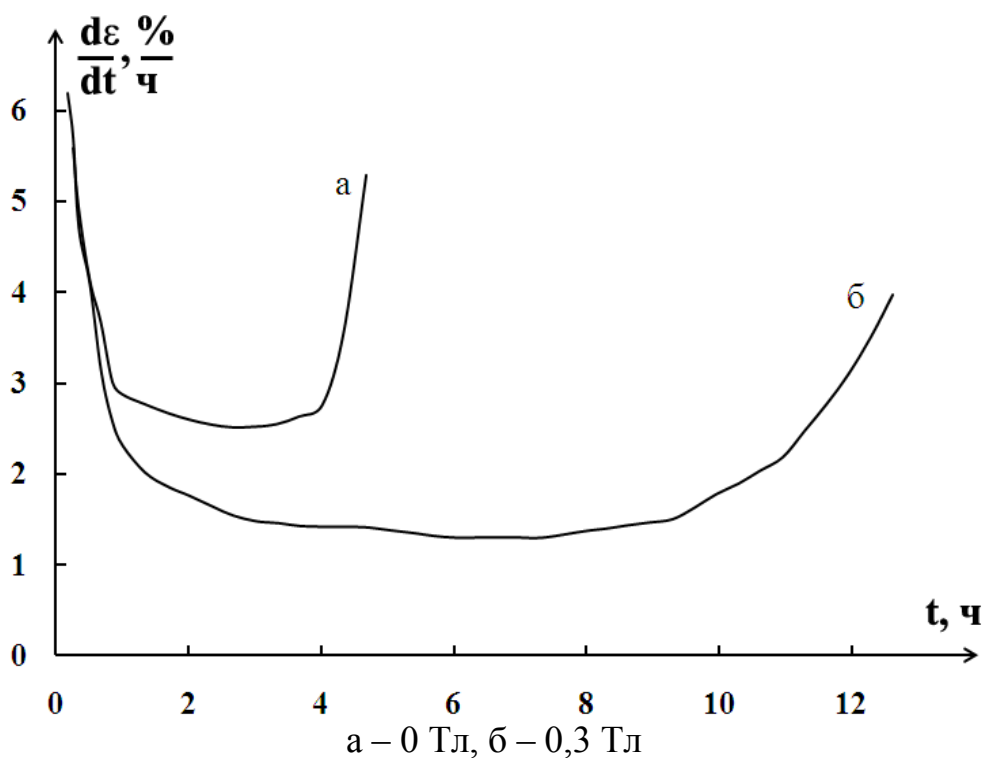


Рисунок 3.11 – Зависимости скорости ползучести алюминия от времени испытания  
а – 0 Тл, б – 0,3 Тл

Обобщенный график зависимости относительного изменения скорости ползучести от индукции магнитного поля приведен на рисунке 3.12.

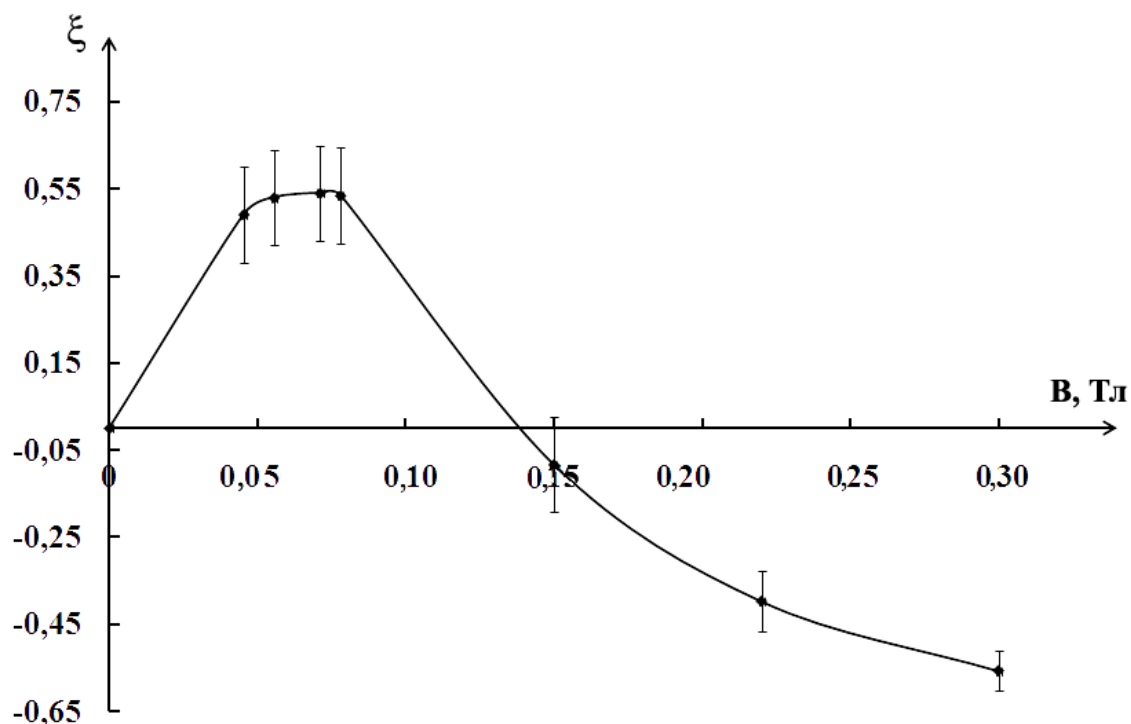


Рисунок 3.12 – Зависимость относительного изменения скорости ползучести  $\xi$  от индукции магнитного поля  $B$

Из представленной зависимости следует, что эффект влияния магнитного поля не однозначен: происходит как возрастание скорости ползучести с достижением максимального значения при  $B = 0,07$  Тл, так и ее замедление с достижением минимального при  $B = 0,30$  Тл.

Полученные результаты качественно подобны зависимостям, установленным в работе [195], где исследованы обратимые и необратимые изменения пластических свойств кристаллов NaCl, вызванные действием магнитного поля. Причину немонотонного изменения пластических свойств авторы связывают с влиянием магнитного поля на поведение точечных дефектов. По их мнению, существуют различные способы влияния магнитного поля на состояние точечных дефектов. Один из них – слабополевой – вызывает необратимые изменения точечных дефектов. Другой – сильнополевой – становится эффективным после увеличения магнитного поля до некоторого

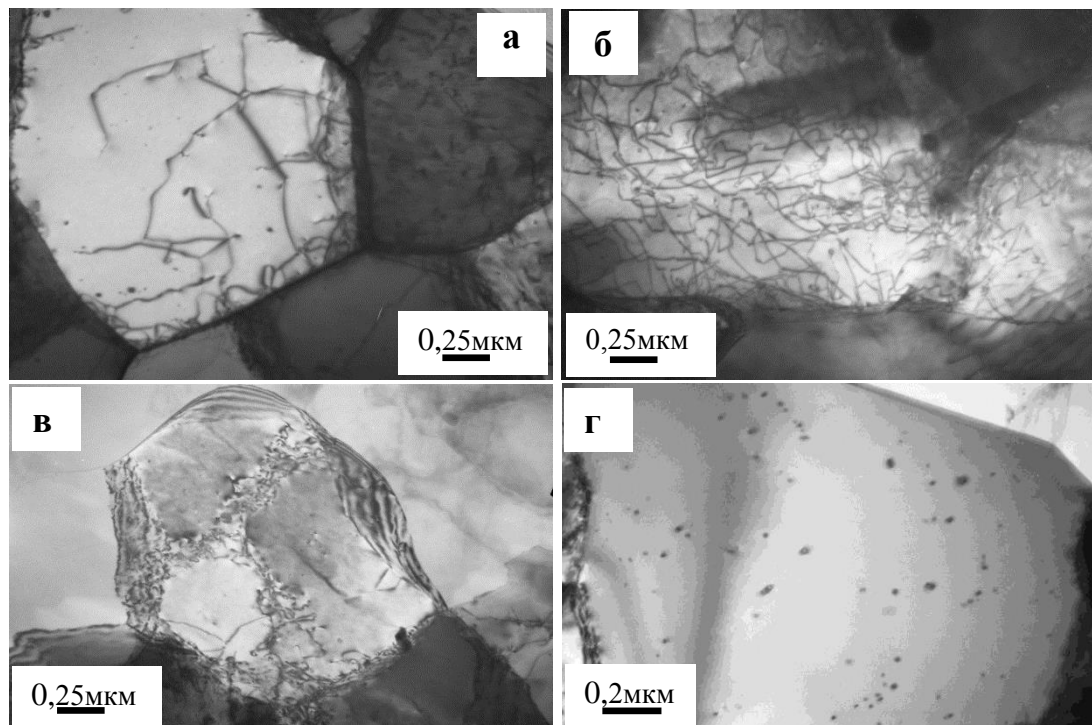


критического значения и характеризуется обратимостью изменений, вносимых полем в подсистему точечных дефектов.

### 3.3 Дислокационная субструктура и поверхность разрушения алюминия сформированные при ползучести в магнитном поле

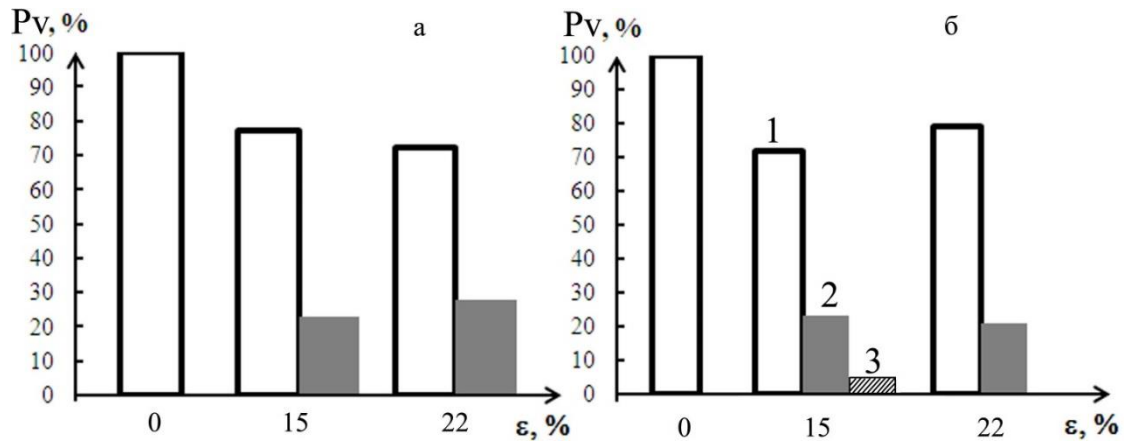
#### 3.3.1 Исследования дислокационной структуры материала, формирующейся при ползучести

Выполненный анализ дефектной субструктуры алюминия формирующейся на линейной стадии ползучести при деформации равной 15% обнаружил зеренно-субзеренную (блочную) структуру со средними размерами для изотропных –  $D = 1,6$  мкм; для анизотропных – продольные размеры  $D = 0,65$  мкм, поперечные  $L = 1,5$  мкм; коэффициент анизотропии  $k = L/D = 2,3$ . В объеме блоков выявлена разнообразная дислокационная субструктура (рисунок 3.13): хаотическая, сетчатая, ячеистая, а также дислокационные петли, что не противоречит известным из литературы [196, 197] типам дислокационных субструктур.



а – хаотическая; б – сетчатая; в – ячеистая; г – дислокационные петли

Рисунок 3.13 – Типы дислокационных субструктур, формирующихся в алюминии при ползучести

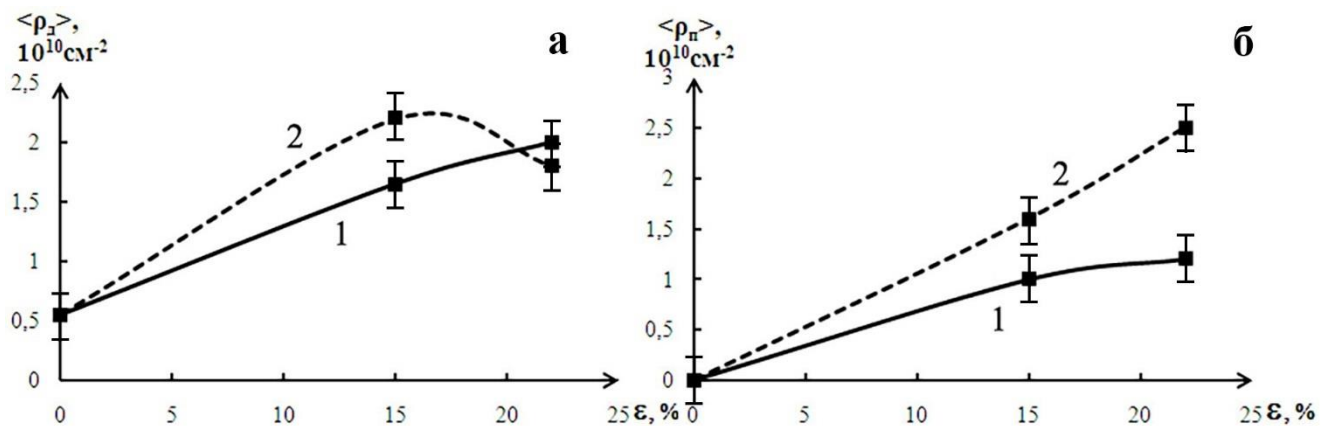


а – 0 Тл, б – 0,3 Тл

1 – хаотическая, 2 – сетчатая, 3 – ячеистая дислокационные субструктуры

Рисунок 3.14 – Распределения объемной доли типов дислокационных субструктур в зависимости от величины деформации

В качестве параметров, характеризующих дислокационную субструктуру, использовали величину скалярной плотности дислокаций и объемную долю типа субструктуры. Результаты количественного анализа дислокационной субструктуры представлены на рисунках 3.14 и 3.15.



а – скалярная плотность дислокаций, б – скалярная плотность дислокационных петель

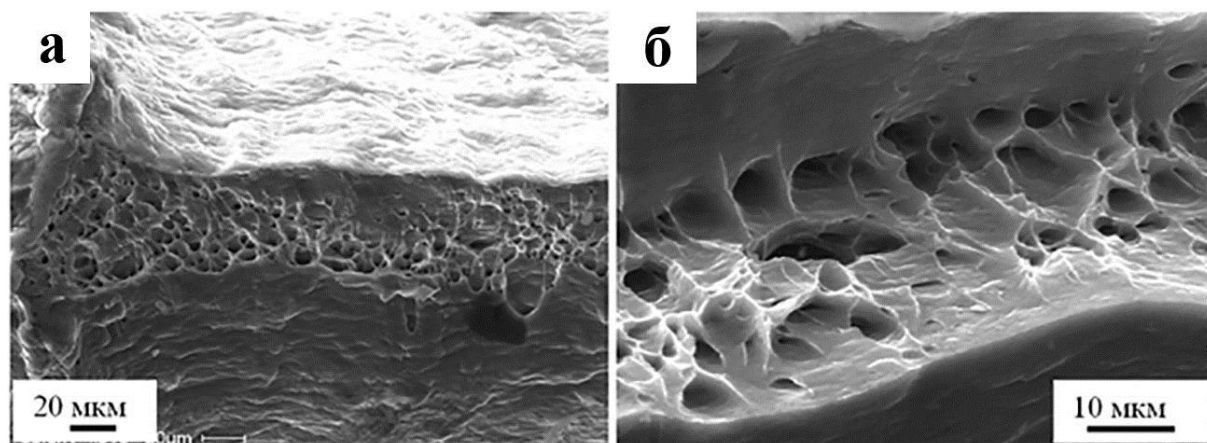
Рисунок 3.15 – Зависимости средней скалярной плотности дислокаций и дислокационных петель от величины деформации без магнитного поля (кривая 1) и при  $B = 0,3 \text{ Тл}$  (кривая 2)

Из анализа рисунка 3.14, можно увидеть, что основным типом дислокационной субструктуры является хаос, доля которого составляет 72% при степени деформации 22% и 77% при степени деформации 15% (независимо от наличия поля). Рисунок 3.15 показывает, что ползучесть приводит к увеличению более чем в 3 раза величины скалярной плотности дислокаций и формированию дислокационных петель. Очевидно, что эти петли созданы в результате коагуляции в диски точечных дефектов – вакансий или межузельных атомов, порожденных пластической деформацией. Оба параметра находятся в зависимости от магнитного поля, а именно их величина больше при деформировании в магнитном поле (кривая 2 на рисунках 3.15 а и 3.15 б). Повышенная плотность дислокационных петель говорит о большей степени закрепления дислокаций и большей прочности материала [191].

Таким образом, внешнее магнитное поле приводит к интенсификации процесса образования вакансий и межузельных атомов при ползучести алюминия. Присутствие в материале дислокационных петель, как и дислокаций при достаточно высокой их плотности приводит к повышению его прочности [192].

### *3.3.2 Исследования поверхности разрушения алюминия, формирующейся при ползучести*

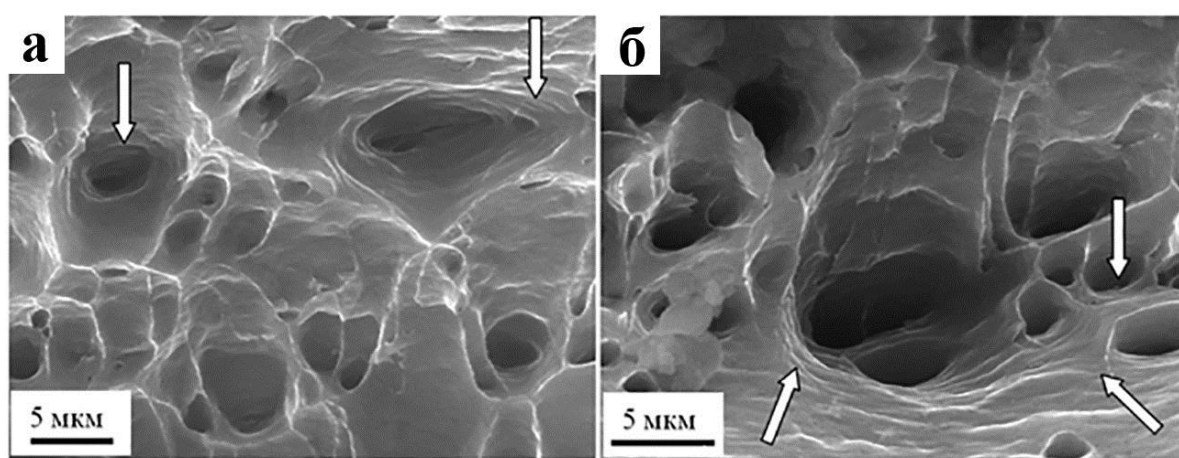
Макроскопический вид поверхности излома плоского образца алюминия, разрушенного при растяжении в условиях ползучести, приведен на рисунке 3.16. Выявляются две зоны – волокнистая зона и зона среза. Этот факт указывает на то, что разрушение алюминия происходило в условиях стабильного роста трещины. Волокнистая зона занимает большую площадь поверхности разрушения. Она сформированная ямками разрушения, представляющими собой половину микропоры, через которую прошло разрушение. Зона среза в образце, разрушенном в обычных условиях, занимает незначительную (порядка 10 %) часть поверхности разрушения (рисунок 3.16 а) и более выражена в образце, разрушенном в условиях внешнего магнитного поля (порядка 30 %) (рисунок 3.16 б).



а – 0 Тл, б – 0,3 Тл

Рисунок 3.16 – Фрактограммы поверхности разрушения алюминия

Более детальный анализ ямок разрушения можно выполнить при большем увеличении (рисунок 3.17). Можно увидеть, что вблизи ямок и на их внутренних поверхностях обнаруживаются волнистые тонкие линии, это указывает на формирование ямок путем скольжения материала по многим действующим системам. Следовательно, разрушение происходило путем вязкого излома на что указывает наличие большего количества полос скольжения и глубоких ямок разрушения, характеризующих высокую локальную пластичность исследуемого материала.



а – в центральной части образца, б – ближе к периферии

Рисунок 3.17 – Фрактограммы, демонстрирующие ямки разрушения

Поверхность разрушения, полученная при растяжении алюминия в режиме ползучести, характеризуется широким диапазоном размеров ямок вязкого разрушения. Были рассчитанные средние диаметры ямок разрушения в каждой из обнаруженных зон. Средний размер ямок разрушения в волокнистой зоне составил 3,4 мкм (без магнитного воздействия), 1,5 мкм (при воздействии магнитным полем 0,3 Тл), также уменьшается интервал диаметров 1-9 мкм (без магнитного воздействия), 0,25-5 мкм (при воздействии магнитным полем 0,3 Тл). Средний размер ямок разрушения в зоне среза составил 1,75 мкм (без магнитного воздействия), 1,1 мкм (при воздействии магнитным полем 0,3 Тл), также уменьшается интервал диаметров 0,5-4 мкм (без магнитного воздействия), 0,25-3,75 мкм (при воздействии магнитным полем 0,3 Тл). Проведя сопоставление диаметров ямок в зоне среза и в зоне волокнистого излома, можно заметить, что в зоне среза средний диаметр ямок разрушения меньше, чем в зоне волокнистого излома.

Размеры ямок разрушения напрямую связаны с вязкостью разрушения. Глубокие конические ямки часто наблюдаются при разрушении очень пластичных материалов [198]. Считается [199], что повышение трещиностойкости сопровождается увеличением глубины ямок на поверхности изломов. Если предположить, что глубина ямок вязкого излома пропорциональна их размеру, то можно заключить, что наложение внешнего магнитного поля способствует некоторому снижению вязкости разрушения алюминия в условиях ползучести.

### **3.4 Физический механизм влияния слабых магнитных полей на деформационное поведение алюминия**

Для объяснения зависимостей, представленных в разделе, рассмотрим поведение атомов металлических материалов во внешнем магнитном поле.

Алюминий относится к парамагнитным материалам, а, как известно, парамагнитными свойствами обладают вещества, магнитный момент атомов которых не равен нулю. Валентная электронная оболочка атома алюминия

состоит из 3 электронов, а сама оболочка имеет вид  $3s^2 3p$ , следовательно, он относится к парамагнетикам и магнитный момент его атома не равен нулю. В качестве основной примеси в алюминии марки А85 выступает железо - 0,22 % массовой доли. Железо в свою очередь относится к ферромагнетикам и имеет 8 валентных электронов  $4s^2$  и  $3d^6$ .

В процессе пластической деформации происходит непрерывное взаимодействие дислокаций друг с другом и с точечными дефектами, в качестве которых выступают парамагнитные атомы внедрения и замещения, в нашем случае это железо.

Если предположить, что взаимодействие дислокаций парамагнитного материала с ферромагнитными примесями и другими дислокациями носят не только упругий характер, а сопровождаются образованием и разрывом ковалентной связи между ними, то можно констатировать, что это является дополнительным фактором торможения дислокации, поскольку необходима дополнительная энергия для разрыва ковалентной связи (рисунок 3.18).

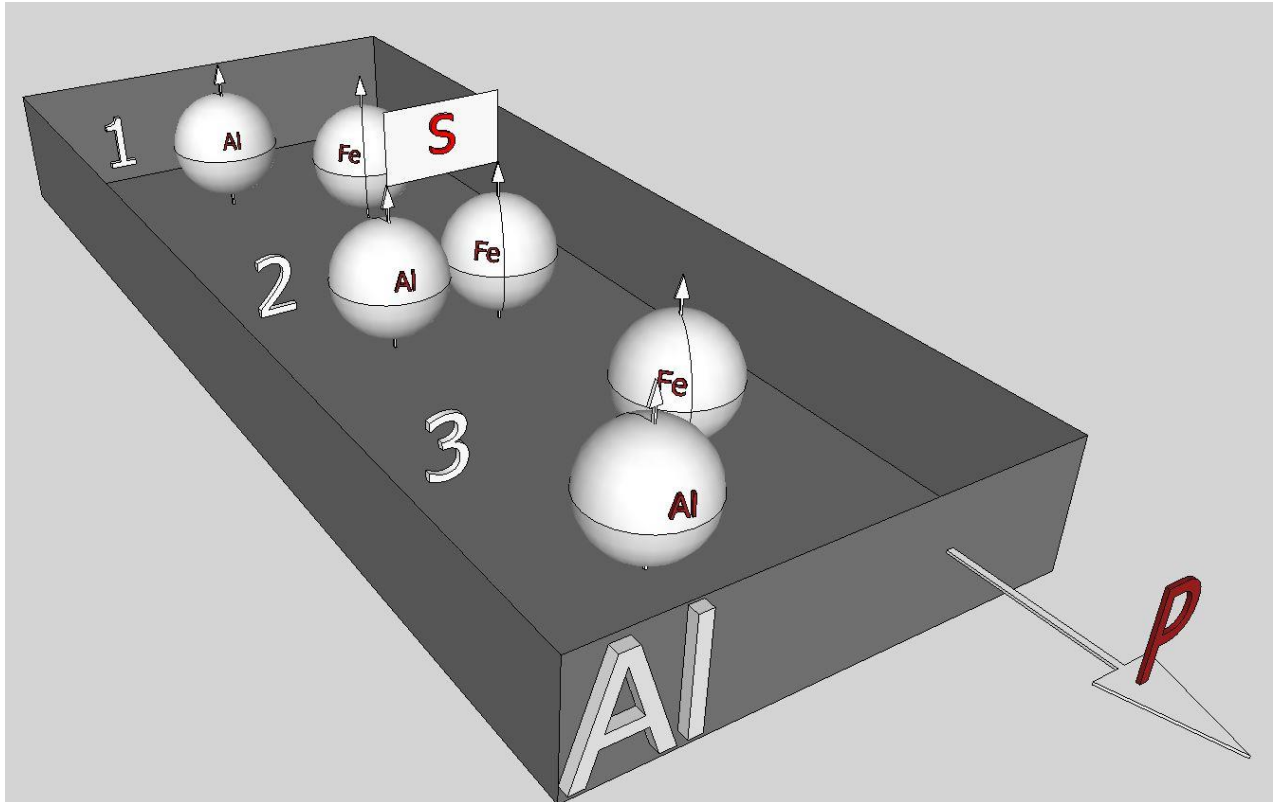


Рисунок 3.18 – Взаимодействие атомов алюминия с атомами железа в процессе пластической деформации без магнитного поля

Образование ковалентной связи между одним атомом принадлежащем дислокации и ферромагнитным примесным дефектом или атомом другой дислокации – возможно, поскольку, и у алюминия, и у железа существуют электроны с не спаренным спином [200]. Таким образом, процесс пластической деформации сопровождается многократно повторяющимися химическими реакциями.

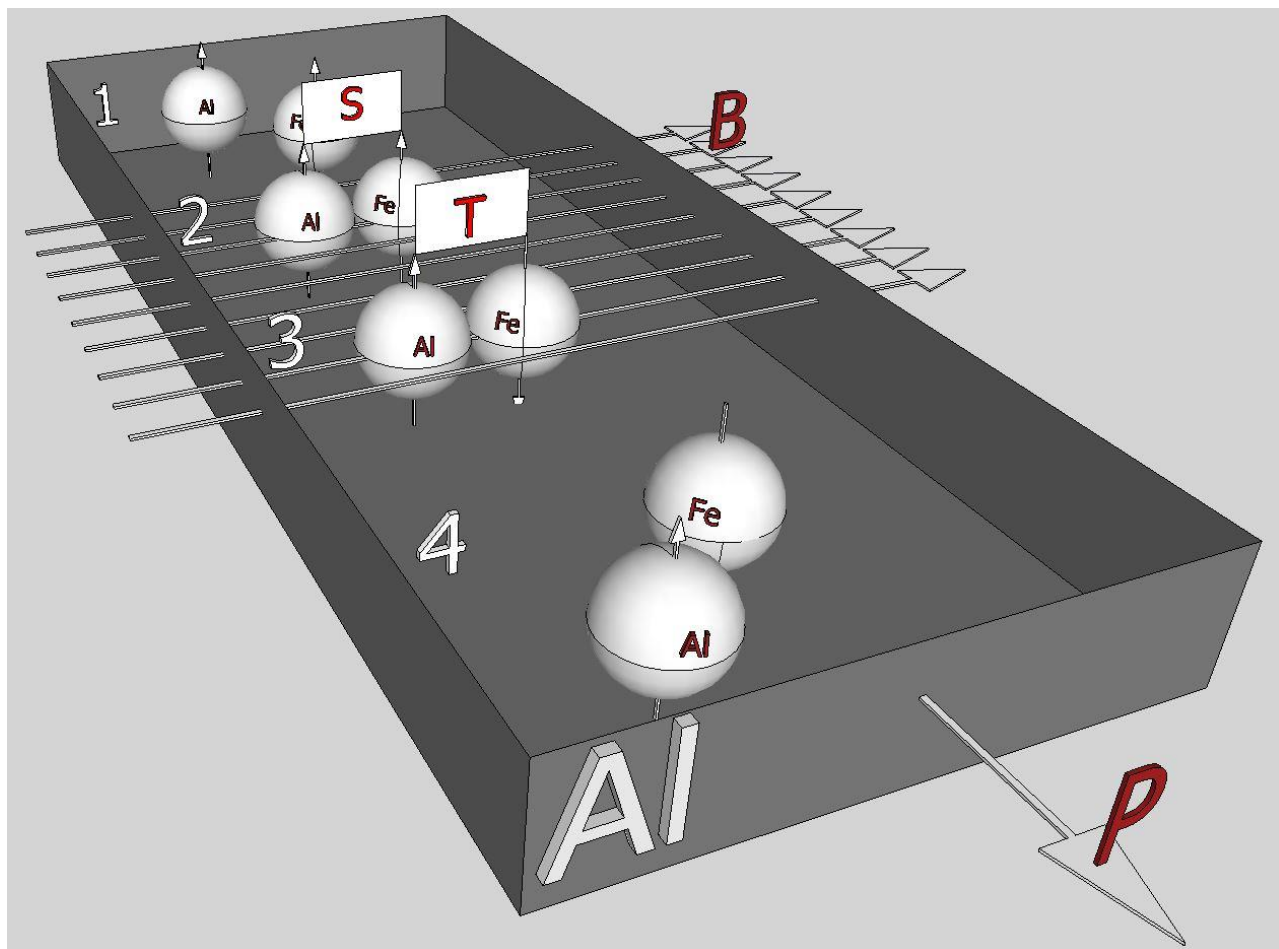


Рисунок 3.19 – Взаимодействие атомов алюминия с атомами железа в процессе пластической деформации при воздействии магнитным полем

Из вышесказанного можно сделать вывод, что магнитное поле оказывает не прямое воздействие на процесс пластической деформации. Можно предположить, что магнитное поле, воздействуя на ковалентную связь, переводит радикальную пару из синглетного состояния в триплетное, что облегчает ее разрыв, поскольку энергия необходимая для разрыва радикальной пары, находящейся в синглетном состоянии больше, чем в триплетном (рисунок 3.19) [201]. Это приводит к

увеличению подвижности дислокаций, а поскольку в кристалле обычно присутствует  $10^6$ - $10^{11}$  дислокаций в  $1 \text{ см}^3$ , и их перемещение приводит к макроскопическим деформациям. Изменение подвижность этих дефектов незамедлительно отражается на макроскопических параметрах системы, в частности приводит к изменению механических свойств кристаллов, что подтверждается результатами работы [202], где установлено, что с увеличением подвижности дислокаций микротвердость кристаллов висмута снижается.

### 3.5 Выводы по разделу 3

1. Установлено, что воздействие постоянным магнитным полем 0,3 Тл в течение разных промежутков времени (от 0,4 до 2 часов), приводит к обратимому снижению HV алюминия независимо от чистоты металла. Релаксация HV происходит по экспоненциальному закону.

2. Выявлено, что многократная обработка Al с содержанием Fe 0,26% приводит к снижению начального эффекта магнитного воздействия и времени, необходимого для достижения HV исходного значения, а именно: 1 обработка  $\delta = -0,083$ , время релаксации 51 час; 2 обработка  $\delta = -0,053$ , время релаксации 29 часов; 3 обработка  $\delta = -0,035$ , время релаксации 1 час.

3. Для Al с содержанием Fe 0,22% определено пороговое значения индукции постоянного магнитного поля ( $B_p = 0,10 \text{ Тл}$ ), выше которого возможно наблюдение эффекта снижения HV. Дальнейшее увеличение индукции магнитного поля до 0,3 Тл приводит к линейному возрастанию эффекта.

4. Показано, что максимальное влияние постоянного магнитного поля на HV Al достигается при времени выдержки  $t \approx 2$  часа, дальнейшее увеличение времени не приводит к усилению эффекта.

5. Выявлена зависимость скорости ползучести Al, определяемой на линейной стадии процесса, от величины индукции магнитного поля в диапазоне до 0,3 Тл.

6. Показано, что воздействие магнитного поля ( $B = 0,10 - 0,30 \text{ Тл}$ ) на скорость ползучести Al носит немонотонный характер: влияние магнитного поля



с  $B = 0 - 0,15$  Тл приводит к увеличению скорости ползучести на 55 %, а при  $B = 0,15 - 0,30$  Тл она уменьшается на такую же величину.

7. Анализ дислокационной субструктуры, формирующейся на стадии установившейся ползучести Al, показал, что присутствие магнитного поля приводит к большему накоплению скалярной плотности дислокаций, формирующих, преимущественно, структуру дислокационного хаоса; к более развитому процессу формирования дислокационных петель; к формированию вдоль границ блоков вторичной блочной системы.

8. Установлено, что в присутствии магнитного поля формирующийся рельеф поверхности разрушения (ямки вязкого разрушения) обладает меньшими средними размерами, по сравнению с обычными условиями эксперимента.

9. В результате теоретических оценок влияния магнитного поля на процесс пластического деформирования Al установлено, что основным механизмом, отвечающим за их изменение, является увеличение подвижности дислокаций за счет снижения энергетического барьера их закрепления.

## **4 ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА АК5М2 ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИНТЕНСИВНЫМИ ИМПУЛЬСНЫМИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ**

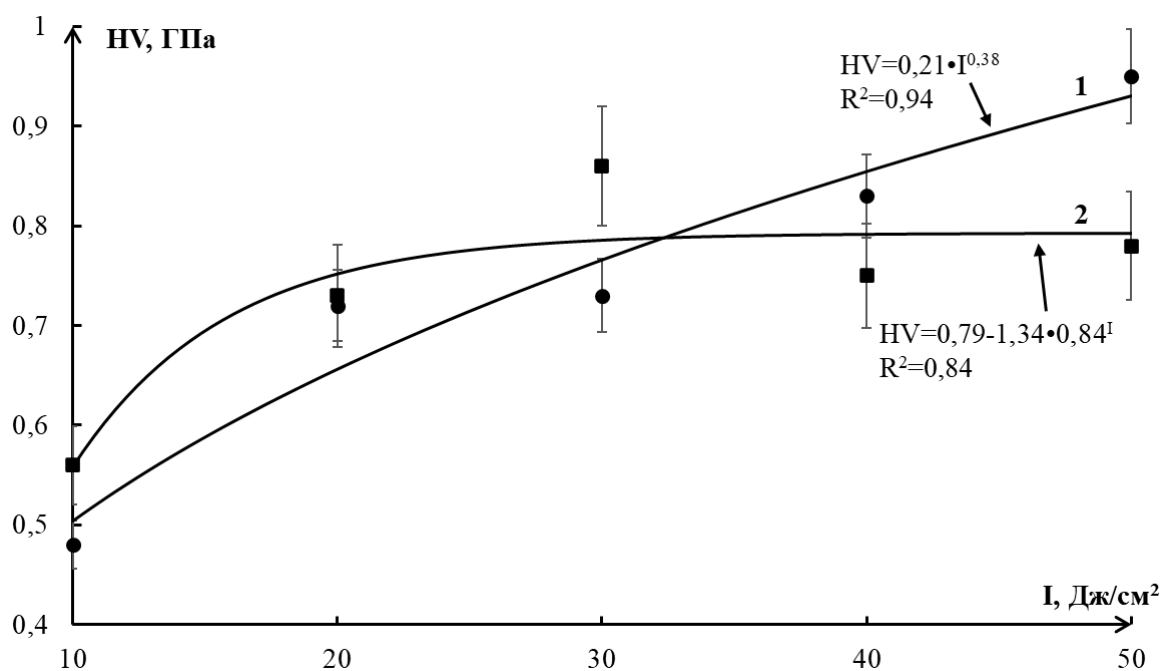
В разделе 4 приведены данные по влиянию облучения ИИЭП в различных режимах (плотность энергии пучка электронов от 10 до 50 Дж/см<sup>2</sup>, время импульса 50 и 200 мкс.) на HV, k сплава АК5М2 [203-206]. Описаны изменения тонкой структуры, количественного и качественного фазового состава, наблюдаемые при облучении сплава АК5М2 ИИЭП [207-214]. Обнаружены зависимости наблюдаемых трансформаций структуры и фазового состава от параметров облучения.

На основе экспериментальных данных оформлен один патент [215] на способ обработки поверхностного слоя силумина АК5М2, зарегистрированы 3 базы данных [216-218].

### **4.1 Изменения микротвердости и износостойкости сплава АК5М2, подвергнутого воздействию интенсивного импульсного электронного пучка**

Значения HV и параметра износа k (величина обратная износостойкости) для вариантов воздействия ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов от 10 до 50 Дж/см<sup>2</sup> с шагом 10 Дж/см<sup>2</sup> и временем импульса 50 и 200 мкс. определяли непосредственно на поверхности облучения. Количественные данные по изменению HV представлены на рисунке 4.1. Значение HV сплава АК5М2 в исходном состоянии равно 0,52 ГПа.

Анализируя данные, можно отметить, что при длительности импульсов 50 мкс HV поверхностного слоя увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов, достигая максимального значения 0,95 ГПа, при плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см<sup>2</sup>, что превышает HV исходного материала на 83 %. При длительности импульсов 200 мкс HV поверхностного слоя достигает максимального значения при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup> и составляет 0,86 ГПа, что превышает HV исходного материала на 65 %.

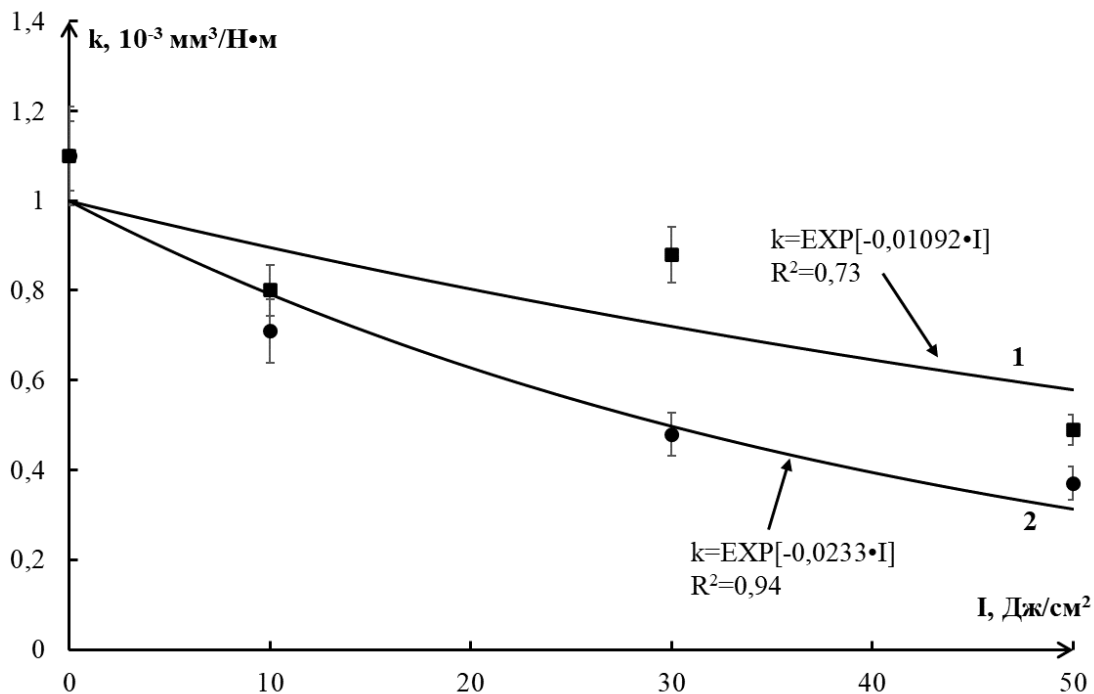


1 – 50 мкс, 2 – 200 мкс.

Рисунок 4.1 - Зависимости HV от плотности энергии пучка электронов

Результаты измерения параметра износа k представлены на рисунке 4.2.

Значение k в исходном состоянии равно  $1,1 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ .



1 – длительность импульсов пучка электронов 50 мкс; 2 – 200 мкс.

Рисунок 4.2 – Зависимости параметра износа k от плотности энергии пучка электронов

Установлено, что при облучении ИИЭП с длительностью импульса тока пучка 200 мкс параметр износа  $k$  снижается с ростом плотности энергии пучка электронов (рисунок 4.2, кривая 1). Более сложным образом изменяется износостойкость сплава, облученного ИИЭП с длительностью тока пучка 50 мкс (рисунок 4.2 кривая 2). В данном случае износостойкость незначительно снижается при плотности энергии пучка электронов  $30 \text{ Дж/см}^2$  и вновь увеличивается при облучении ИИЭП с плотностью энергии  $50 \text{ Дж/см}^2$ . Максимальное увеличение износостойкости ( $k = 0,37 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ ) наблюдается при параметрах обработки  $50 \text{ Дж/см}^2$ , 200 мкс, и составляет 197 %.

#### 4.2 Эволюция элементного и фазового состава, параметров кристаллического строения сплава АК5М2, вызванная действием интенсивного импульсного электронного пучка

Данные по элементному составу сплава, находящегося в литом состоянии приведены в таблице 2.2. Облучение ИИЭП приводит к перераспределению элементов в поверхностных слоях материала (рисунок 4.3).

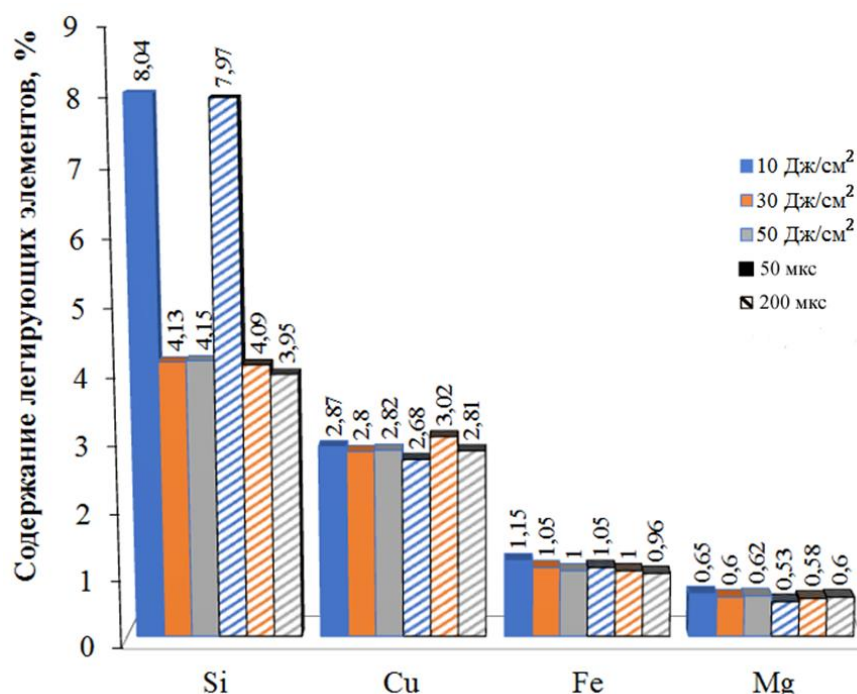
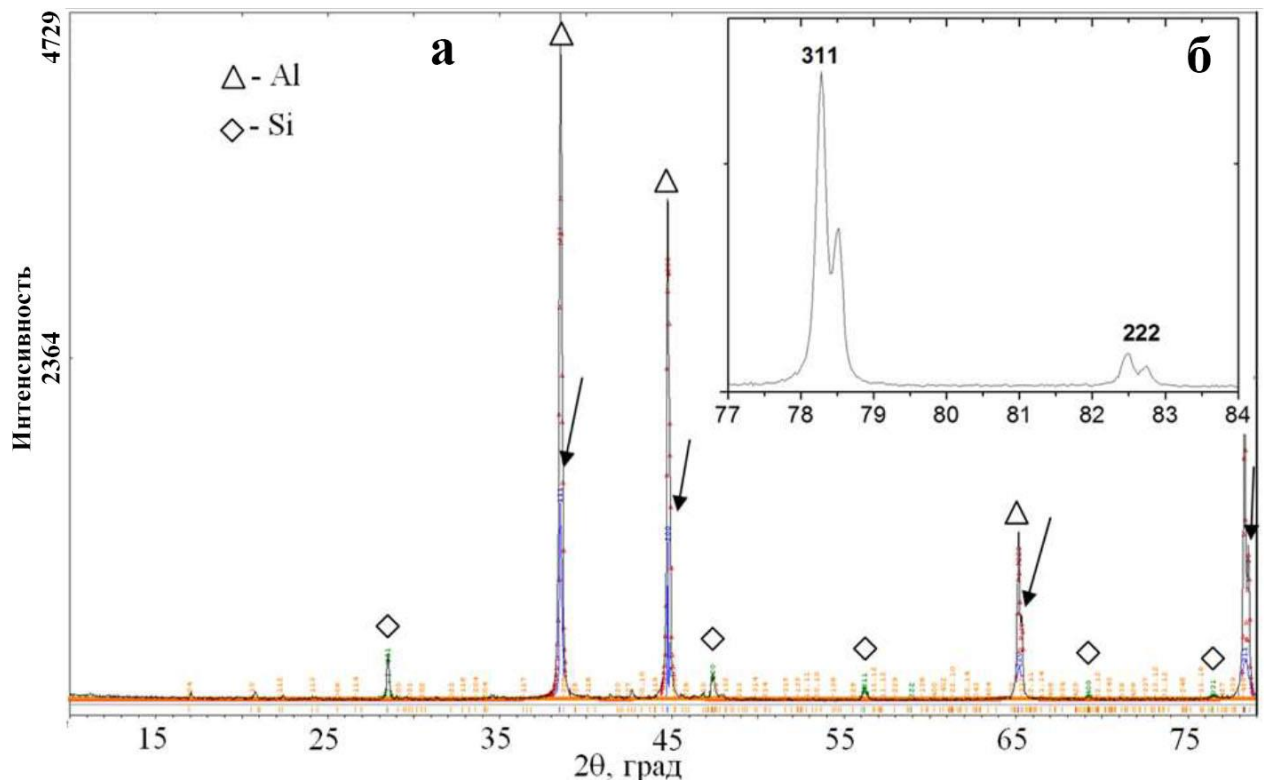


Рисунок 4.3 - Содержание легирующих элементов и основных примесей сплава АК5М2, облученного ИИЭП с различной плотностью энергии и временем действия импульса

При рассмотрении изменений, вызванных ИИЭП на содержание в материале кремния следует отметить, что при плотности энергии пучка  $10 \text{ Дж/см}^2$ , независимо от времени импульса происходит увеличение концентрации кремния в материале примерно на 47,9 – 49,2%. Содержание кремния в сплаве в состоянии поставки, 5,39 масс.%, а при обработке ИИЭП с плотностью энергии  $10 \text{ Дж/см}^2$  при длительности импульса 50 мкс. – 8,04 масс.%, при длительности 200 мкс. – 7,97 масс.%. После модификации сплава ИИЭП в поверхностных слоях наблюдается также увеличение концентрации меди на  $\sim 115,8\%$ , железа  $\sim 79,7\%$ .

Исследования фазового состава показали, что в исходном состоянии основными фазами исследуемого материала являются твердый раствор на основе алюминия, кремний и интерметаллиды, одним из которых является фаза состава  $\text{Fe}_2\text{Al}_9\text{Si}_2$ .

Рентгенограмма сплава АК5М2 в состоянии поставки, полученная с помощью рентгенофазового анализа приведена на рисунке 4.4.



а – участок рентгенограммы в интервале угла  $2\theta$  10-77 град., б - участок рентгенограммы в интервале угла  $2\theta$  77-84 град.

Рисунок 4.4 – Участок рентгенограммы АК5М2 в исходном состоянии. Стрелками указано расположение дифракционных линий фазы  $\text{Al}_2$

Анализ дифракционных максимумов алюминия для сплава АК5М2 показал, что они расщеплены (вставка на рисунке 4.4). Это позволяет говорить о существовании двух твердых растворов на основе алюминия, различающихся параметром кристаллической решетки. Первый тип – твердый раствор на основе алюминия с большим параметром кристаллической решетки  $Al^I$ ; второй тип – с меньшим параметром кристаллической решетки –  $Al^{II}$ . Установлено, что перед облучением ИИЭП относительное содержание фазы  $Al^I$  – 75,1 масс. %; фазы  $Al^{II}$  – 20,0 масс. %; остальное – кремний.

Относительное содержание фазы  $Al^{II}$  в зависимости от плотности энергии ИИЭП показано на рисунке 4.5.

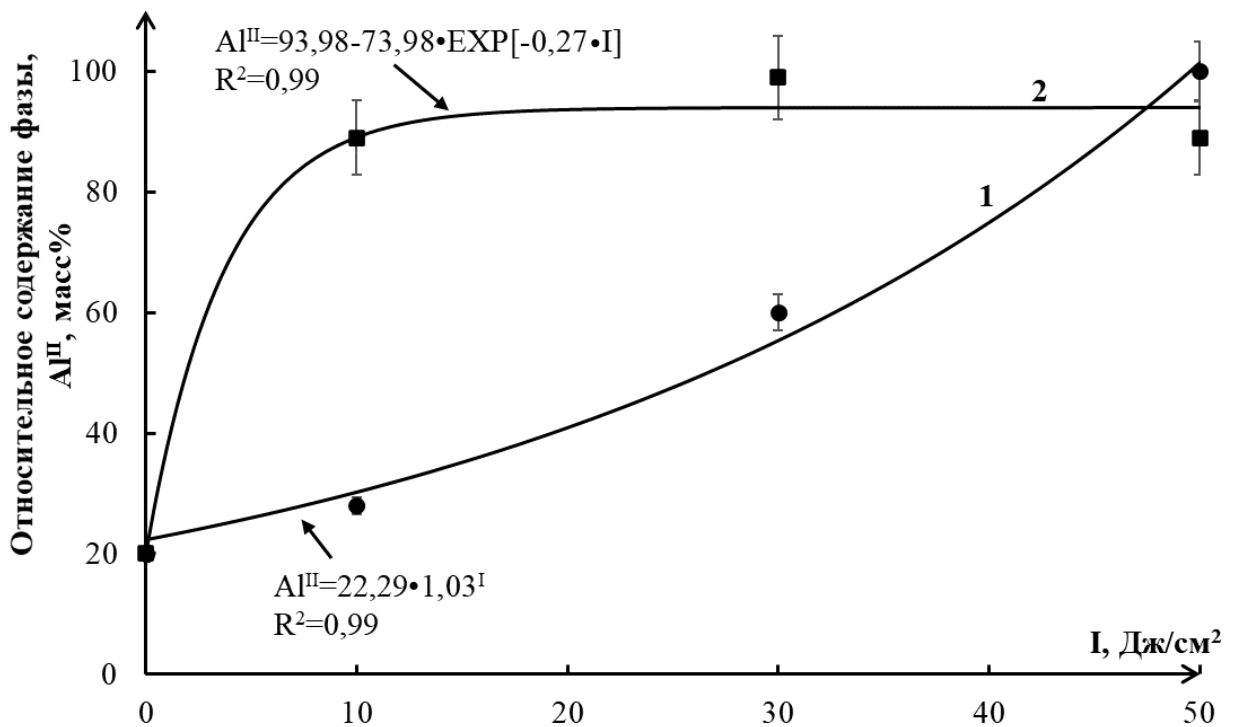


Рисунок 4.5 – Зависимость относительного содержания фазы  $Al^{II}$  в поверхностном слое сплава от плотности энергии пучка электронов

На рисунке 4.5 можно увидеть, что увеличение плотности энергии пучка электронов при длительности импульса 50 мкс приводит к увеличению относительного содержания фазы  $Al^{II}$ . При длительности импульса 200 мкс и плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup> относительное содержание фазы  $Al^{II}$  достигает максимального значения, равного  $\approx 99$  масс. %.

Исследования величины области когерентного рассеяния (ОКР) электронов сплава АК5М2 показали, что для фазы Si при плотности энергии пучка электронов  $10 \text{ Дж/см}^2$  и длительности импульса 200 мкс ОКР составляет 51,02 нм (рисунок 4.6 а). Увеличение плотности энергии пучка электронов до  $30 \text{ Дж/см}^2$  приводит к снижению ОКР до значения в 12,08 нм., а при плотности энергии пучка электронов  $50 \text{ Дж/см}^2$  ОКР составляет 13,99 нм. На рисунке 4.6 б видно, что микроискажения кристаллической решетки Si изменяются противоположным образом, а именно при  $10 \text{ Дж/см}^2$  составляют  $1,396 \cdot 10^{-3}$ , при  $30 \text{ Дж/см}^2$  увеличиваются до  $3,576 \cdot 10^{-3}$ , а при  $50 \text{ Дж/см}^2$  снижаются до  $0,934 \cdot 10^{-3}$ .

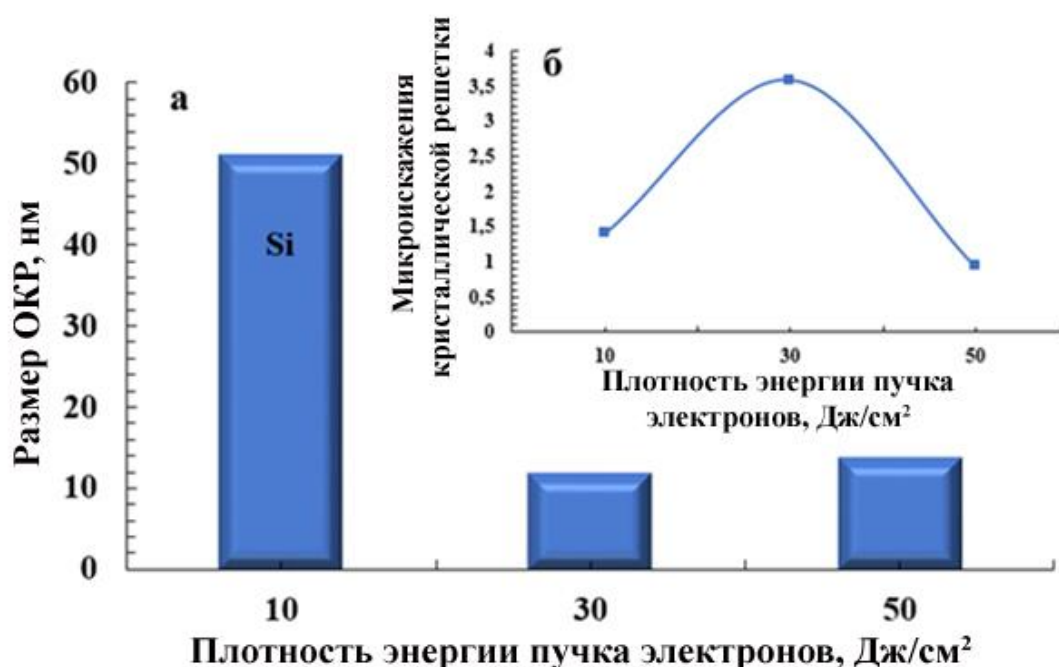


Рисунок 4.6 – Зависимость величины ОКР (а) и микроискажений кристаллической решетки (б) от плотности энергии пучка электронов для сплава АК5М2

Изменение фазового состава и относительного содержания фаз при облучении сплава АК5М2 ИИЭП сопровождается изменением параметра кристаллической решетки основной фазы – Al.

Поскольку для АК5М2 обнаружилось две фазы твердых растворов на основе алюминия, различающихся параметром кристаллической решетки, то анализ выполняли по каждой из фаз (рисунок 4.7). Анализируя результаты, представленные на рисунке 4.7 а, можно отметить, что параметр кристаллической

решетки  $Al_1$  при плотности энергии пучка электронов  $10 \text{ Дж/см}^2$  и длительностью импульсов 200 мкс составляет  $4,047 \text{ \AA}$ , а при 50 мкс –  $4,0435 \text{ \AA}$ , соответственно. Параметр кристаллической решетки фазы  $Al_1$  изменяется в соответствие со значениями, представленными на графике (рисунок 4.7 а) с минимумом, достигаемым при плотности энергии пучка электронов  $30 \text{ Дж/см}^2$  (при 50 мкс –  $4,039 \text{ \AA}$ ; при 200 мкс –  $4,045 \text{ \AA}$ ). При плотности энергии пучка  $50 \text{ Дж/см}^2$  параметр кристаллической решетки фазы  $Al_1$  (при 50 мкс –  $4,0485 \text{ \AA}$ ; при 200 мкс –  $4,0495 \text{ \AA}$ ) превышает параметр кристаллической решетки фазы  $Al_1$  исходного состояния ( $4,048 \text{ \AA}$ ).

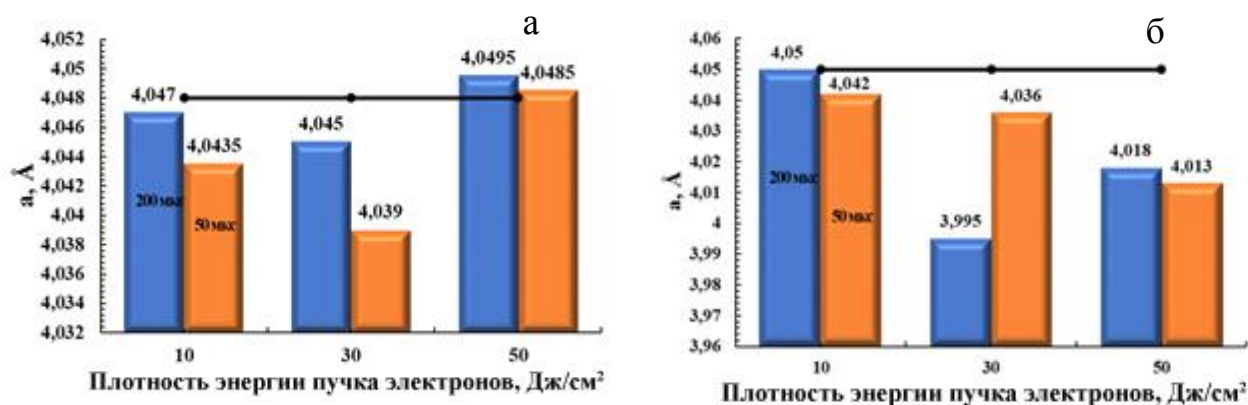


Рисунок 4.7 – Зависимость параметра кристаллической решетки фазы  $Al_1$  (а) и фазы  $Al_2$  (б), формирующихся в поверхностном слое сплава АК5М2, от плотности энергии пучка электронов. Сплошной черной линией обозначена величина параметра кристаллической решетки фазы в исходном состоянии

Анализируя рисунок 4.7 б, можно отметить, что при плотности энергии пучка  $10 \text{ Дж/см}^2$  и длительностью импульса пучка 200 мкс параметр кристаллической решетки фазы  $Al_2$  ( $4,05 \text{ \AA}$ ) совпадает с параметром кристаллической решетки фазы  $Al_2$  исходного состояния. А при 50 мкс параметр кристаллической решетки фазы  $Al_2$  ( $4,042 \text{ \AA}$ ) ниже параметра кристаллической решетки фазы  $Al_2$  исходного состояния. Параметр кристаллической решетки фазы  $Al_2$  при длительности импульсов пучка 200 мкс изменяется подобно параметру



кристаллической решетки фазы  $Al_1$ , достигая минимума при плотности энергии пучка электронов  $30 \text{ Дж/см}^2$  ( $3,995 \text{ \AA}$ ). При длительности импульса пучка электронов 50 мкс параметр кристаллической решетки фазы  $Al_2$  снижается при увеличении плотности энергии пучка электронов, достигая минимума при  $50 \text{ Дж/см}^2$  ( $4,013 \text{ \AA}$ ).

### **4.3 Эволюция структуры сплава АК5М2 после воздействия интенсивного импульсного электронного пучка**

#### *4.3.1 Исследование структуры сплава АК5М2 методами сканирующей электронной микроскопии*

Изображения структур материала в исходном состоянии, полученные при различном увеличении методами СЭМ, представлены на рисунке 4.8. Можно увидеть, что структура состоит из зерен  $Al$ , размер которых находится в пределах от 25 мкм до 80 мкм. Выявляются кратеры и микропоры (рисунок 4.8 в). На границах и в стыках зерен  $Al$  присутствуют включения  $AlSi$  эвтектики (рисунок 4.8 б) с размерами 11-26 мкм. Обнаруживаются вкрапления светлого цвета, предположительно частицы интерметаллидов. В некоторых случаях они имеют весьма интересную форму «иероглифов» (рисунок 4.8 в, включения указаны стрелками), игольчатую, глобулярную и, существенно реже, осколочную форму (рисунок 4.8 а, г). Продольные размеры частиц игольчатой формы часто превышают размеры зерен (рисунок 4.8 б, г), что указывает на их формирование до образования зерен алюминия. Частицы глобулярной формы располагаются преимущественно вдоль границ зерен алюминия (рисунок 4.8 в, г). При механической полировке образцов такие частицы часто выкрашиваются (рисунок 4.8 а), что может указывать на их плохую связь с границами зерен. Следует ожидать, что наличие в сплаве частиц интерметаллидов, независимо от их морфологии, будет способствовать охрупчиванию материала при механическом нагружении.

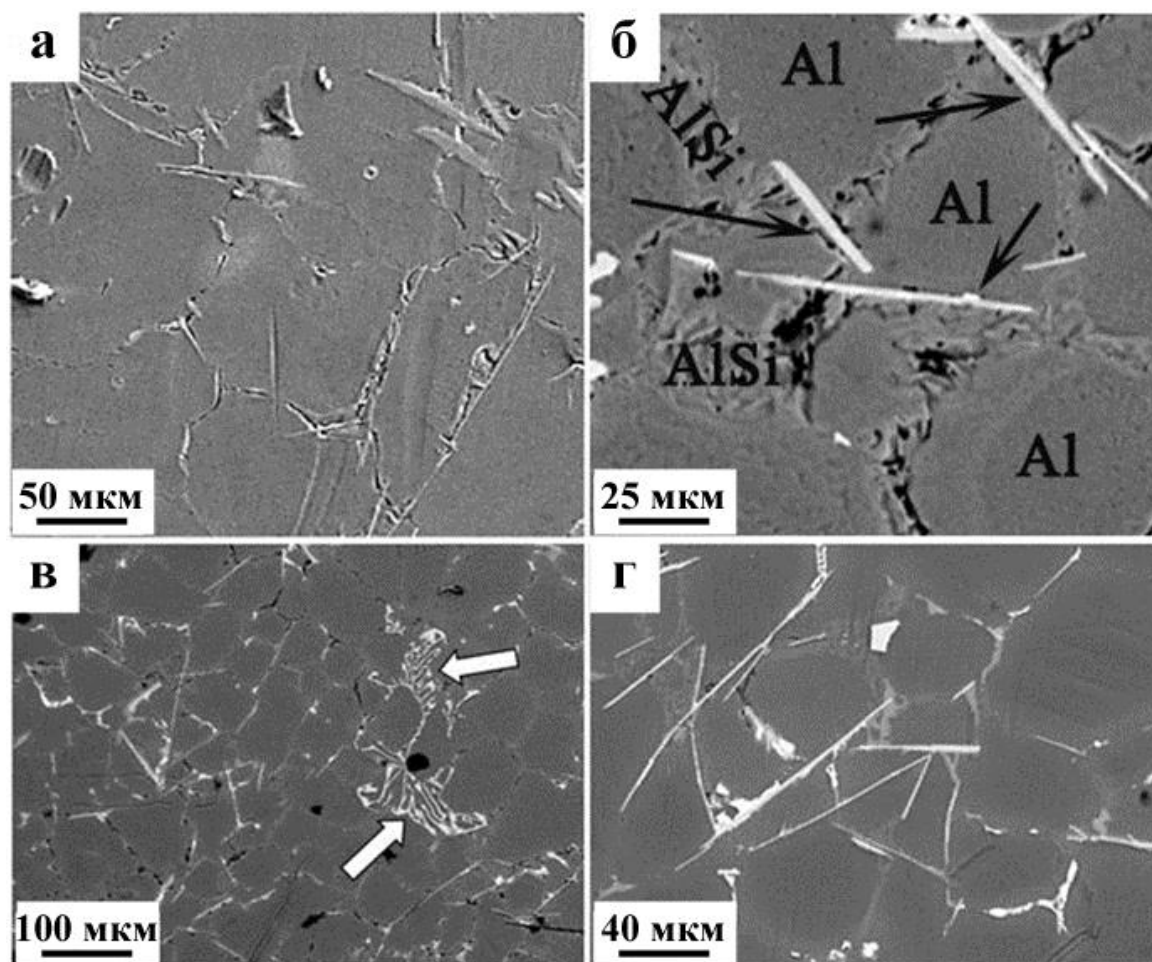
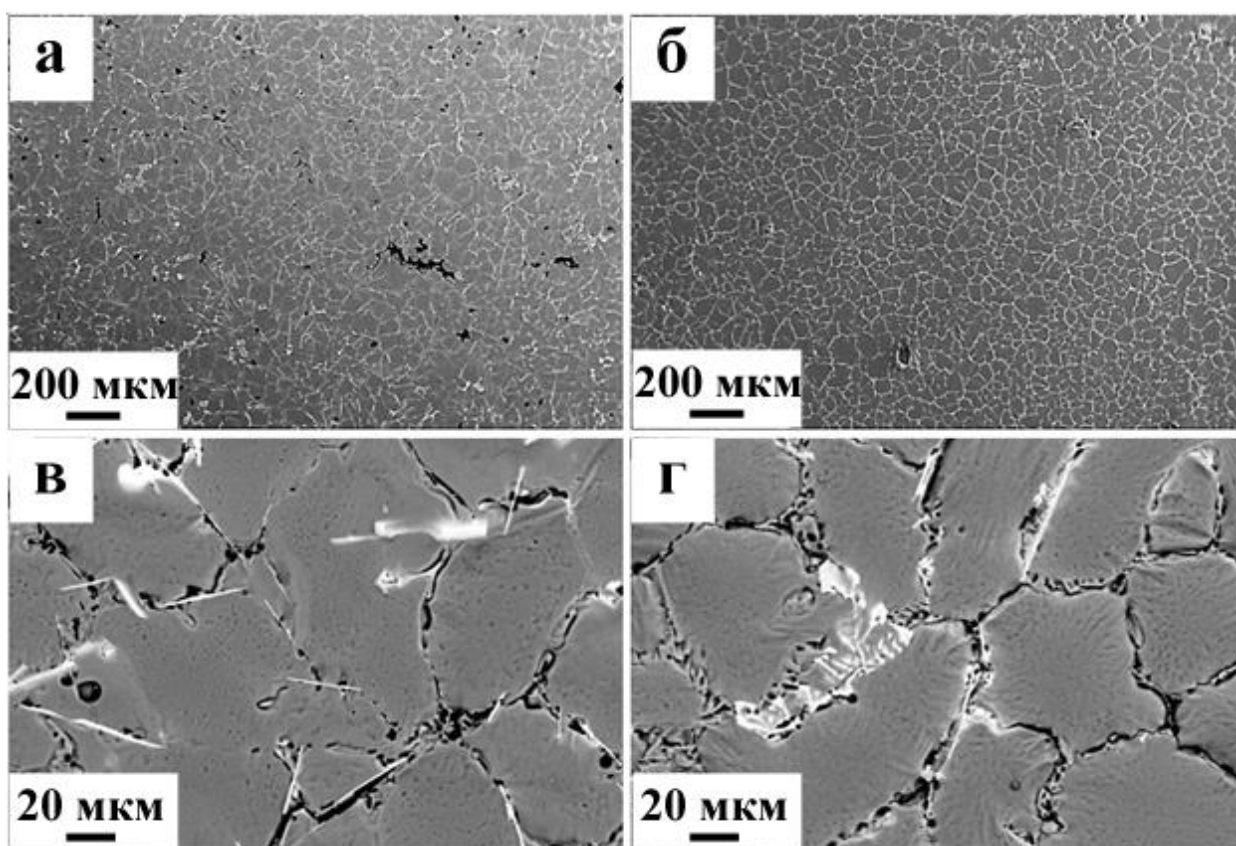


Рисунок 4.8 – Структура сплавов АК5М2 в исходном (перед облучением ИИЭП) состоянии в разных частях поверхности облучени и при разном увеличении

Облучение поверхности сплава АК5М2 ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов  $10 \text{ Дж/см}^2$  приводит к интенсивному травлению границ зерен (рисунок 4.9). При этом степень травления границ зерен усиливается при уменьшении длительности импульса от 200 мкс до 50 мкс. Размеры зерен сплава, подвергнутого облучения при длительности импульса 200 мкс (рисунок 4.9 а, в), практически не изменяются; при длительности импульса 50 мкс незначительно увеличиваются и изменяются в интервале от 35 мкм до 112 мкм (рисунок 4.9 б, г). Независимо от длительности импульса, облучение сплава ИИЭП с плотностью энергии  $10 \text{ Дж/см}^2$  не приводит к очистке поверхностного слоя от частиц интерметаллидов (рисунок 4.9 в, г).

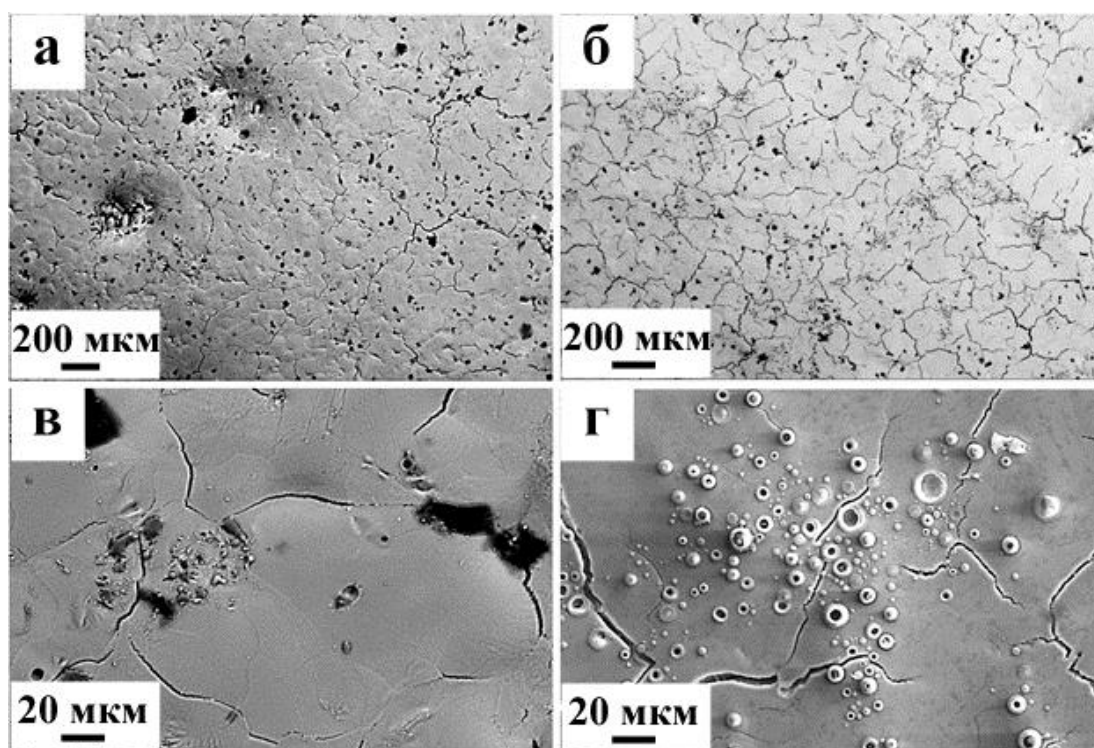


а, в - 10 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс; б, г - 10 Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс.

Рисунок 4.9 – Структура поверхности сплава АК5М2, подвергнутого облучению ИИЭП

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см<sup>2</sup> приводит к формированию в поверхностном слое многочисленных микропор (рисунок 4.10а, в). Причиной формирования микропор может являться усадка материала при его скоростной кристаллизации. Количество микропор несколько снижается при уменьшении длительности импульса пучка электронов. Независимо от длительности импульсов, облучение сплава при плотности энергии пучка 30 Дж/см<sup>2</sup> приводит к растворению первичных включений интерметаллидов. В отдельных случаях на облучаемой поверхности обнаруживаются островки, содержащие частицы округлой формы, размеры которых изменяются в пределах 2-3 мкм (при длительности импульса пучка электронов 200 мкс, рисунок 4.10 в) и в пределах 2-10 мкм (при длительности импульса пучка электронов 50 мкс, рисунок 4.10 г). Следует отметить, что облучение сплава ИИЭП при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup> сопровождается формированием в

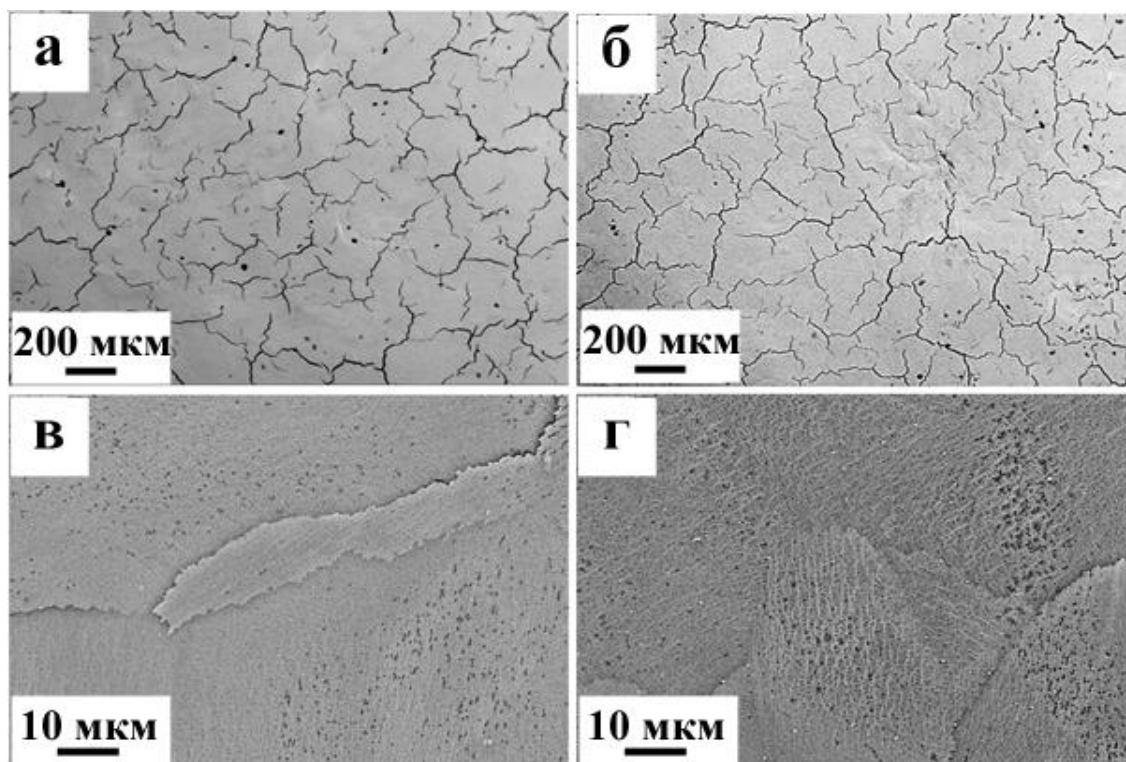
поверхностном слое материала микротрещин (рисунок 4.10 в, г). Как правило, микротрещины располагаются вдоль границ зерен. Размеры областей, ограниченных микротрещинами, изменяются в пределах от 100 мкм до 200 мкм. Следует отметить, что при облучении с длительностью импульса пучка 50 мкс трещины разбивают практически всю поверхность образцов, формируя регулярную сетку (рисунок 4.10 б). При длительности импульсов 200 мкс сетка микротрещин проявляется менее отчетливо (рисунок 4.10 а). Можно предположить, что образование микротрещин обусловлено формированием в поверхностном слое растягивающих напряжений, являющихся следствием высоких скоростей охлаждения поверхностного слоя материала из расплавленного состояния. Количество микротрещин на единицу поверхности сплава незначительно увеличивается с уменьшением длительности импульса, что очевидно, является следствием увеличения скорости охлаждения материала при уменьшении длительности импульса.



а, в - 30 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс; б, г - 30 Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс.

Рисунок 4.10 – Структура поверхности сплава АК5М2, подвергнутого облучению ИИЭП

При плотности энергии пучка электронов  $50 \text{ Дж/см}^2$  области, ограниченные трещинами, увеличиваются, не зависимо от длительности импульса, до (250-380) мкм (рисунок 4.11 а, б), т.е. плотность трещин на единицу поверхности образца снижается. Последнее может свидетельствовать об уменьшении величины растягивающих напряжений по сравнению с образцами, облученные при плотности энергии пучка электронов  $30 \text{ Дж/см}^2$ .



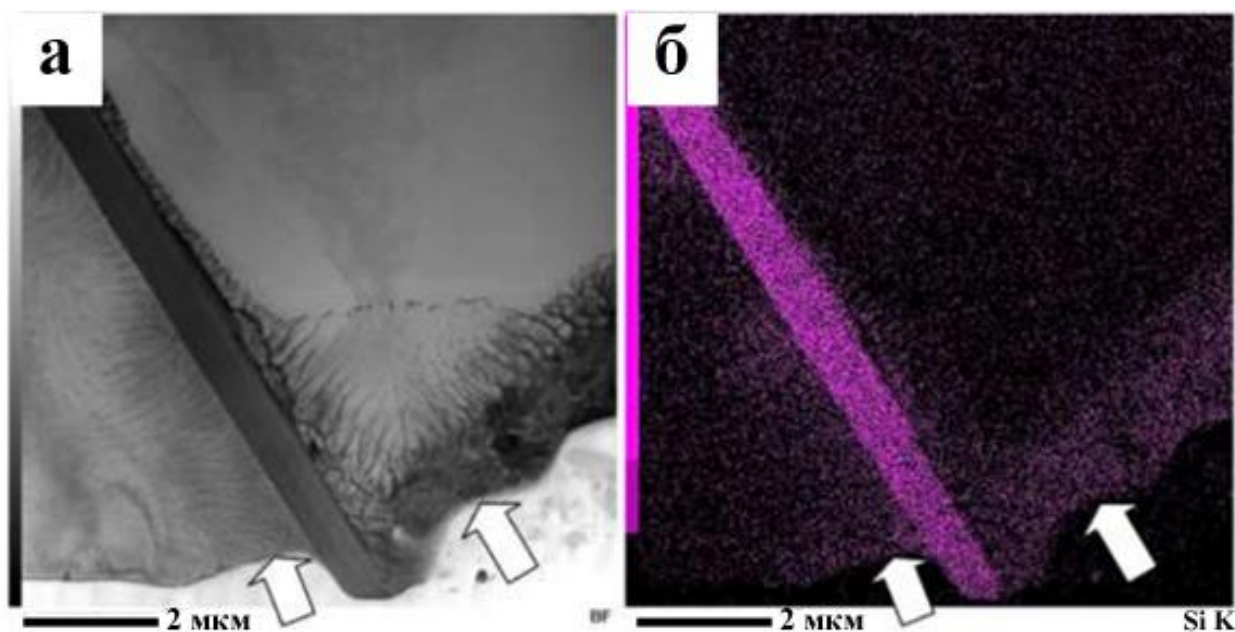
а, в -  $50 \text{ Дж/см}^2$ , 200 мкс; б, г -  $50 \text{ Дж/см}^2$ , 50 мкс.

Рисунок 4.11 – Структура поверхности сплава АК5М2, подвергнутого облучению ИИЭП

Облучение сплава ИИЭП с плотностью энергии  $50 \text{ Дж/см}^2$ , не зависимо от длительности импульса пучка, приводит к полному растворению в поверхностном слое частиц инерметаллидов (рисунок 4.11). В объеме зерен формируется структура высокоскоростной ячеистой кристаллизации, размеры которой изменяются в пределах (500-800) нм (рисунок 4.11 в, г).

#### 4.3.2 Исследование тонкой структуры сплава АК5М2 методами просвечивающей электронной микроскопии

Тонкая структура сплава АК5М2 до и после обработки ИИЭП исследовалась методами ПЭМ. Результаты исследований показали, что модифицирование сплава ИИЭП с параметрами  $10 \text{ Дж/см}^2$  (50 мкс, 3 имп.) сопровождается формированием структуры высокоскоростной кристаллизации дендритно-ячеистого вида вокруг пластин кремния (рисунок 4.12).



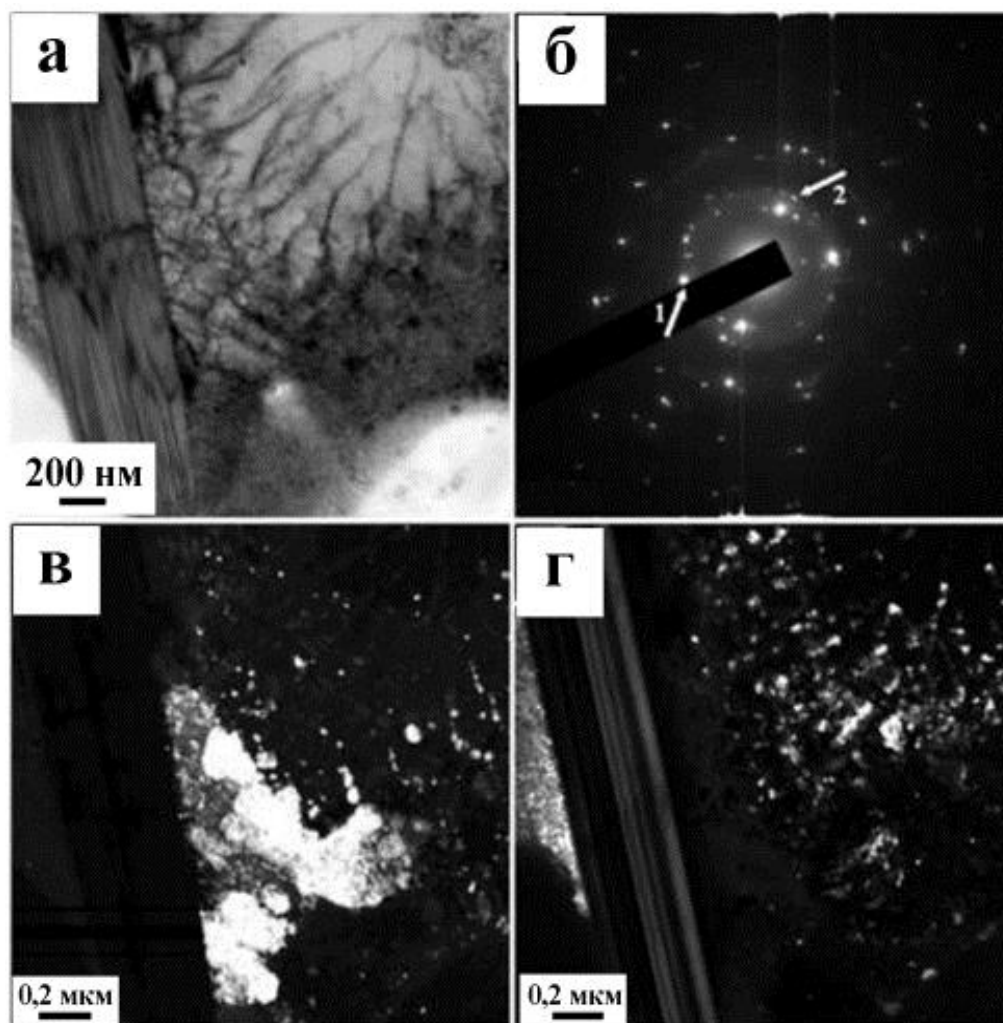
а – электронно-микроскопическое изображение модифицированного слоя,  
 б – электронно-микроскопическое изображение модифицированного слоя,  
 полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов кремния.

Стрелками указана поверхность облучения

Рисунок 4.12 – ПЭМ изображение структуры поверхностного слоя сплава АК5М2, облученного ИИЭП с параметрами  $10 \text{ Дж/см}^2$ , 50 мкс, 3 имп.

Анализ микроэлектронограммы (рисунок 4.12 б) и темнопольных изображений (рисунок 4.13 в, г) показывает, что ячейки кристаллизации сформированы твердым раствором на основе алюминия, на границах ячеек алюминия располагаются частицы кремния.

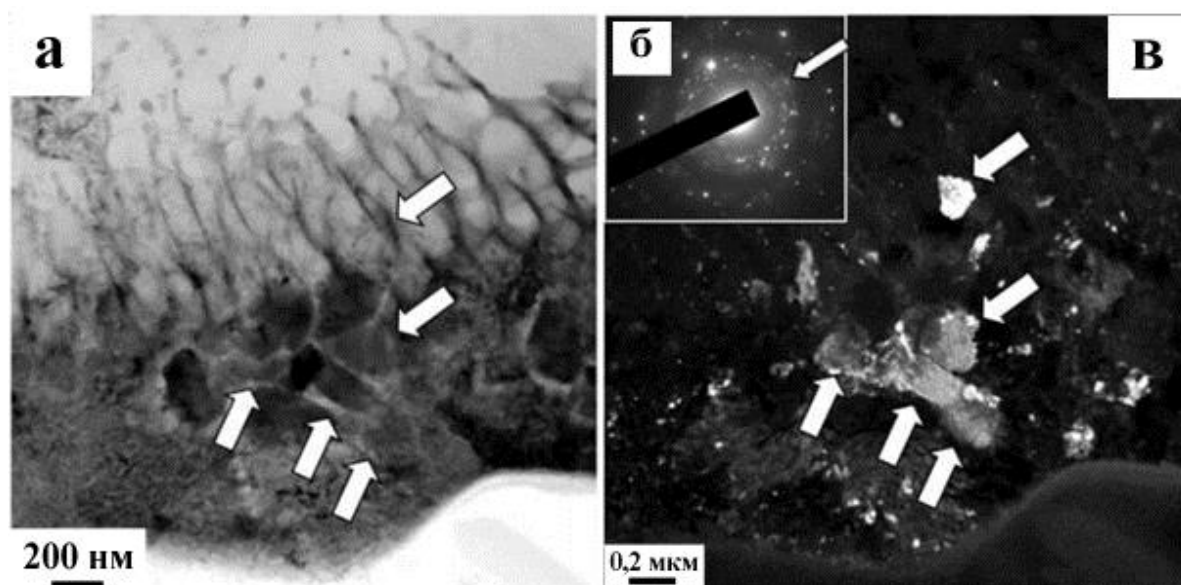




а – светлое поле; б – выбранная область дифракции электронов; в – темное поле, полученное в близко расположенных рефлексах  $[200]\text{Al}$  и  $[220]\text{Si}$  (рефлекс 1 на (б)); г – темное поле, полученное в рефлексе  $[220]\text{Si}$  (рефлекс 2 на (б)).

Рисунок 4.13 – ПЭМ изображение структуры поверхностного слоя сплава АК5М2, облученного ИИЭП ( $10 \text{ Дж/см}^2$ , 50 мкс, 3 имп.);

Размеры ячеек кристаллизации изменяются в пределах от 40 нм до 100 нм; размеры частиц кремния – 5-10 нм. Прослойки кремния, формирующие структуру пластинчатой эвтектики (рисунок 4.13 а, г), изменяются в пределах 15-25 нм. Установлено, что в поверхностном слое облученного ИИЭП образца наблюдается дробление пластины фазы  $\text{FeSi}_2$  на несколько фрагментов округлой (глобулярной) формы, размеры которых изменяются в пределах 200-300 нм (рисунок 4.14).



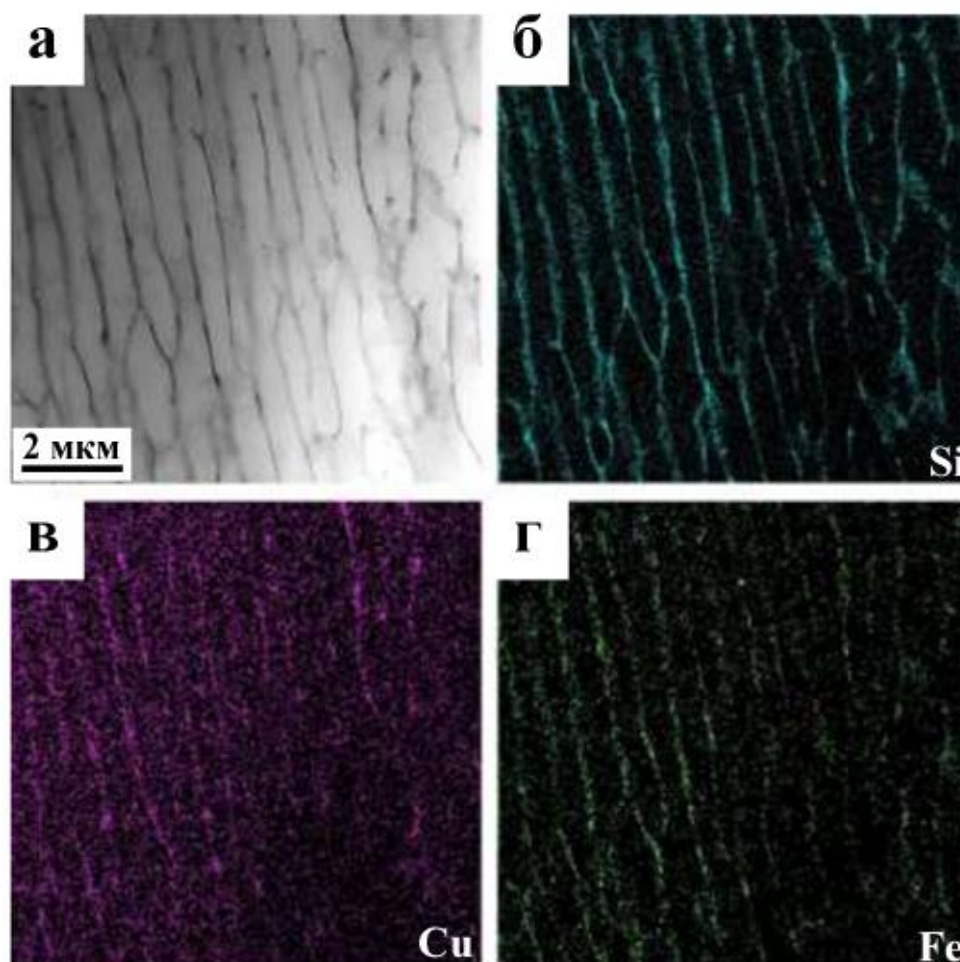
а – светлое поле; б – выбранная область дифракции электронов; в – темное поле, полученное в рефлексе  $[102]$   $\text{FeSi}_2$  (рефлекс указан стрелкой на (б)); на (а) и (в) стрелками указаны частиц  $\text{FeSi}_2$ .

Рисунок 4.14 – ПЭМ изображение структуры поверхностного слоя сплава АК5М2, облученного ИИЭП ( $10 \text{ Дж/см}^2$ , 50 мкс, 3 имп.)

Увеличение плотности энергии пучка электронов до  $30\text{--}50 \text{ Дж/см}^2$ , независимо от длительности импульсов (50 мкс или 200 мкс), приводит к формированию в слое толщиной до  $50\text{--}70 \text{ мкм}$  структуры высокоскоростной ячейистой кристаллизации. Микрорентгеноспектральный анализ показывает, что ячейки сформированы твердым раствором на основе алюминия; прослойки, разделяющие ячейки кристаллизации, обогащены атомами кремния, меди и железа (рисунок 4.15).

Элементный состав участка фольги, приведенного на рисунок 4.15 а, представлен магнием (0,85 масс.%), кремнием (2,83 масс.%), марганцем (0,25 масс.%), железом (0,54 масс.%), никелем (0,06 масс.%) и медью (4,07 масс.%), остальное алюминий.



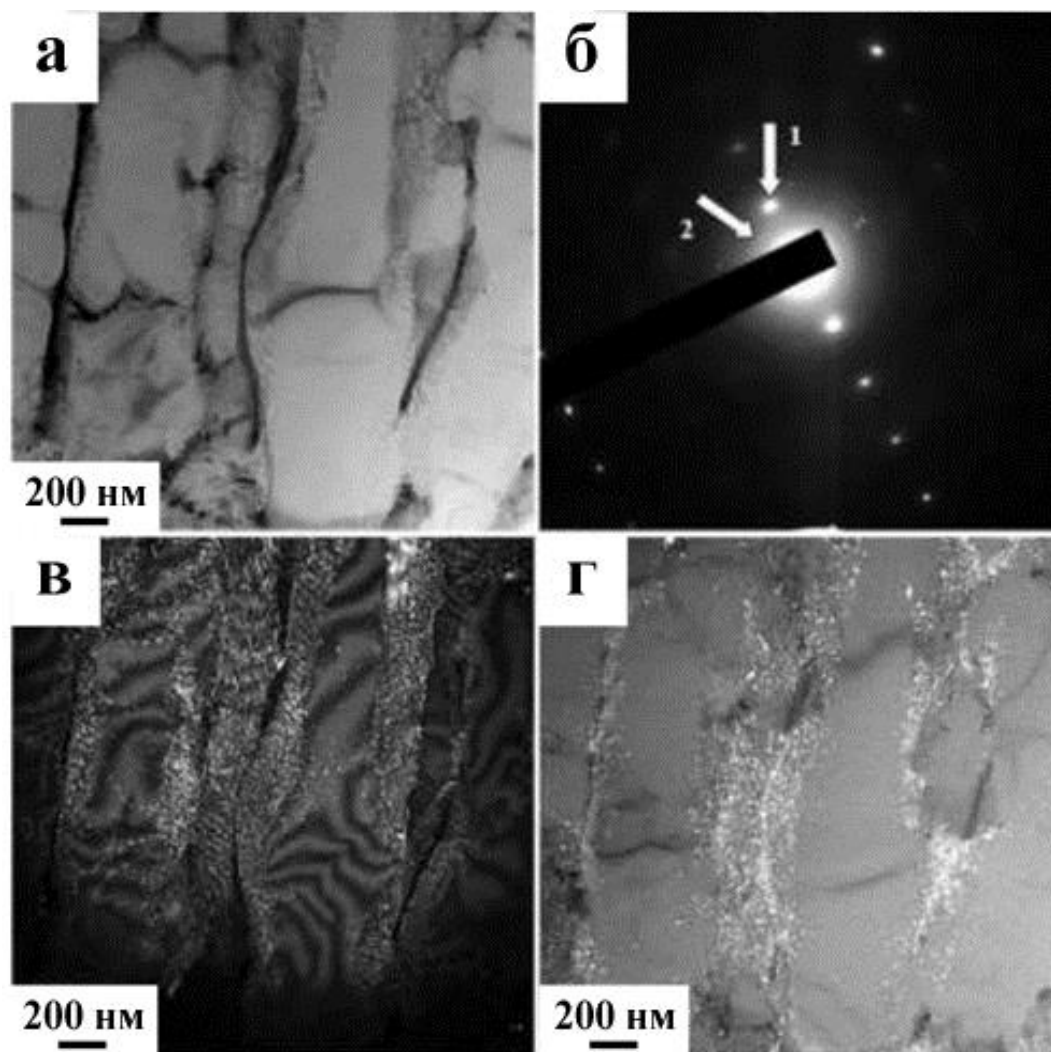


а – светлое поле; б – электронно-микроскопическое изображение модифицированного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов кремния; в – электронно-микроскопическое изображение модифицированного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов меди; г – электронно-микроскопическое изображение модифицированного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов железа;

Рисунок 4.15 – ПЭМ (STEM) изображение структуры сплава АК5М2, облученного ИИЭП с параметрами 50 Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс. Анализируемый слой расположен на глубине  $\approx 30$  мкм от поверхности облучения

Характерное изображение структуры ячеистой кристаллизации, полученное методами ПЭМ, приведено на рисунке 4.16. Темнопольный анализ показывает, что объем ячеек сформирован твердым раствором на основе алюминия

(рисунок 4.16 в). Ячейки разделены прослойками второй фазы с размером кристаллитов 10-20 нм (рисунок 4.16 г). Методом микродифракционного анализа обнаружено, что данные кристаллиты являются преимущественно кремнием, однако могут присутствовать частицы сложного состава, содержащие атомы меди, железа, кремния и алюминия.



а – светлое поле; б – выбранная область дифракции электронов; в – темное поле, полученное в близко расположенных рефлексах  $[111]\text{Al}$  и  $[101]\text{FeSi}_2$  (рефлекс 1 на (б)); г – темное поле, полученное в рефлексе  $[100]\text{Si}$  (рефлекс 2 на (б))

Рисунок 4.16 – ПЭМ изображение структуры сплава АК5М2, облученного ИИЭП ( $50 \text{ Дж/см}^2$ , 50 мкс);

#### 4.4 Выводы по разделу 4

1. Установлено, что воздействие ИИЭП на сплав АК5М2 приводит к увеличению HV поверхности обработки. Значения HV находятся в зависимости от плотности энергии пучка электронов и длительности импульса воздействия. Максимальное увеличение HV (0,95 ГПа) наблюдаются при параметрах ИИЭП 50 Дж/см<sup>2</sup> и 50 мкс, что превышает HV исходного материала на 83%.

2. Облучение ИИЭП сплава АК5М2 приводит к увеличению износостойкости поверхности модифицирования. Выявлено, что рациональными параметрами ИИЭП, приводящими к 197 % (литое состояние  $k = 1,1 \cdot 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/Н•м, после облучения ИИЭП  $k = 0,37 \cdot 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/Н•м) увеличению износостойкости являются 50 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс.

3. Обнаружено, что облучение с малыми значениями плотности энергии пучка 10 Дж/см<sup>2</sup>, независимо от времени импульса, приводит к увеличению концентрации кремния на 47,9 – 49,2% в слоях материала, наиболее близко прилегающих к поверхности модифицирования. В свою очередь, большие значения энергии пучка приводят к перераспределению кремния и снижению его концентрации ниже значений исходного материала.

4. Исследования фазового состава показали, что в исходном состоянии основными фазами исследуемого материала являются два твердых раствора на основе алюминия, различающихся параметром кристаллической решетки, кремний и интерметаллиды, одним из которых является фаза состава Fe<sub>2</sub>Al<sub>9</sub>Si<sub>2</sub>.

5. Выявлено, что воздействие ИИЭП приводит к перераспределению относительного содержания фаз твердого раствора на основе алюминия, а именно при длительности 200 мкс. и плотности энергии 30 Дж/см<sup>2</sup> относительное содержание фазы Al<sub>2</sub> (меньший параметр кристаллической решетки) составляет ≈ 99 масс.%, в противовес 20,0 масс.% в исходном состоянии.

6. Методами СЭМ установлено, что плавление и растворение частиц второй фазы, формирование вдоль границ зерен закалочных микротрещин сплава АК5М2 начинаются с плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup>, однако при данных параметрах пучка растворение частиц второй фазы (интерметаллиды и кремний)

носит незавершенный характер. При  $50 \text{ Дж/см}^2$  поверхность облучения фрагментирована микротрещинами, размеры фрагментов десятки-сотни микрометров, частицы второй фазы (интерметаллиды и кремний) не выявляются.

7. Методами ПЭМ анализа выявлено, что при параметрах ИИЭП  $10 \text{ Дж/см}^2$ ,  $50 \text{ мкс}$ , вокруг пластин кремния формируется структура высокоскоростной кристаллизации дендритно-ячеистого типа. Ячейки с размерами от  $40$  до  $100 \text{ нм}$ . состоят преимущественно из твердого раствора на основе алюминия, дендриды с размерами  $15\text{-}25 \text{ нм}$ . состоят из кремния.

8. Обнаружено, что воздействие ИИЭП с параметрами  $30\text{-}50 \text{ Дж/см}^2$ , независимо от длительности импульсов ( $50$  или  $200 \text{ мкс}$ .), приводит к формированию на всей поверхности облучения ячеистой структуры (зерна  $\text{Al}$ ) разделенной прослойками второй фазы ( $\text{Si}$ ). Размеры ячеек колеблются в интервале  $10\text{-}200 \text{ нм}$ ., размеры прослоек  $10\text{-}20 \text{ нм}$ .

## **5 ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОГО ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СУБСТРУКТУРУ СПЛАВА АК10М2Н**

В разделе 5 представлены результаты исследований влияния интенсивного импульсного электронного пучка с плотностью энергии пучка электронов от 10 до 50 Дж/см<sup>2</sup> с шагом 10 Дж/см<sup>2</sup>, временем импульса 50 и 200 мкс. и от 10 до 35 Дж/см<sup>2</sup> с шагом 5 Дж/см<sup>2</sup>, временем импульса 150 мкс. на микротвердость, износостойкость, параметры кристаллического строения, структуру, элементный и фазовый состав сплава АК10М2Н [212, 219].

Установлено, что облучение интенсивным импульсным электронным пучком, независимо от времени импульса 50, 150 и 200 мкс. сопровождается увеличением микротвердости [220-227]. Одновременно с ростом микро- и нанотвердости в облученных образцах наблюдается снижение коэффициента трения и интенсивности изнашивания, сопровождающиеся изменением параметров триботрека [228-234]. Структурные исследования методами АСМ, СЭМ и ПЭМ анализа показали, что облучение сопровождается формированием градиентной структуры [235-240]. Структура ячеистой кристаллизации, наблюдаемая на поверхности, переходит, по мере продвижения в объем материала, в структуру смешанного типа [241-245].

На основе полученных в разделе экспериментальных данных, зарегистрированы 2 базы данных [246-247].

### **5.1 Механические свойства сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком**

В качестве механических свойств исследовали микро и нанотвердость, параметр износа  $k$  и коэффициент трения  $\mu$ .

Результаты изменения HV для сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов от 10 до 50 Дж/см<sup>2</sup> с шагом 10 Дж/см<sup>2</sup> и временем импульса 50 и 200 мкс. представлены на рисунке 5.1.

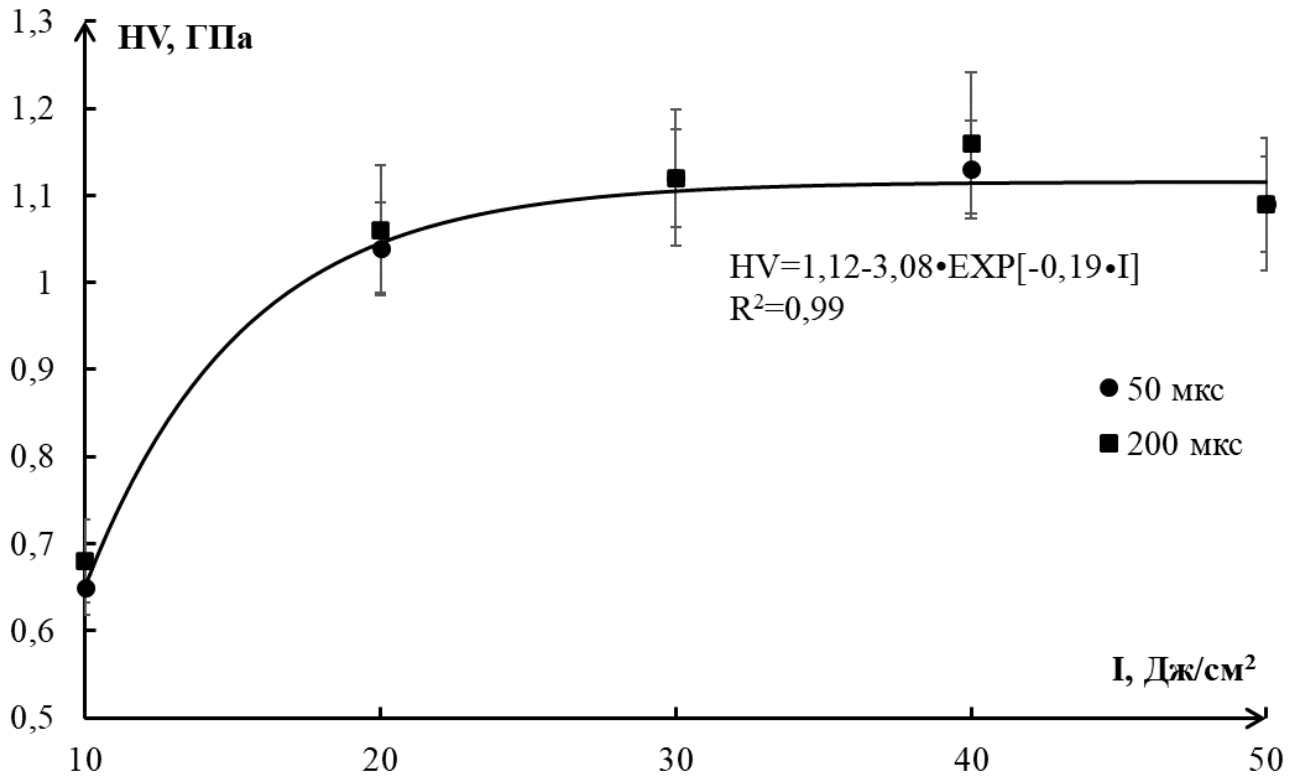


Рисунок 5.1 – Изменение HV поверхности сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП различной величины плотности энергии (10, 20, 30, 40, 50 Дж/см²) и длительности пучка электронов (50 и 200 мкс)

Анализ гистограммы, представленной на рисунке 5.1, показывает, что воздействие ИИЭП с плотностью энергии 10 Дж/см² и временем импульса 50 и 200 мкс приводит к незначительному снижению HV (HV исходного материала в состоянии поставки составляет 0,72 ГПа). Увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к увеличению HV с достижением максимального значения при плотности энергии пучка электронов равной 40 Дж/см², которое составляет 1,13 ГПа для длительности импульса 50 мкс и 1,16 ГПа для длительности 200 мкс. Полученные значения HV превышают HV исходного сплава на 57% и 61% соответственно. В интервале значений плотности энергии пучка электронов 20-50 Дж/см², в среднем наблюдается увеличение HV до 1,1 ГПа. Стоит констатировать, что изменение длительности импульса с 50 до 200 мкс несущественно сказывается на HV, чего нельзя сказать о длительности импульса 150 мкс (рисунок 5.2).

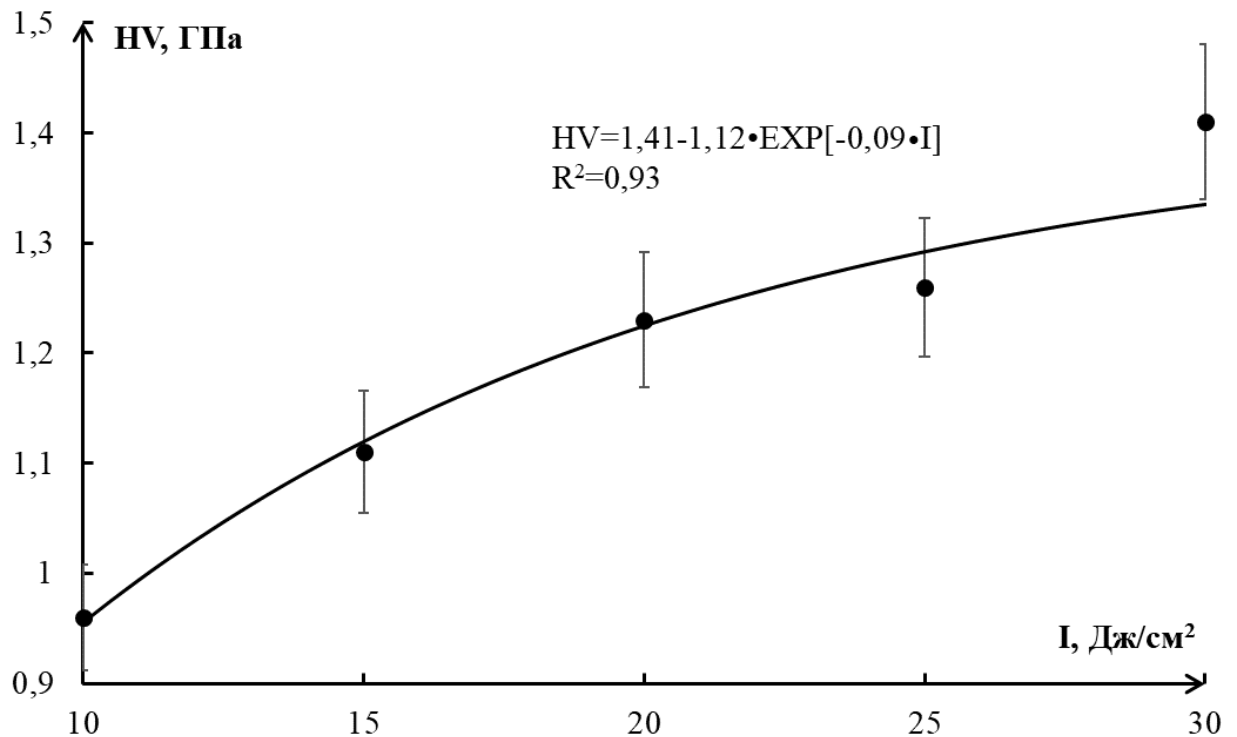
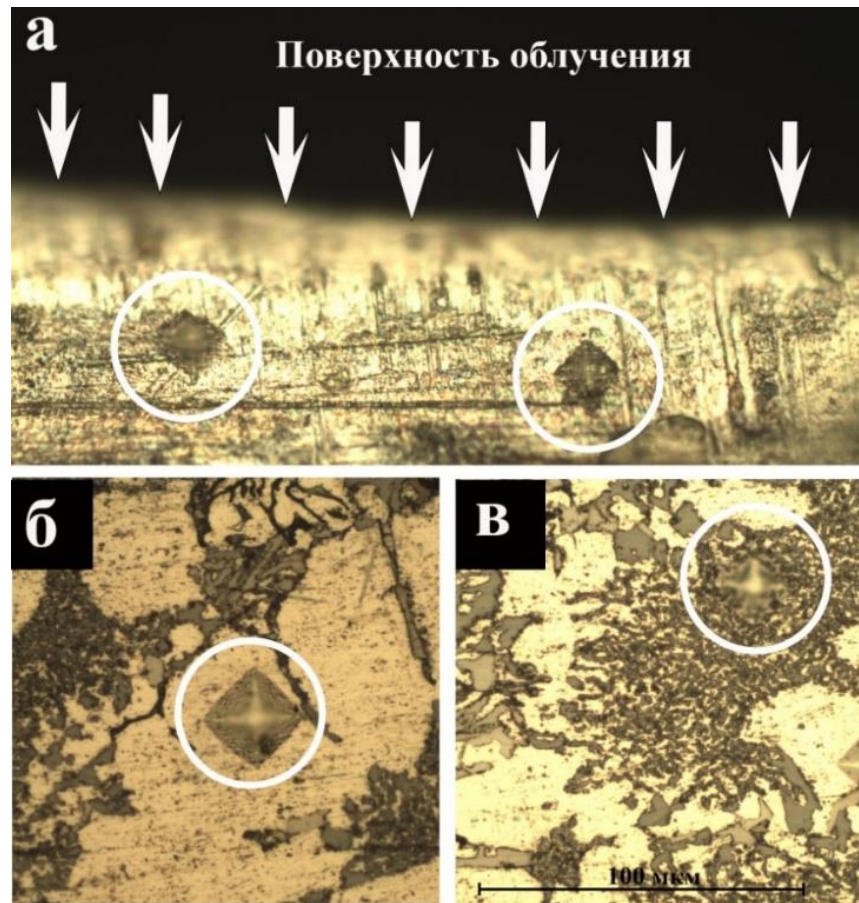


Рисунок 5.2 – Изменение HV поверхности сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП различной величины плотности энергии (10, 15, 20, 30, 35 Дж/см²) и длительности пучка электронов (150 мкс)

Из гистограммы на рисунке 5.2 можно увидеть, что увеличение плотности энергии при длительности импульса 150 мкс. приводит к монотонному возрастанию значения HV на поверхности облучения. Максимальное увеличение значения HV (1,41 ГПа) наблюдается при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см², что составляет 195% от исходного значения (0,72 ГПа). Дальнейшее увеличение плотности энергии до 35 Дж/см² приводит к незначительному снижению значения HV.

Из всех рассмотренных режимов максимальное увеличение HV наблюдается при 150 мкс и плотности энергии пучка электронов 25, 30, 35 Дж/см² для сплава АК10М2Н.



а – структура сплава у поверхности облучения; б – отпечаток в зерне алюминия на расстоянии 150 мкм от поверхности; в – отпечаток в эвтектике на расстоянии 150 мкм. Стрелками показана поверхность облучения. Оптическая микроскопия.

Рисунок 5.3 – Микроструктура поперечного шлифа сплава АК10М2Н облученного ИИЭП с отпечатками индентора (отпечатки обведены кругами)

В данной связи для этих параметров было выполнено исследование распределения профиля HV по глубине, при этом измерения проводили на поперченных, травленных шлифах отдельно в теле зерна (рисунок 5.3 б) и в эвтектике (рисунок 5.3 в). Как можно увидеть из микрофотографии на рисунке рисунок 5.3 а около поверхности облучения сплав является однофазным, нет разграничения на зерна и эвтектику, кроме того в данном слое отпечаток индентора заметно меньше чем в зерне или эвтектике на глубине 150 мкм, что указывает на повышенное значение HV. Результаты измерения HV представлены на рисунках 5.4, 5.5.



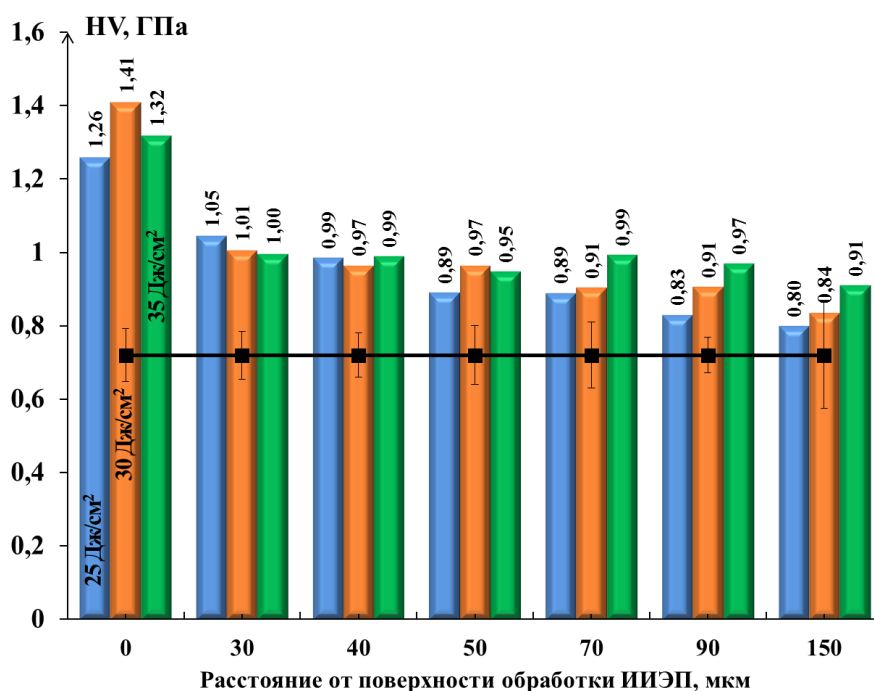


Рисунок 5.4 – Распределение HV зерен алюминия в зависимости от расстояния до поверхности модифицирования сплава АК10М2Н (плотность энергии 25, 30, 35 Дж/см<sup>2</sup> и длительность импульса 150 мкс., сплошная линия показывает HV исходного материала в состоянии поставки)

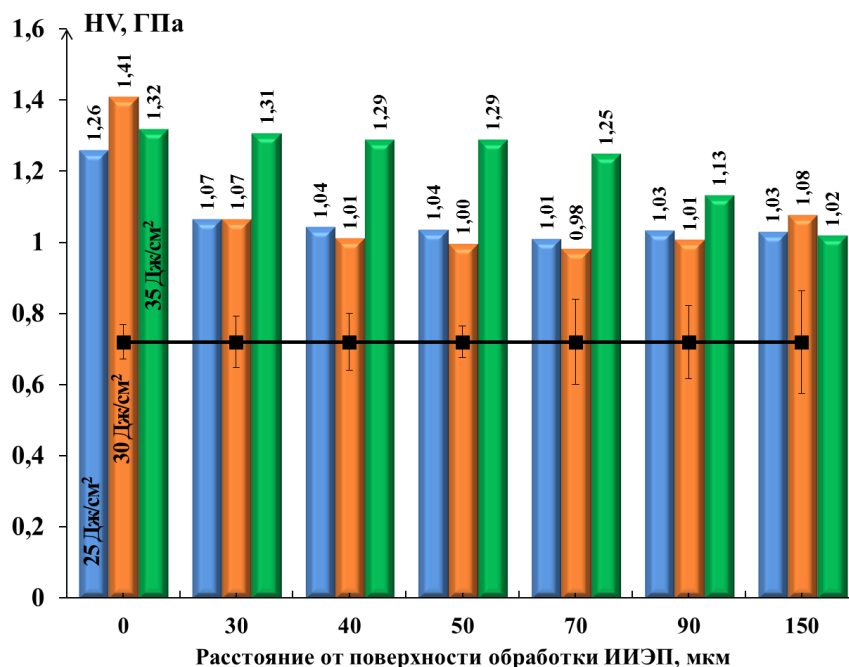


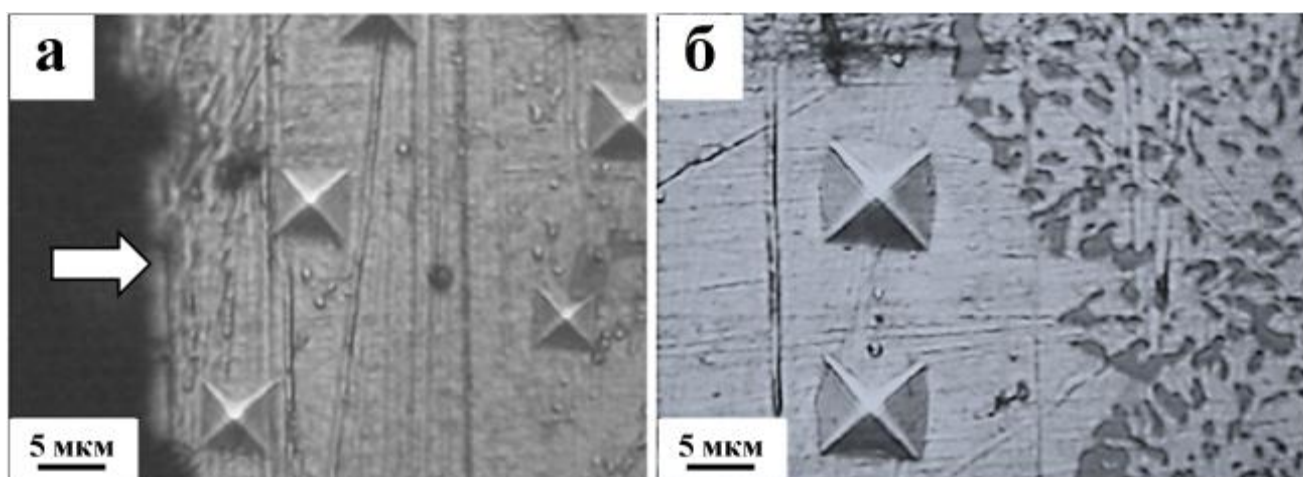
Рисунок 5.5 – Распределение HV эвтектики в зависимости от расстояния до поверхности модифицирования сплава АК10М2Н (плотность энергии 25, 30, 35 Дж/см<sup>2</sup> и длительность импульса 150 мкс., сплошная линия показывает HV исходного материала в состоянии поставки)

Установлено, что независимо от фазы сплава (зерно Al или эвтектика) значения HV модифицированных образцов, увеличиваются по мере приближения к поверхности обработки. Обнаружено, что независимо от режимов обработки HV образцов, в зоне подвергнутой облучению больше, чем на расстояниях 90 и 70 мкм от края образца. Сравнительный анализ зависимостей, приведенных на рисунках 5.4 и 5.5 дает основание сделать вывод, что HV сплава в эвтектике больше, чем в зернах. По мере продвижения в объем материала значение HV снижается и на глубине 150 мкм почти достигает значений исходного материала (0,72 ГПа), независимо от режима обработки. Характер зависимости, также не зависит от режима обработки.

Сопоставляя все данные по изменению HV после воздействия ИИЭП на поверхность сплавов АК5М2Н и АК10М2Н (рисунки 4.1, 5.1, 5.2) можно констатировать, что режимы облучения с длительностью импульса 150 мкс, показывают более существенные изменения HV в сравнении с другими временами действия пучка электронов, а сплав АК10М2Н лучше поддается модифицированию с помощью ИИЭП. Оптимальной плотностью энергии пучка электронов следует считать значения 25, 30, 35 Дж/см<sup>2</sup>.

После оценки изменения свойств и структурных особенностей на микроуровне прибегли к более современным методам анализа, позволяющим исследовать наноуровень, а именно СЭМ и нанотвердость.

На рисунке 5.6 приведены микрофотографии, полученные с помощью СЭМ, поверхности шлифа с отпечатками индентора. Отчетливо видно, что размеры отпечатков, и, соответственно, нанотвердость анализируемой области материала, существенным образом зависят от расстояния до поверхности облучения (на рисунке 5.6 а, поверхность облучения указана стрелкой). А именно, вблизи поверхности облучения размеры отпечатка индентора заметно меньше отпечатков, расположенных на большом (200 мкм, для рисунка 5.6 б) расстоянии от поверхности облучения. Следовательно, облучение сплава ИИЭП, сопровождается упрочнением поверхностного слоя образца.



а – структура сплава у поверхности облучения; б – на расстоянии 200 мкм от поверхности; на (а) стрелкой указана поверхность облучения

Рисунок 5.6 – Изображение структуры поперечного шлифа облученного ИИЭП образца сплава АК10М2Н с отпечатками индентора (СЭМ)

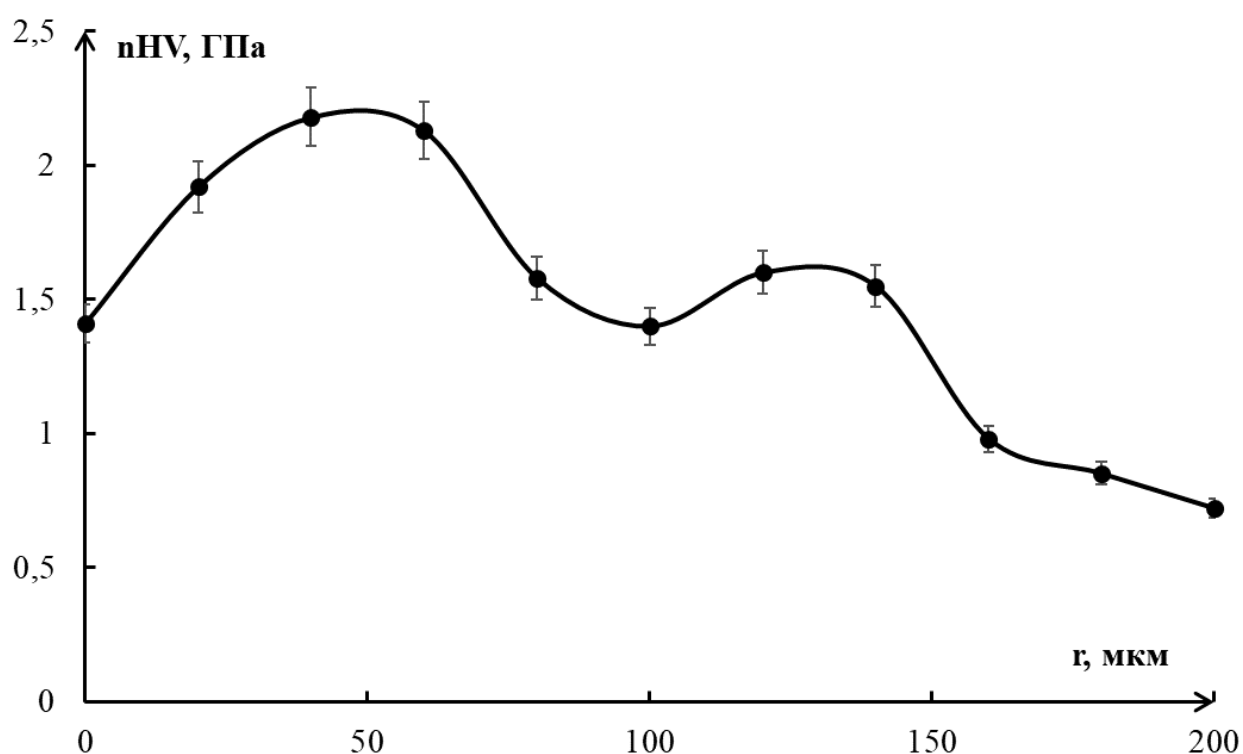


Рисунок 5.7 – Зависимость усредненных значений нанотвердости от расстояния до поверхности облучения

На рисунке 5.7 приведены результаты построения профиля нанотвердости облученных образцов сплава АК10М2Н. Анализируя результаты, можно отметить, что нанотвердость сплава изменяется немонотонным образом, достигая

максимальных значений, превышающих нанотвердость исходного состояния в 2,9-3 раза, в слое, расположенном на глубине 40-60 мкм. В слое, прилегающем к поверхности облучения, т.е. расположенном на глубине  $\approx 5$  мкм, величина нанотвердости превышает твердость исходного сплава (в нашем случае слоя, расположенного на глубине 200 мкм) в  $\approx 1,96$  раза, что коррелирует с данными по HV.

Одновременно с ростом HV в облученных (плотность энергии пучка электронов  $35 \text{ Дж/см}^2$ , время импульса 150 мкс.) образцах наблюдается снижение коэффициента трения  $\mu$  и параметра износа  $k$ . По сравнению с материалом в исходном состоянии при параметрах трибонагружения  $P=1 \text{ Н}$ ,  $V=25 \text{ мм/с}$  коэффициент трения снизился в  $\approx 1,3$  раза (с 0,56 до 0,42), параметр износа – в  $\approx 6,6$  раза (с  $4,9 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$  до  $0,74 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ ) рисунок 5.8. Диаграммы, характеризующие изменение коэффициента трения в процессе трибологических испытаний приведены на рисунке 5.9.

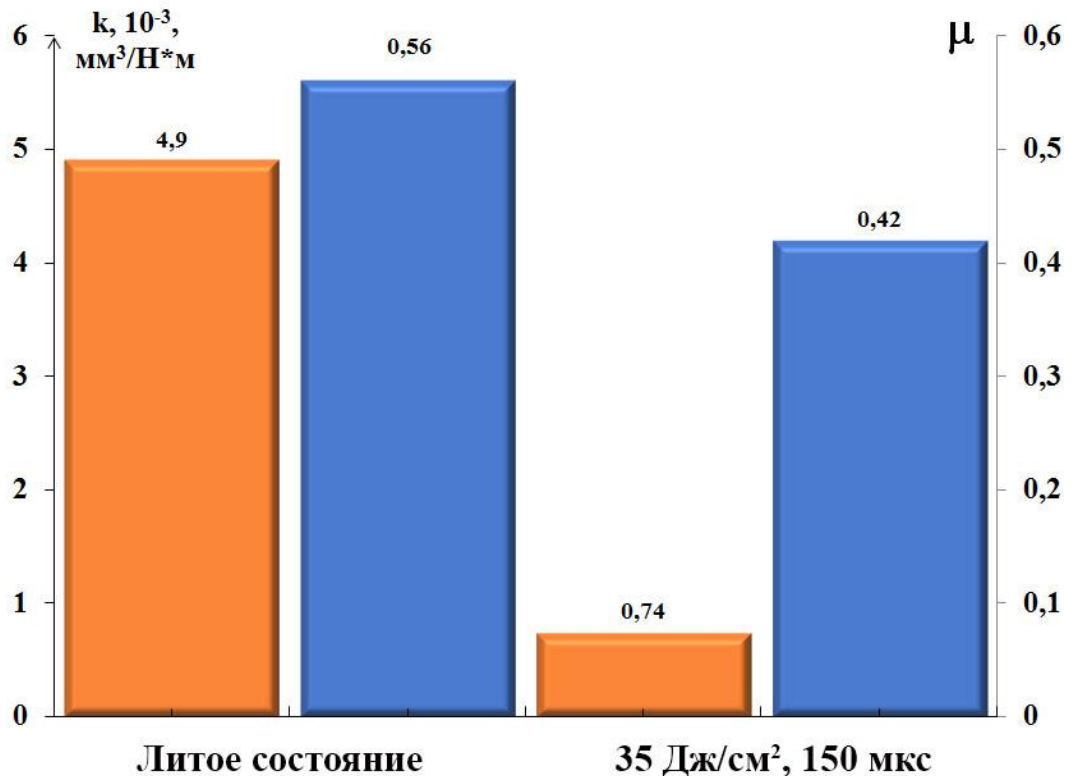
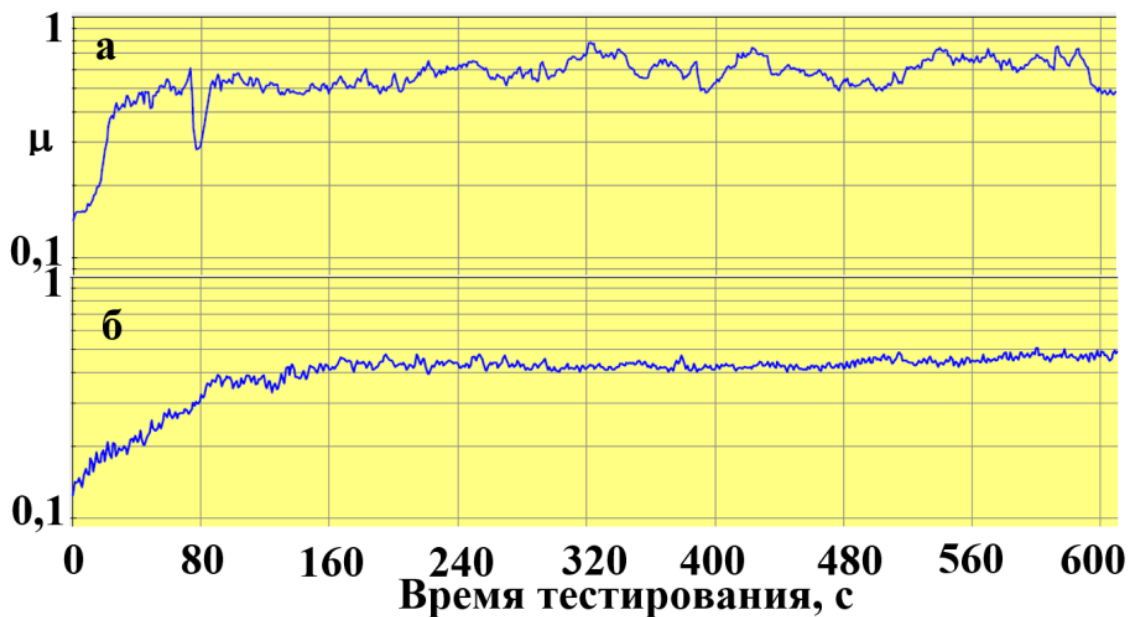


Рисунок 5.8 – Результаты измерения параметра износа  $k$  и коэффициента трения  $\mu$  сплава АК10М2Н в исходном состоянии и после облученного ИИЭП ( $35 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс.)

Сопоставляя результаты трибоиспытаний сплава в исходном (рисунок 5.9, кривая а) и облученном (рисунок 5.9, кривая б) состояниях, можно отметить, что, во-первых, время выхода коэффициента трения на стационарный режим изменения в облученном образце существенно больше (не менее 100 сек.) и, во-вторых, амплитуда колебаний величины коэффициента трения исходного образца существенно выше ( $\Delta\mu \geq 0,3$ ), что может быть связано с развитием процессов схватывания, выкрашивания упрочняющих частиц, а также переноса продуктов изнашивания из зоны трибоконтакта на контртело.

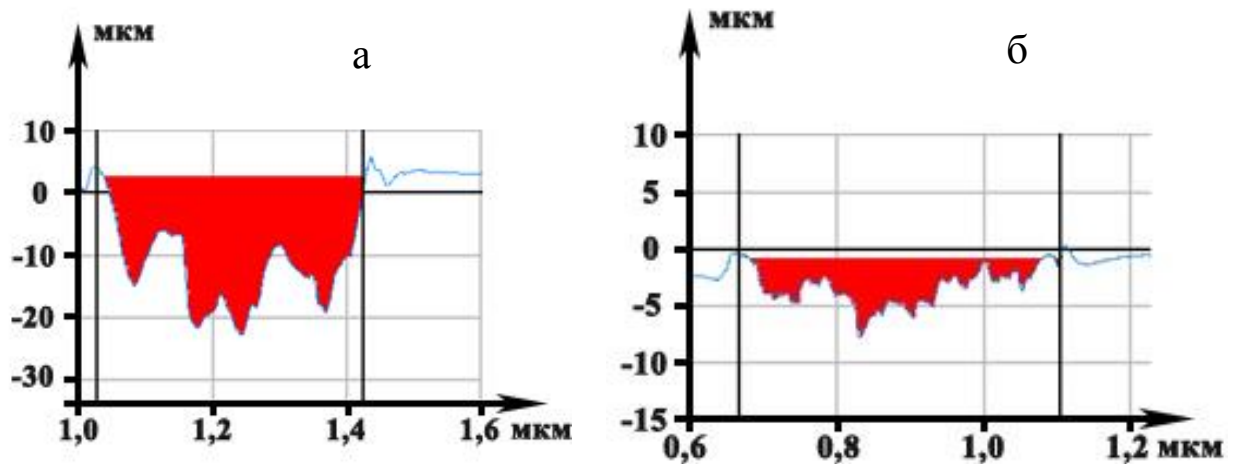


а – исходное состояние, б – облучение ИИЭП ( $35 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс.)

Рисунок 5.9 – Зависимость коэффициента трения  $\mu$  от времени трибологических испытаний сплава АК10М2Н

Построенные профили треков износа испытанных образцов внесли дополнительную информация в понимание причин наблюдаемых закономерностей. На рисунке 5.10 приведены профили треков износа. Видно (рисунок 5.10 а), что профиль дорожки трения является крайне изрезанным, что, по всей видимости, связано с развитием процессов схватывания и выкрашивания, сопровождающимися вырывами материала с поверхности трения. Были определены количественные параметры триботрека. Максимальная глубина ямки износа в исходном состоянии составила  $25,9 \text{ мкм}$ , после облучения ( $35 \text{ Дж/см}^2$ ,

150 мкс.) снизилась до 7,2 мкм, что в 3,6 раза меньше исходного. Площадь лунки (в локальном сечении) снизилась в 4,9 раза с 6,17 мм<sup>2</sup> до 1,27 мм<sup>2</sup>. Снова следует заметить, что при использованных параметрах трибонагружения профиль лунки износа также выглядит весьма неоднородным и неплавным/изрезанным (рисунок 5.10 б).



а – исходное состояние, б – облучение ИИЭП (35 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс.)

Рисунок 5.10 – Профили треков износа сплава АК10М2Н

Подводя итог можно сказать, что при испытаниях исходного материала формируются треки износа, имеющие существенно большие размеры и обладающие большим перепадом глубины трека, одной из причин данного поведения может являться присутствием в исходном материале крупных включений кремния и интерметаллидов, выкрашивающихся при испытаниях. По-видимому, ИИЭП приводит к измельчению дисперсных включений в поверхностном слое, что существенно снижает выкрашивание и схватывание и, как следствие, уменьшение геометрических параметров треков износа.

Сопоставив данные по измерению твердости с трибологическими испытаниями, можно заметить их корреляцию, поскольку увеличение микро и нанотвердости, также как снижение параметра износа и коэффициента трения говорит об упрочнении поверхности исследуемого материала.

Очевидно, что показанное выше существенное повышение микро и нанотвердость, снижение параметр износа и коэффициент трения сплава

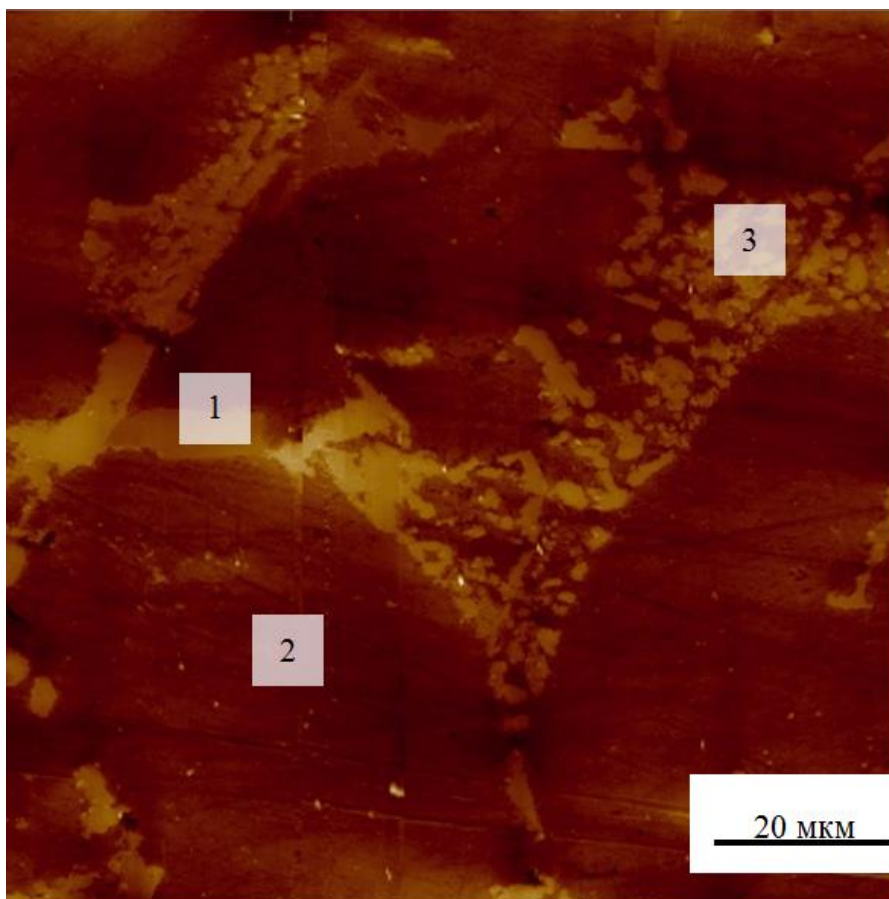
AK10M2H обусловлено модификацией элементного и фазового состава, а также состояния дефектной субструктуры поверхностного слоя, инициированным высокоскоростной термической обработкой, имеющей место при облучении материала ИИЭП. Дальнейшие исследования были направлены на установление этих особенностей и закономерностей.

## **5.2 Атомно-силовая микроскопия сплава AK10M2H, подвергнутого воздействию интенсивного импульсного электронного пучка**

В настоящей работе исследованию с помощью АСМ подвергали образцы, обработанные ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов, варьирующейся от 10 до 35 Дж/см<sup>2</sup>.

Были получены топографические изображения переходной зоны между модифицированным слоем и остальным объемом материала на прямом шлифе в полуконтактном режиме АСМ. Определена средняя шероховатость покрытия и подложки для образцов, обработанных по различным режимам. Средние значения шероховатости  $R_a$  были получены по трем изображениям для каждого режима. Шероховатость подложки определялась на расстоянии  $\approx 30$  мкм от границы обработанного слоя.

Изображение профиля исходного образца, полученное с помощью АСМ, представлено на рисунке 5.11. Для изображения исходного образца сплава AK10M2H характерно наличие дендритной зеренной структуры и межзеренной эвтектики. Границы зерен имеют включения интерметаллидов преимущественно состоящих из меди, марганца и никеля, что было зафиксировано методами СЭМ. Шероховатость исходного образца составляет  $\approx 60$  нм.



1 – межзеренная граница, 2 – зерно, 3 – межзеренная эвтектика

Рисунок 5.11 – АСМ исходного образца сплава АК10М2Н

Изображения профилей образцов, обработанных по различным режимам, представлены на рисунках 5.12-5.17.

Характерное изображение образца, обработанного с плотностью энергии пучка электронов  $10 \text{ Дж/см}^2$ , полученное с помощью АСМ, представлено на рисунке 5.12. Изображение получено на поперечном шлифе вблизи края образца. В связи с малым значением плотности энергии пучка электронов, структура обработанного слоя не претерпевает значительных изменений. Однако в приповерхностном слое обнаружено скопление мелких выделений второй фазы размером от 2 до 15 мкм на расстоянии 10-15 мкм от края. Шероховатость слоя обработки,  $R_a$  равна 99 нм, подложки – 77 нм.



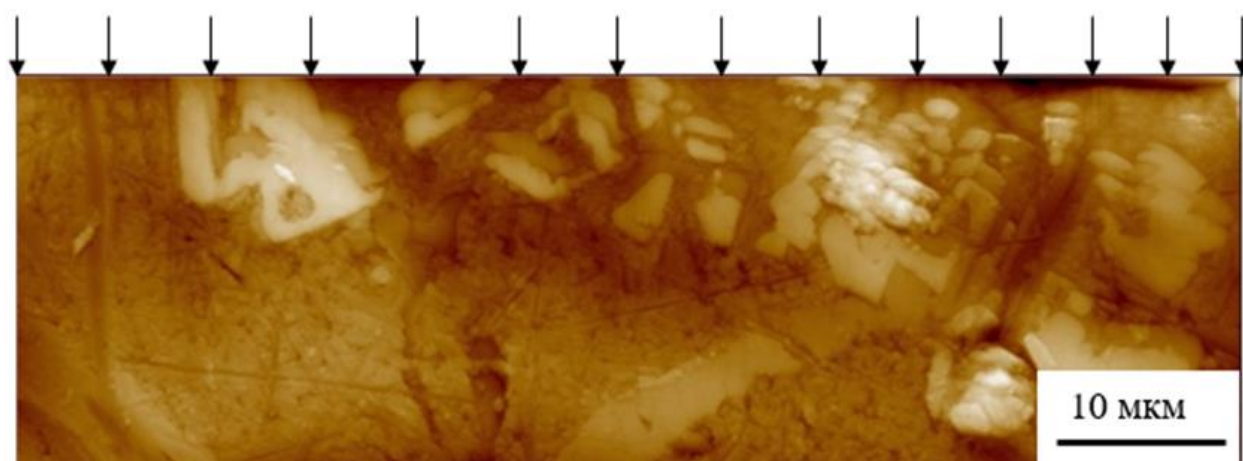


Рисунок 5.12 – АСМ сплава АК10М2Н, обработанного ИИЭП, плотность энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup> (стрелками указано направление облучения ИИЭП)

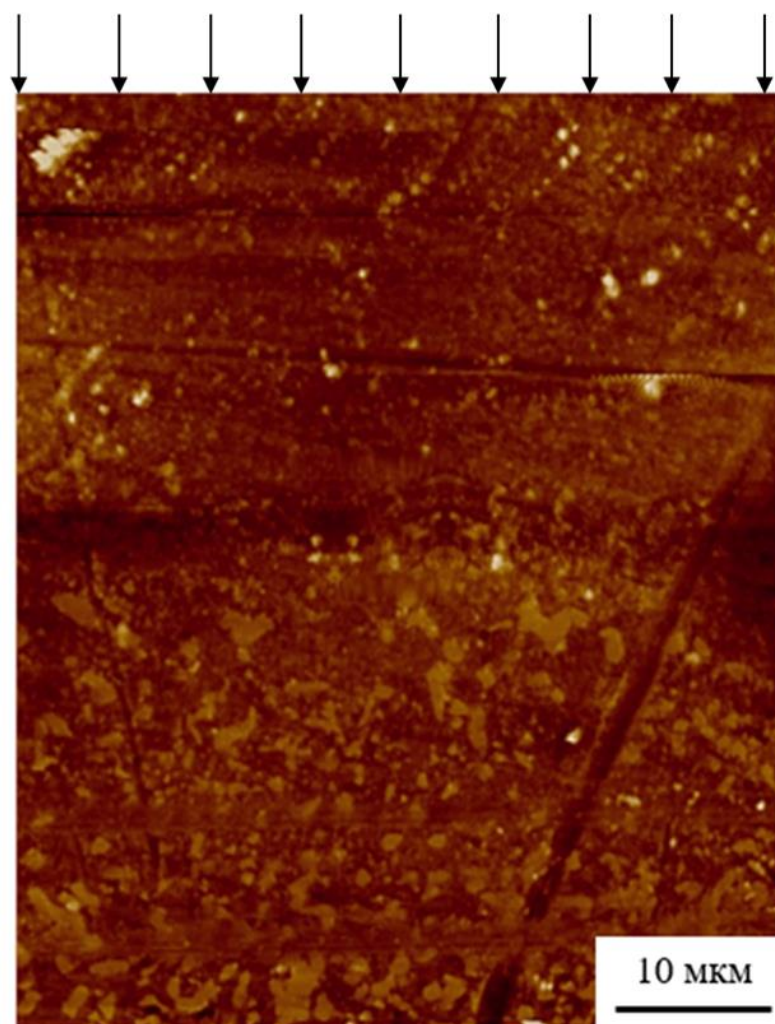
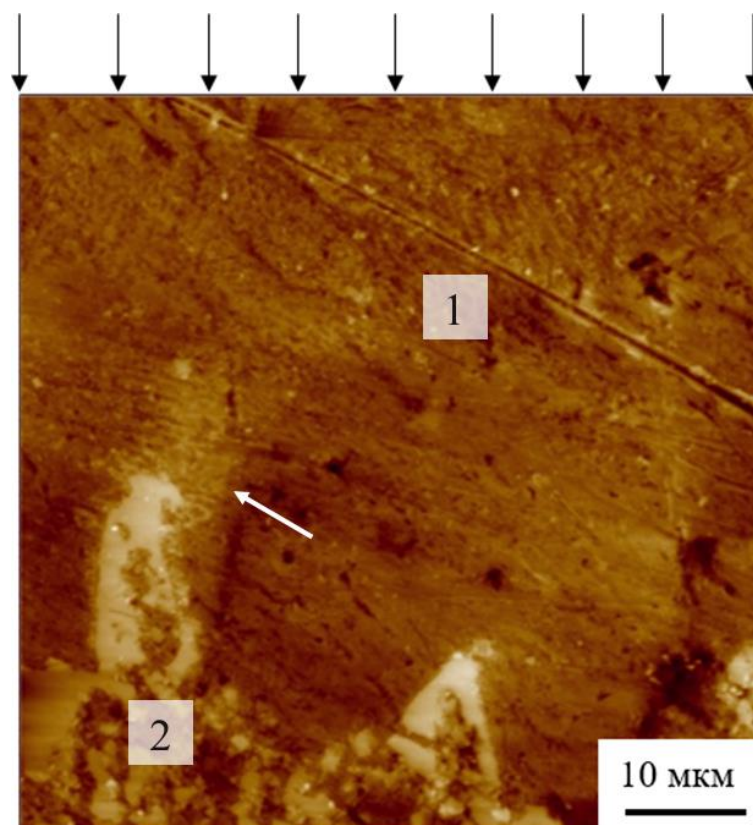


Рисунок 5.13 – АСМ сплава АК10М2Н, обработанного ИИЭП, плотность энергии пучка электронов 15 Дж/см<sup>2</sup> (стрелками указано направление облучения ИИЭП)

На рисунке 5.13 представлена структура образца, обработанного ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов  $15 \text{ Дж/см}^2$ . Эвтектика представляет собой смесь компонентов, которые имеют размеры от 1 до 3 мкм. Видно, что приповерхностный слой имеет мелкозернистую структуру, его толщина составляет 30 мкм. Шероховатость поперечного сечения обработанного слоя и подложки,  $R_a$  одинакова и также составляет 30 нм.

Структура поперечного сечения образца сплава, обработанного ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов  $20 \text{ Дж/см}^2$  представлена на рисунке 5.14.

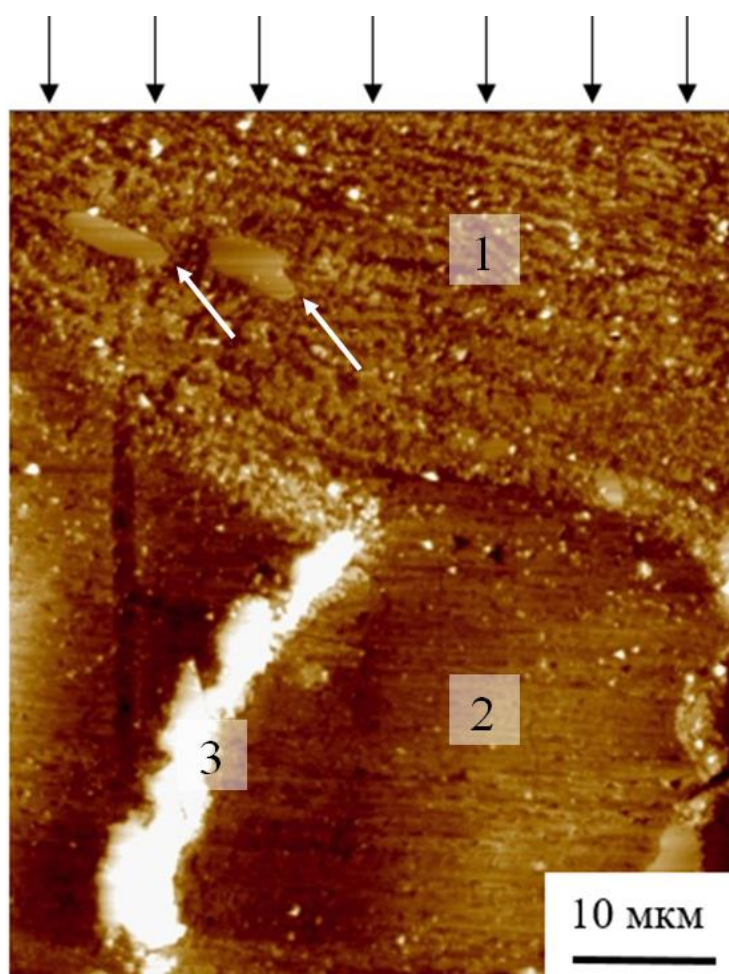


1 – область мелкозернистой ячеистой структуры, 2 – эвтектическая структура подложки, стрелкой указано частично переплавленная межзеренная граница  
Рисунок 5.14 – АСМ сплава АК10М2Н, обработанного ИИЭП, плотность энергии пучка электронов  $20 \text{ Дж/см}^2$  (стрелками указано направление облучения ИИЭП)

На изображении наблюдается мелкозернистая ячеистая структура, а также эвтектика и частично переплавленная межзеренная граница (указаны цифрами и стрелкой на рисунке 5.14). Исследование с помощью АСМ подтверждает отсутствие интерметаллидов в структуре обработанного слоя. Включения вторых

фаз в эвтектике имеют средние размеры от 1 до 5 мкм. Шероховатость обработанного слоя,  $R_a$  равна 27 нм, подложки – 57 нм.

Представленная на рисунке 5.15 структура поперечного сечения образца, обработанного ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> имеет мелкозернистый обработанный слой и зерна с межзеренной границей (указаны цифрами на рисунке 5.15).



1 – обработанный слой, 2 – тело зерна, 3 – межзеренная граница, белыми стрелками указаны унаследованные от межзеренной границы частицы

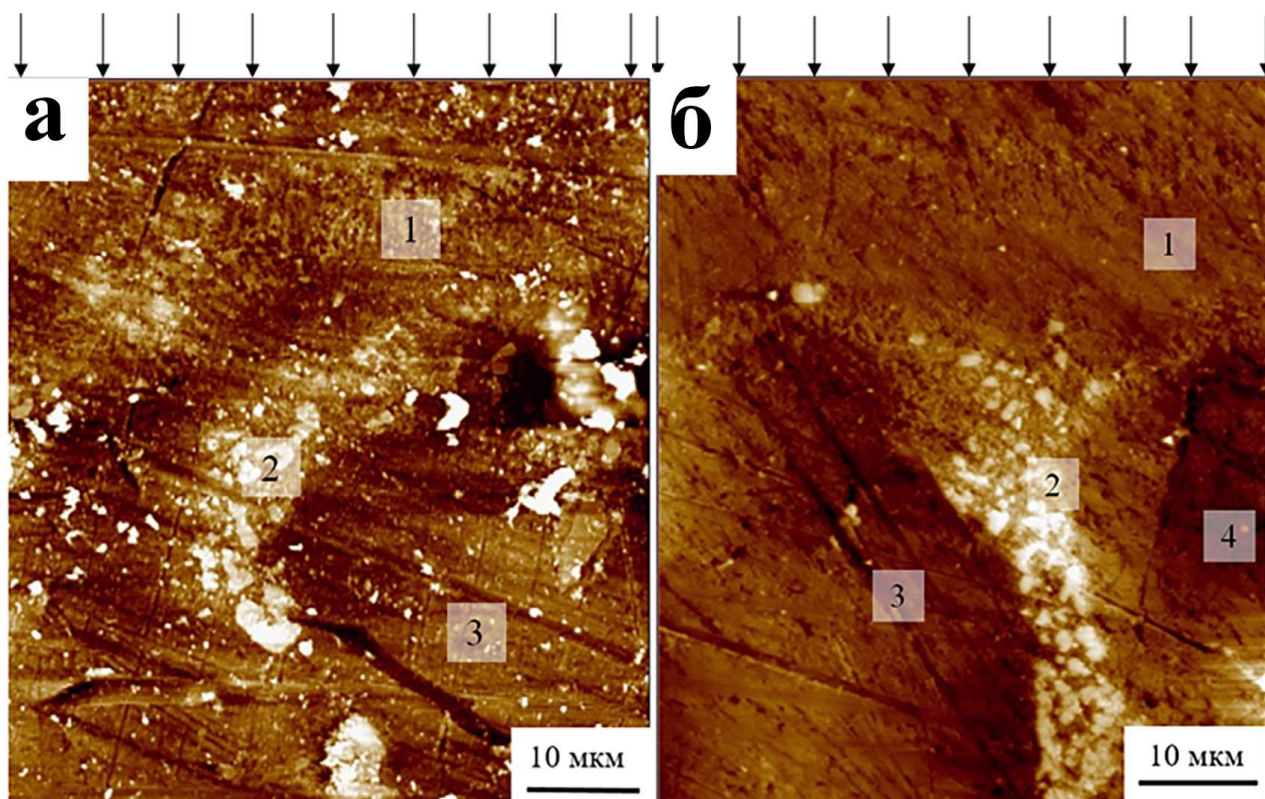
Рисунок 5.15 – АСМ сплава АК10М2Н, обработанного ИИЭП, плотность энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> (черными стрелками указано направление облучения ИИЭП)

Шероховатость обработанного слоя,  $R_a$  равна 27 нм, подложки – 45 нм. Также в структуре слоя обработки наблюдаются частицы, которые были унаследованы от



межзеренных границ и не были рекристаллизованы (указаны белыми стрелками на рисунке 5.15).

На рисунке 5.16 а представлено изображение поперечного сечения образца сплава АК10М2Н, обработанного ИИЭП, плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup>. В обработанном слое имеются направленно рекристаллизованные зерна. Цифрой 2 указана не полностью проплавленная межзеренная граница. Шероховатость обработанного слоя,  $R_a$  равна 33 нм, подложки – 51 нм.



1 – направленно рекристаллизованные зерна, находящиеся в обработанном слое, 2 – не проплавленная межзеренная граница, 3 – тело зерна

а - плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup>

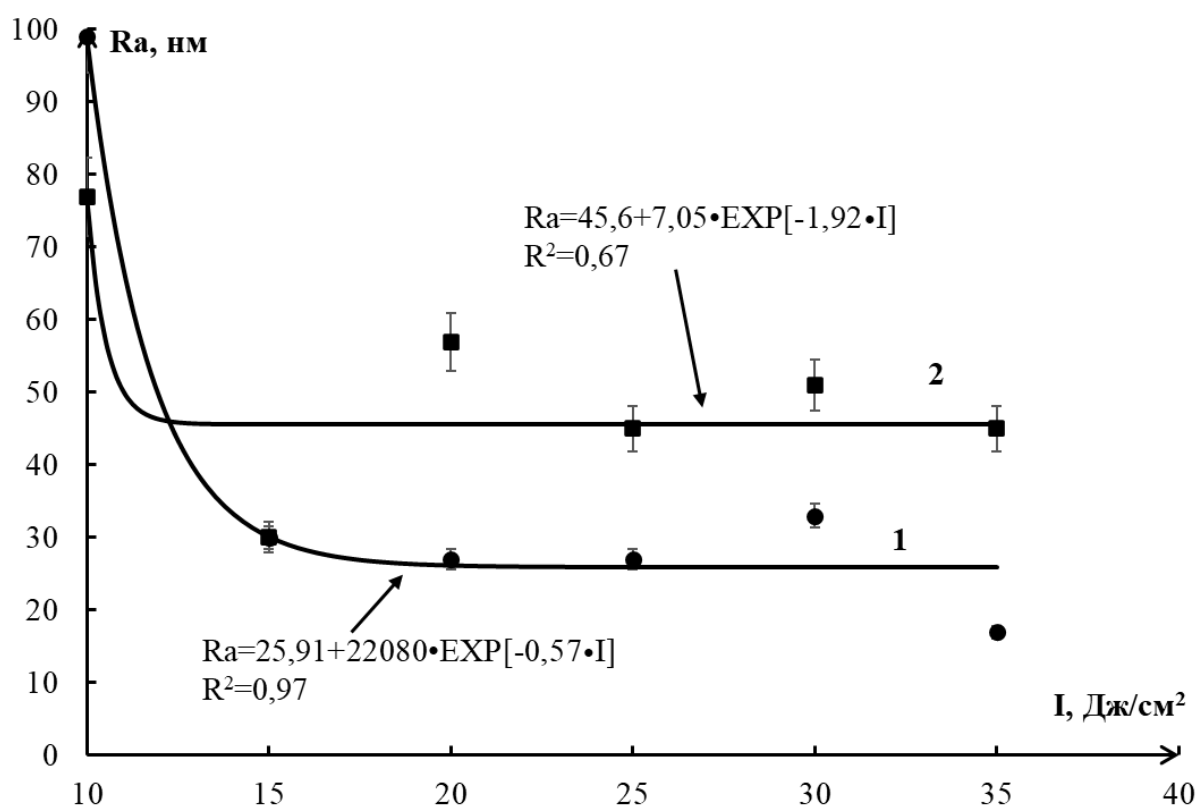
1 – направленно рекристаллизованные зерна, находящиеся в обработанном слое, 2 – межзеренная эвтектика, 3, 4 – зерна

б – плотность энергии пучка электронов 35 Дж/см<sup>2</sup>

Рисунок 5.16 – АСМ сплава АК10М2Н, обработанного ИИЭП (стрелками указано направление облучения ИИЭП)

На рисунке 5.16 б представлено изображение поперечного сечения образца, обработанного ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов  $35 \text{ Дж/см}^2$ . Структура представляет собой обработанный слой 1, межзеренную границу 2 и тела зерен 3 и 4. Шероховатость обработанного слоя,  $R_a$  равна  $17 \text{ нм}$ , подложки –  $45 \text{ нм}$ .

На рисунке 5.17 приведены зависимости шероховатости покрытия и подложки образцов сплава АК10М2Н от плотности энергии ИИЭП. Средняя шероховатость обработанного слоя  $R_a$  варьируется в пределах от  $17$  до  $99 \text{ нм}$ , в зависимости от плотности энергии пучка электронов. Средняя шероховатость подложки  $R_a$  находится в диапазоне от  $30$  до  $77 \text{ нм}$ . Наибольшее среднее значение шероховатости покрытия,  $R_a$ , равное  $99 \text{ нм}$ , было получено в образце, обработанном ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов  $10 \text{ Дж/см}^2$ , наименьшее –  $17 \text{ нм}$ , с плотностью энергии –  $35 \text{ Дж/см}^2$ .



1 – средняя шероховатость обработанного слоя  $R_a$ , нм; 2 – средняя шероховатость подложки  $R_a$ , нм

Рисунок 5.17 – Шероховатость покрытия и подложки образцов, подвергнутых воздействию ИИЭП при различных режимах

Полученные с помощью АСМ результаты позволяют установить, что рациональными режимами являются режимы с плотностью энергии пучка электронов от 25 до 35 Дж/см<sup>2</sup>. Представленные режимы характеризуются мелкозернистой ячеистой структурой, а также имеют наименьшую шероховатость обработанного слоя (17-33 нм) и подложки (45-57 нм), по сравнению с другими режимами. Выбор рациональные режимов обработки по результатам АСМ коррелирует с выбранными режимами по результатам измерения HV, нанотвердости, коэффициента трения и параметра износа.

### 5.3 Анализ изменений элементного и фазового состава, параметра кристаллического строения сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком

Элементный состав сплава АК10М2Н, находящегося в исходном состоянии, полученный методом количественного рентгеноструктурного анализа приведен в таблице 2.2.

Дополнительно элементный состав определяли методом рентгеноспектрального микроанализа, результаты которого приведены на рисунке 5.18.

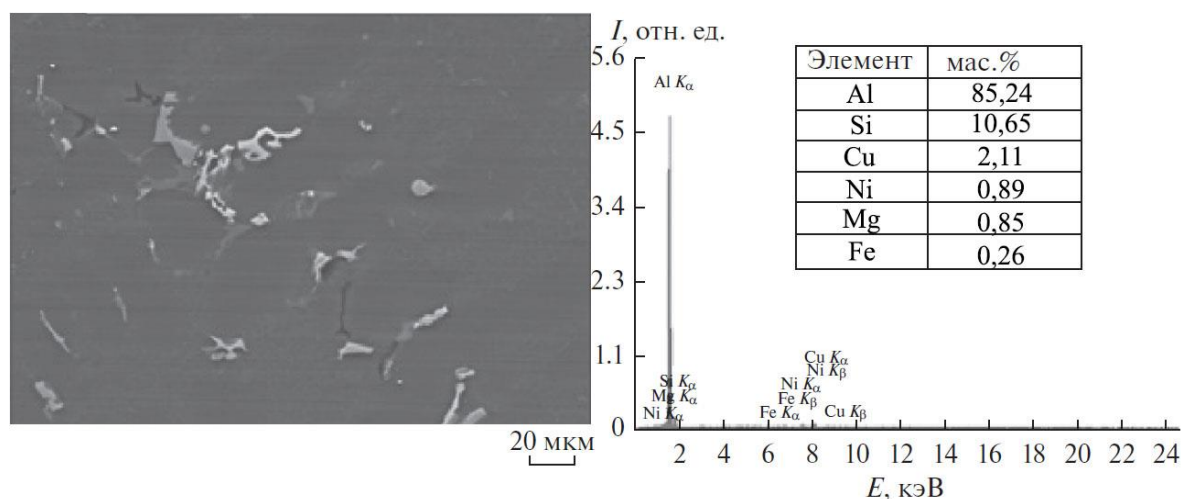


Рисунок 5.18 – Электронная микрофотография структуры исходного сплава и соответствующие энергетические спектры, полученные в среднем по всей площади микроэлектроннограммы, в таблице представлен количественные данные элементного состава

По результатам всестороннего исследования элементный состав исходного материала, можно сделать вывод, что в основном своем объеме это алюминий, а легирующими элементами являются кремний, медь, никель, магний, что дополнительно подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа (метод картирования [248]) (рисунок 5.19). Сопоставление данных по элементному составу с ГОСТом 30620-98 дает основания говорить, что исследуемый сплав имеет марку АК10М2Н.

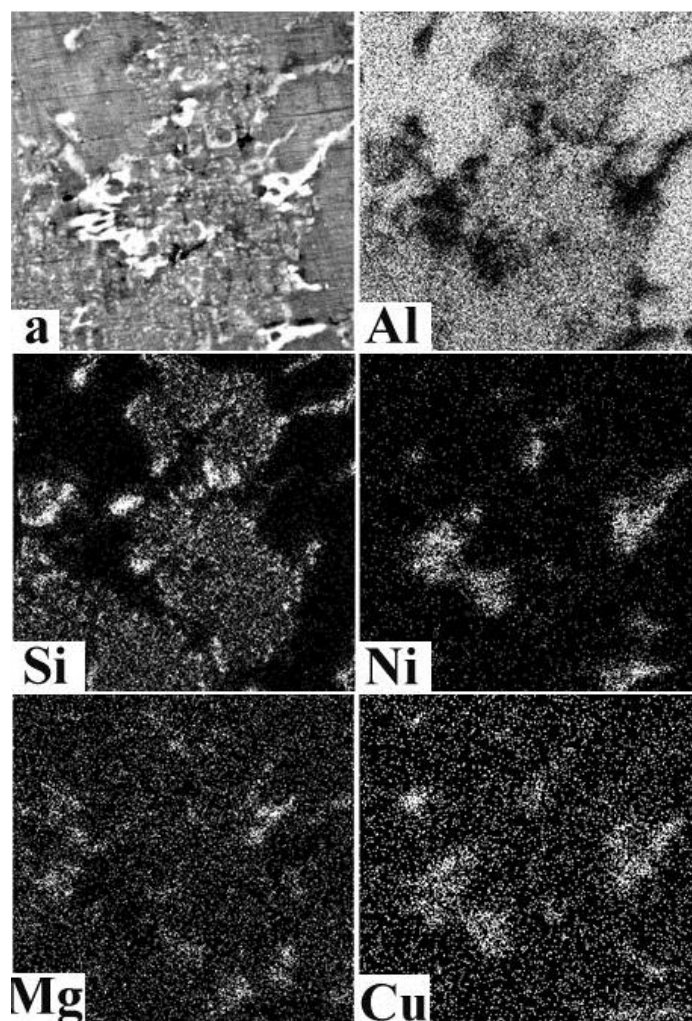


Рисунок 5.19 – Карты распределения легирующих элементов по площади исходного образца сплава АК10М2Н, электронно-микроскопическое изображение которого представлено на (а)

Микрорентгеноспектральный анализ позволяет провести исследования элементного состава локально конкретно выбранного включения. На рисунке 5.20 и в таблице 5.1 представлены результаты такого анализа. Из таблицы видно, что

легирующие элементы сплава распределены в материале весьма неоднородно, формируя соединения, различающиеся элементным составом.

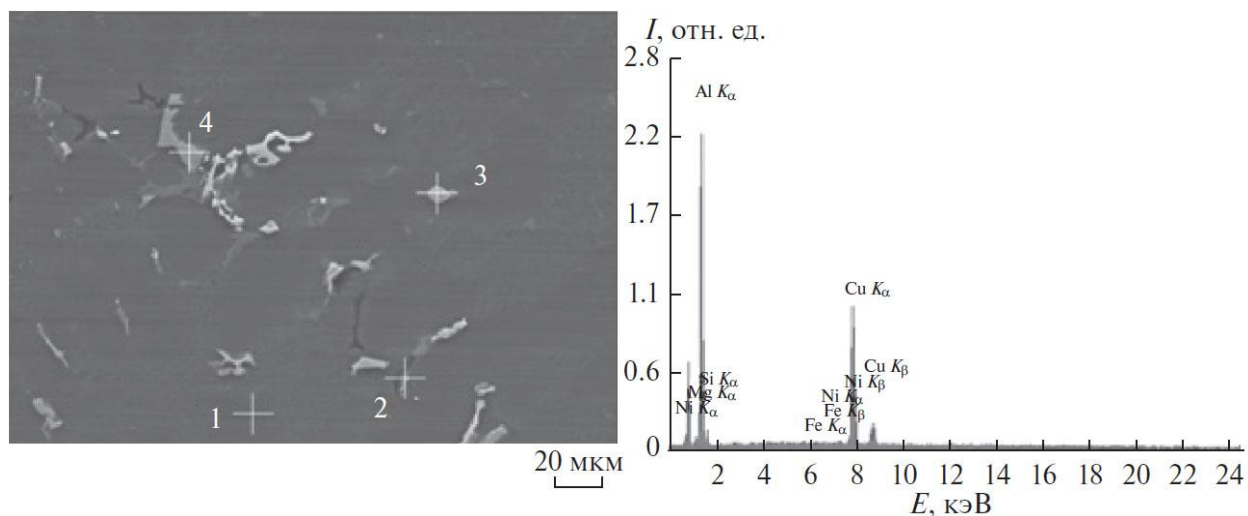


Рисунок 5.20 – Электронная микрофотография структуры исходного сплава АК10М2Н, энергетические спектры полученные с участка 3 микроэлектроннограммы

Таблица 5.1 – Элементный состав включений сплава АК10М2Н находящегося в исходном состоянии

Элементы	Номер участка анализа			
	1	2	3	4
Mg	0,97	22,71	1,67	0,51
Al	94,97	47,87	62,87	68,81
Si	1,60	25,79	3,76	0,73
Fe	0,33	0,25	0,50	4,39
Ni	0,43	0,25	0,56	22,56
Cu	1,70	3,13	30,65	3,00

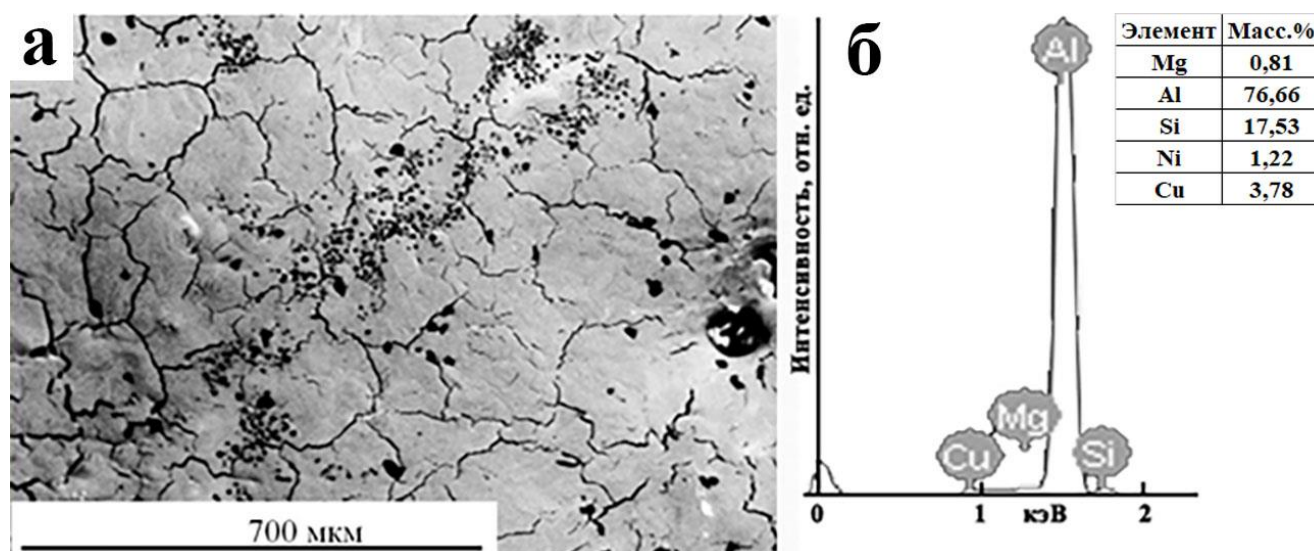
Анализ таблицы 5.1 и рисунка 5.20 дает основание заключить, что основной объем (участок, обозначенный цифрой 1) представлен твердым раствором на



основе алюминия, содержание легирующих элементов в котором существенно ниже среднего (рисунок 5.18 таблица). Включения, обозначенные на рисунке 5.20 цифрами 2, 3 и 4, обогащены магнием, кремнием и магнием (включение 2), медью (включение 3), никелем, железом и медью (включение 4). Подобные результаты, свидетельствующие о неоднородном распределении легирующих элементов в исходном сплаве, получены и при анализе многих других включений.

Таким образом, результаты микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют о существенно неоднородном распределении легирующих элементов в сплаве АК10М2Н в исходном состоянии.

Элементный состав поверхностного слоя облученного материала анализировали методами микрорентгеноспектрального анализа. Энергетические спектры (рисунок 5.21 б) получали с выделенных площадей образца (рисунок 5.21 а).



а – электронно-микроскопическое изображение образца, б - энергетические спектры, полученные с участка поверхности представленного на (а)

Рисунок 5.21 – Электронно-микроскопическое изображение участка поверхности облученного ( $30 \text{ Дж/см}^2$ , 50 мкс) образца и энергетические спектры

Результаты исследований элементного состава всех облученных ИИЭП с длительностью импульса 50 и 200 мкс. образцов сплава АК10М2Н приведены на рисунке 5.22.

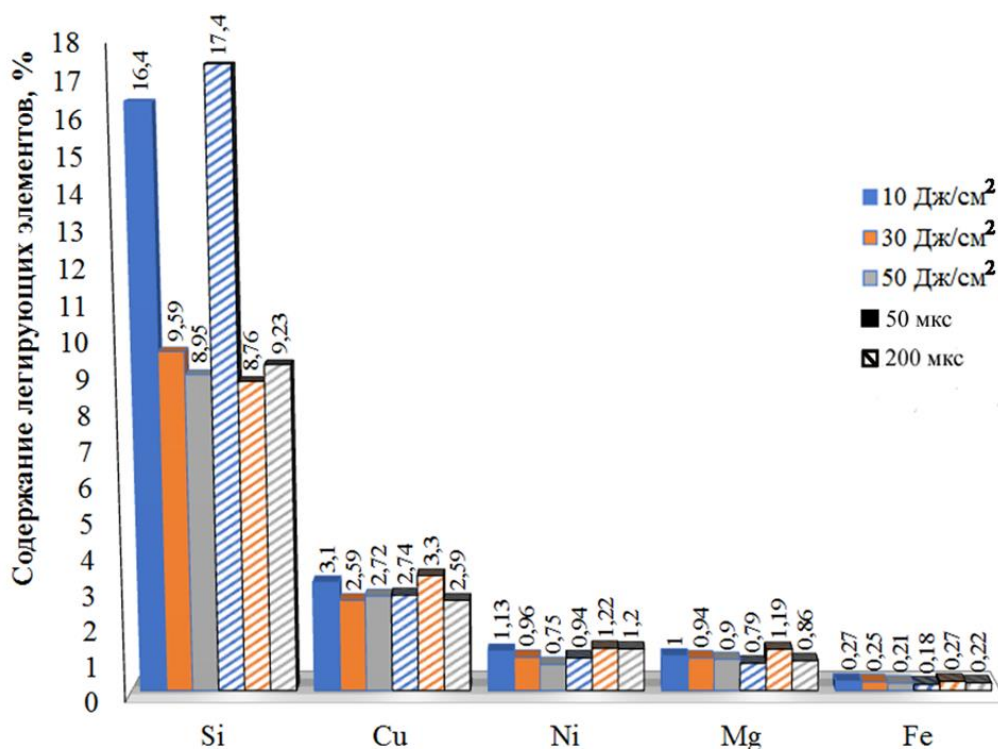


Рисунок 5.22 – Содержание легирующих элементов и основных примесей сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП (плотность энергии пучка 10, 30, 50 Дж/см<sup>2</sup>, время импульса 50 и 200 мкс.)

Анализ гистограммы (рисунок 5.22) показал, что в результате воздействия ИИЭП с плотностью энергии 10 Дж/см<sup>2</sup> при длительности импульса 50 мкс наблюдается увеличение концентрации кремния в поверхностных слоях материала на 53,9 %, при 200 мкс – 63,4 %. Можно предположить, что на результаты микрорентгеноспектрального анализа содержания в сплаве АК10М2Н кремния оказывают влияние размеры кристаллов кремния. В исходном состоянии и облученном ИИЭП при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup>, продольные размеры пластин кремния достигают 10 мкм, поперечные (1-1,5) мкм. Увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к снижению концентрации кремния, в поверхностных слоях материала на 10-18 %, в зависимости от параметров обработки, по-видимому это связано с растворением пластин кремния и повторным выделением кремния в виде частиц глобулярной формы размерами до 100 нм. Также можно отметить, что при различных параметрах обработки, наблюдается как уменьшение, так и увеличение

концентрации основных легирующих элементов сплава, в зависимости от режимов воздействия ИИЭП.

Содержание легирующих элементов и основных примесей сплава АК10М2Н, после облучения ИИЭП с длительностью импульса 150 мкс. приведены на рисунке 5.23.

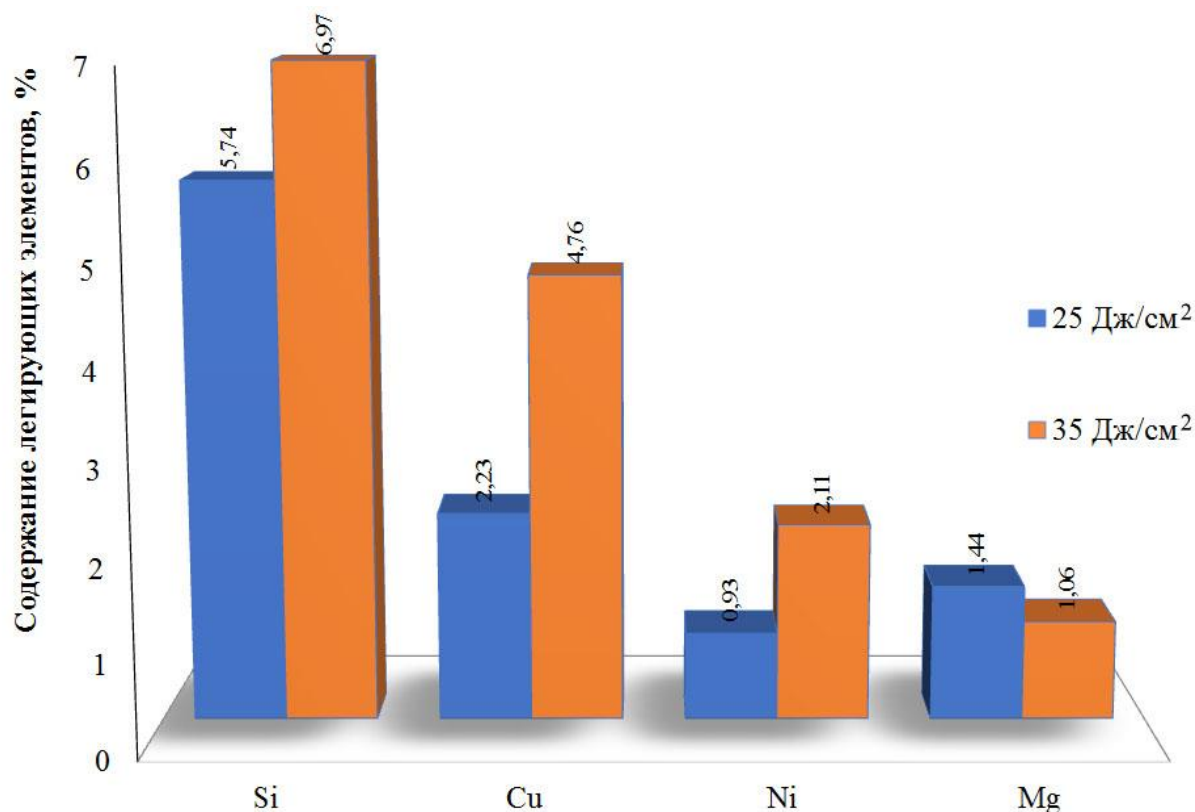


Рисунок 5.23 – Содержание легирующих элементов и основных примесей сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП (плотность энергии пучка 25, 35 Дж/см<sup>2</sup>, время импульса 150 мкс.)

Анализируя результаты, представленные на рисунке 5.23, можно констатировать, что в поверхностном слое образца после облучения ИИЭП с длительностью импульса 150 мкс происходит более существенное снижение концентрации кремния, чем при 50 и 200 мкс. Максимальное снижение концентрации кремния наблюдается при плотности энергии 25 Дж/см<sup>2</sup> и длительности 150 мкс. и составляет 46,1%. Для режима облучения 35 Дж/см<sup>2</sup> и длительности 150 мкс характерно сравнительно повышенная концентрация

никеля и меди, относительно состояния исходного сплава, чего не наблюдалось для других режимов облучения.

Элементный состав сплава АК10М2Н, после облучения ИИЭП с плотностью энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> и длительностью импульса 150 мкс. исследовали в зависимости от расстояния до поверхности облучения. Результаты исследований приведены на рисунке 5.24.

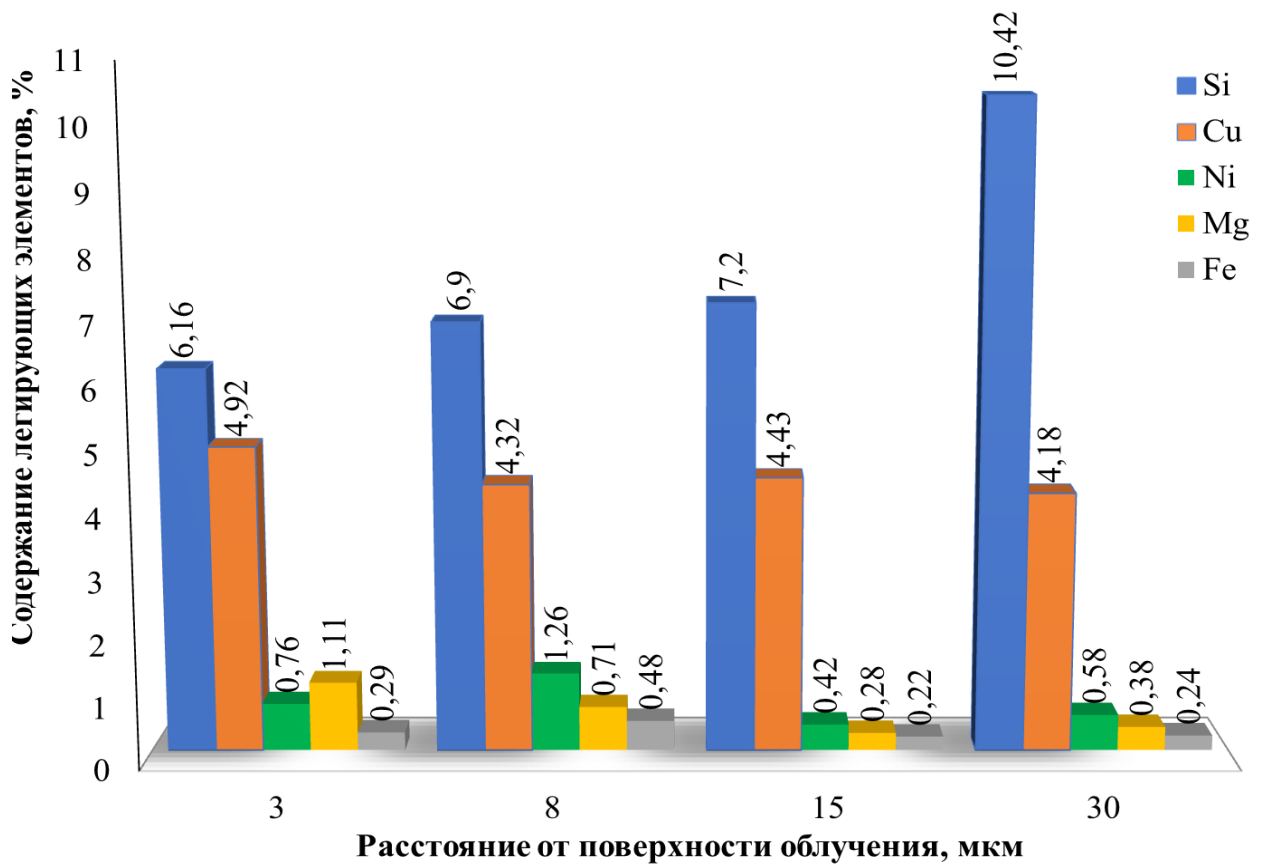


Рисунок 5.24 – Зависимость концентрации легирующих элементов от расстояния до поверхности облучения

Посмотрев на рисунок 5.24, можно отметить, что наиболее значимым образом изменяется концентрация кремния. Его относительное содержание увеличивается от 6,2 масс. % на глубине 3 мкм. до 10,4 масс. % в слое, расположенном на глубине 30 мкм, это значение концентрации сопоставимо с концентрацией кремния в структуре исходного материала (10,65 масс.%). Таким образом, облучение сплава ИИЭП сопровождается снижением концентрации кремния в поверхностном слое толщиной до 30 мкм.

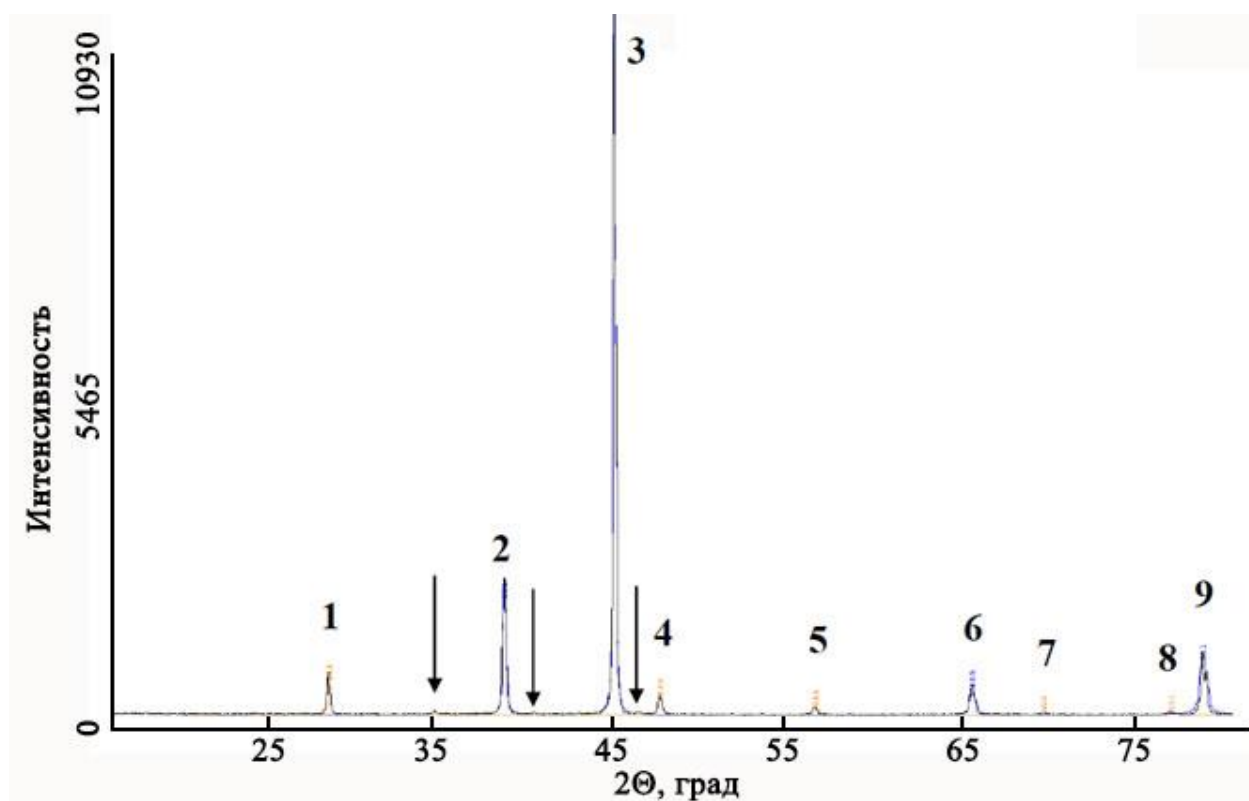
Сопоставление результатов элементного анализа облученных в различных

режимах образцов (рисунки 4.3, 5.22, 5.23) с химическим составом исходных материалов (таблица 2.1, рисунок 5.18) говорит о том, что независимо от марки сплава воздействие ИИЭП приводит к перераспределению легирующих элементов. Причем в зависимости от режимов воздействия концентрация легирующих элементов может, как увеличиваться, так и уменьшаться. Максимальное увеличение концентрации кремния происходит при плотности энергии пучка электронов  $10 \text{ Дж/см}^2$ . Возможно, данная особенность связана с тем, что кремний более тугоплавкий материал по сравнению с остальными основными химическими элементами, входящими в состав материалов, и энергии пучка электронов в  $10 \text{ Дж/см}^2$  недостаточно для его расплавления. Увеличение плотности энергии пучка электронов до  $25 \text{ Дж/см}^2$  и более, независимо от времени импульса приводит к снижению концентрации кремния в материале вследствие его растворения. Максимальное снижение концентрации кремния наблюдается при плотности энергии пучка  $25 \text{ Дж/см}^2$  и длительности 150 мкс. и составляет 46,1%. Однако при продвижении в глубину материала обнаруживается постепенное увеличение концентрации и на расстоянии 30 мкм от поверхности облучения концентрация кремния достигает значений концентрации исходного материала.

Фазовый состав сплава АК10М2Н определяли методами рентгеноструктурного анализа. Участок рентгенограммы, полученной со сплава АК10М2Н находящегося в исходном состоянии, представлен на рисунке 5.25.

Результаты количественного анализа рентгенограммы приведены в таблице 5.2. Анализируя результаты, представленные в таблице, можно отметить, что основными фазами исследуемого материала, как и следовало ожидать, являются твердые растворы на основе алюминия и кремния. Параметры кристаллических решеток алюминия и кремния в исследуемом сплаве близки к параметрам кристаллических решеток чистых элементов, что указывает на расслоение данных элементов при кристаллизации сплава. Рентгенофазовый анализ позволил также выявить алюминид меди состава  $\text{AlCu}_3$  ( $\approx 3,5$  ат. %), дифракционные максимумы которого указаны на рисунке 5.25 стрелками.

Дополнительно обнаружены фазы  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ,  $\text{Cu}_{8.92}\text{Al}_{4.08}$ ,  $\text{Cu}_{5.64}\text{Al}_{4.61}$ , отсутствующие в сплаве АК5М2.



1 – (111) Si; 2 – (111) Al; 3 – (200) Al; 4 – (220) Si; 5 – (311) Si; 6 – (220) Al; 7 – (400) Si; 8 – (331) Si; 9 – (311) Al

Рисунок 5.25 – Участок рентгенограммы сплава АК10М2Н; цифрами обозначены дифракционные максимумы алюминия и кремния: Стрелками указаны дифракционные линии фазы  $\text{AlCu}_3$

Таблица 5.2 – Результаты рентгеноструктурного анализа сплава АК10М2Н в исходном состоянии

Фаза	Содержание, отн. %	Тип решетки	Параметр решетки, нм		Атомный радиус, нм
			$a_0$	$a$	
Al	85,12	Fm3m	0,4050	0,4046	0,143
Si	10,65	Fm3ms	0,5431	0,5427	0,132

Примечание:  $a_0$  – табличное значение;  $a$  – значение в сплаве

Воздействие на сплав АК10М2Н ИИЭП сопровождается изменением фазового состава поверхностного слоя. А именно, относительное содержание твердого раствора на основе алюминия в образцах, облученных ИИЭП с длительностью импульса 200 мкс, увеличивается (рисунок 5.26), а в образцах, облученных ИИЭП с длительностью импульса 50 мкс, снижается (рисунок 5.26) с увеличением плотности энергии пучка электронов.

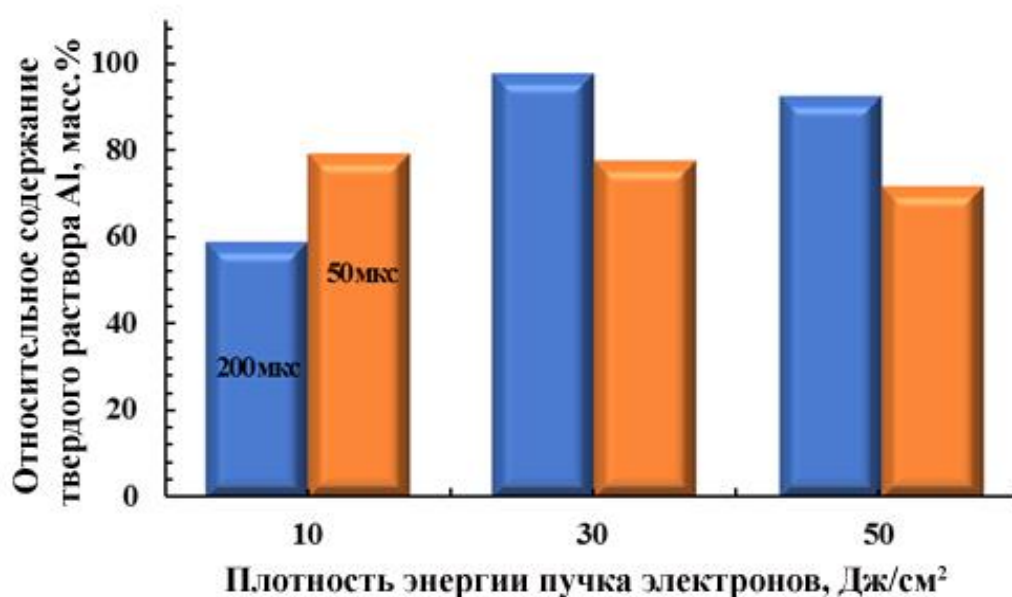


Рисунок 5.26 – Зависимость относительного содержания твердого раствора на основе алюминия в поверхностном слое сплава АК10М2Н от плотности энергии пучка электронов

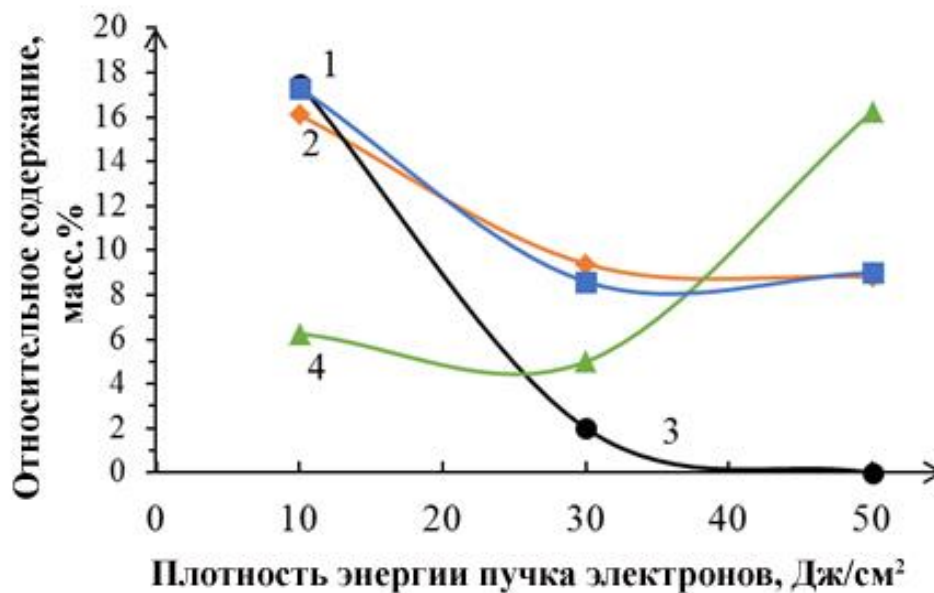
Одновременно с этим в поверхностном слое облученного сплава изменяется содержание и элементный состав частиц упрочняющих фаз. Из анализа результатов (рисунок 5.27) следует, что при длительности импульса пучка электронов 200 мкс с ростом плотности энергии пучка относительное содержание кремния снижается, достигая минимального значения при плотности энергии 30 Дж/см² (рисунок 5.27).

Суммарное относительное содержание интерметаллидов ( $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ,  $\text{Cu}_{8.92}\text{Al}_{4.08}$ ,  $\text{Cu}_{5.64}\text{Al}_{4.61}$ ) также снижается, достигая нулевого значения при плотности энергии



50 Дж/см<sup>2</sup> и длительности импульса пучка электронов 200 мкс (рисунок 5.27, кривая 3).

При длительности импульса пучка электронов 50 мкс. изменение фазового состава поверхностного слоя протекает противоположным образом. А именно, с ростом плотности энергии пучка суммарное относительное содержание интерметаллидов ( $\text{Cu}_{8,92}\text{Al}_{4,08}$ ,  $\text{Cu}_7\text{Si}_{12}$ ) увеличивается, достигая максимального значения при плотности энергии 50 Дж/см<sup>2</sup> (рисунок 5.27, кривая 4). Относительное содержание кремния изменяется также, как при длительности импульса 200 мкс. (рисунок 5.27, кривая 2).



1, 3 – длительность импульсов 200 мкс; 2, 4 – 50 мкс

Рисунок 5.27 – Зависимость относительного содержания кремния (кривые 1 и 2) и интерметаллидов (кривые 3 и 4) от плотности энергии пучка электронов в поверхностном слое сплава

Воздействие на сплав АК10М2Н ИИЭП с длительностью импульса 150 мкс. и плотность энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> приводит к формированию в поверхностном слое трех фаз  $\text{AlSi}$ ,  $\text{Al}$ ,  $\text{Si}$ , с относительным содержанием 53,13 %, 38,29 % и 8,58 % соответственно, другие фазы, присутствующие в сплаве в исходном состоянии – отсутствуют (рисунок 5.28).



Рентгеноструктурный анализ облучено ИИЭП сплава (длительность импульса 150 мкс. и плотность энергии пучка электронов 35 Дж/см<sup>2</sup>) показал, что помимо трех фаз AlSi, Al, Si выделяется фаза алюминида меди состава AlCu<sub>2</sub>, относительное содержание которой достаточно велико 14,4 %. Кроме того, увеличение плотности энергии пучка электронов приводит снижению содержания фаз AlSi (на 14,84 %) и Si (на 4,48 %), при этом несколько увеличивается фаза твердого раствора на основе алюминия (на 2,41 %).

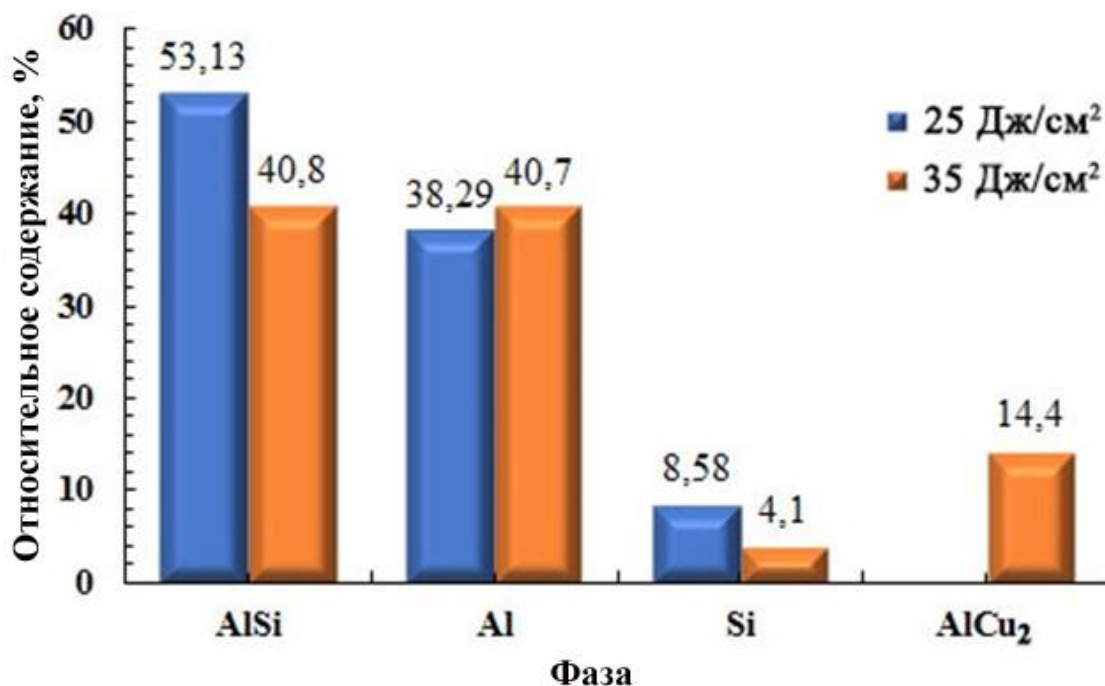


Рисунок 5.28 – Относительное содержание фаз AlSi, Al, Si, AlCu<sub>2</sub> в поверхностном слое сплава АК10М2Н при параметрах облучения 25 Дж/см<sup>2</sup> и 35 Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса 150 мкс.

Величины ОКР для сплава АК10М2Н определяли для двух фаз AlSi и Si. Установлено, что зависимость величины ОКР от плотности энергии пучка электронов при длительности импульса 50 и 200 мкс. представляет собой кривую с максимумом, приходящимся на 30 Дж/см<sup>2</sup> независимо от выбранной фазы (рисунок 5.29 а). Однако, следует отметить, что для Si максимальное значение ОКР составляет 92,92 нм, что почти в 2 раза ниже максимального значения ОКР для фазы AlSi (183,42 нм). Зависимость микроискажений кристаллической решетки от плотности энергии пучка электронов, наоборот, представляет кривую

с минимумом, который наблюдается, также, при плотности энергии пучка электронов  $30 \text{ Дж/см}^2$  и для Si составляет  $0,744 \cdot 10^{-3}$ , а для AlSi -  $0,287 \cdot 10^{-3}$  (рисунок 5.28 а).

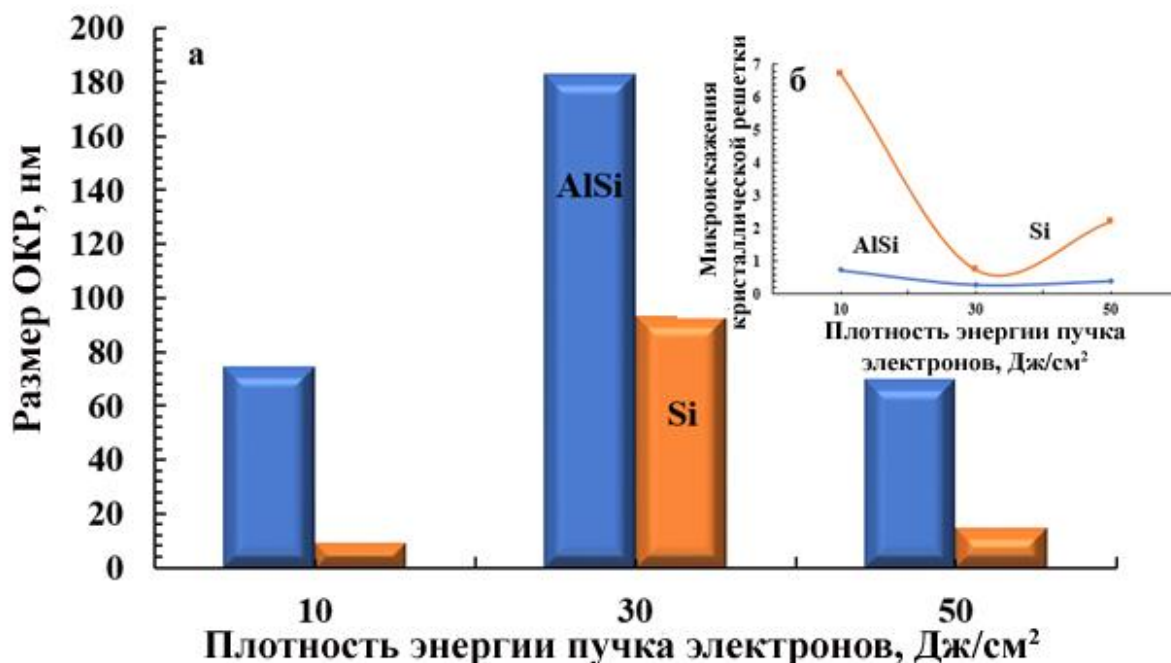


Рисунок 5.29 – Зависимость величины ОКР (а) и микроискажений кристаллической решетки (б) от плотности энергии пучка электронов для сплава АК10М2Н.

Изменение фазового состава и относительного содержания фаз при облучении сплава АК10М2Н ИИЭП (длительность импульса 50 и 200 мкс.) сопровождается изменением параметра кристаллической решетки основной фазы – Al. (рисунок 5.30). Анализируя рисунок 5.30 можно увидеть, что независимо от длительности импульса пучка параметр кристаллической решетки алюминия изменяется достигая минимальных значений для длительности пучка 200 мкс ( $4,0382 \text{ \AA}$ ) при плотности энергии  $10 \text{ Дж/см}^2$ , а для длительности 50 мкс ( $4,0358 \text{ \AA}$ ) – при плотности энергии  $30 \text{ Дж/см}^2$ .

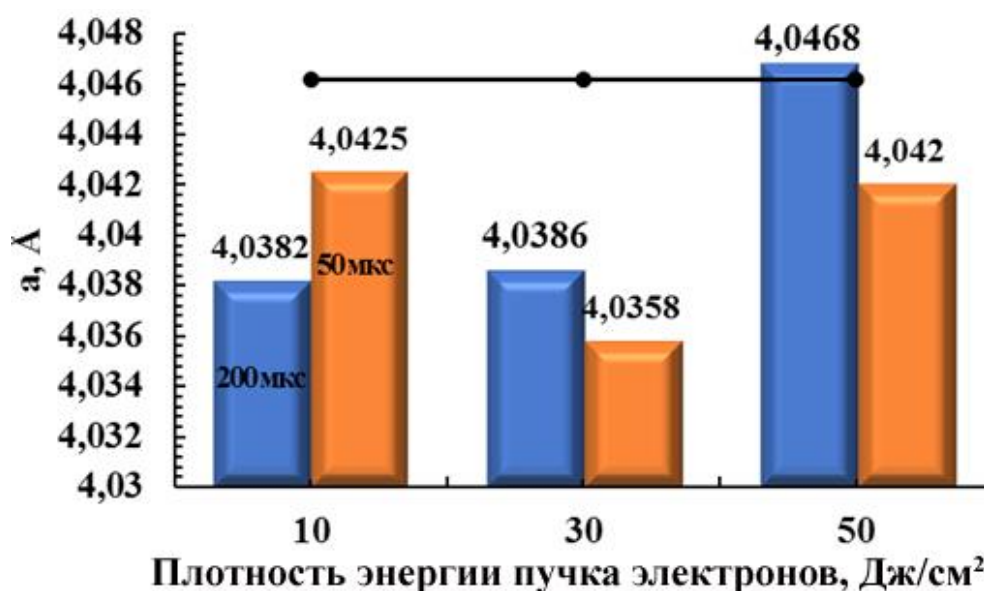


Рисунок 5.30 – Зависимость параметра кристаллической решетки твердого раствора на основе алюминия формирующихся в поверхностном слое сплава АК10М2Н от плотности энергии пучка электронов. Сплошной черной линией обозначена величина параметра кристаллической решетки фазы в исходном состоянии

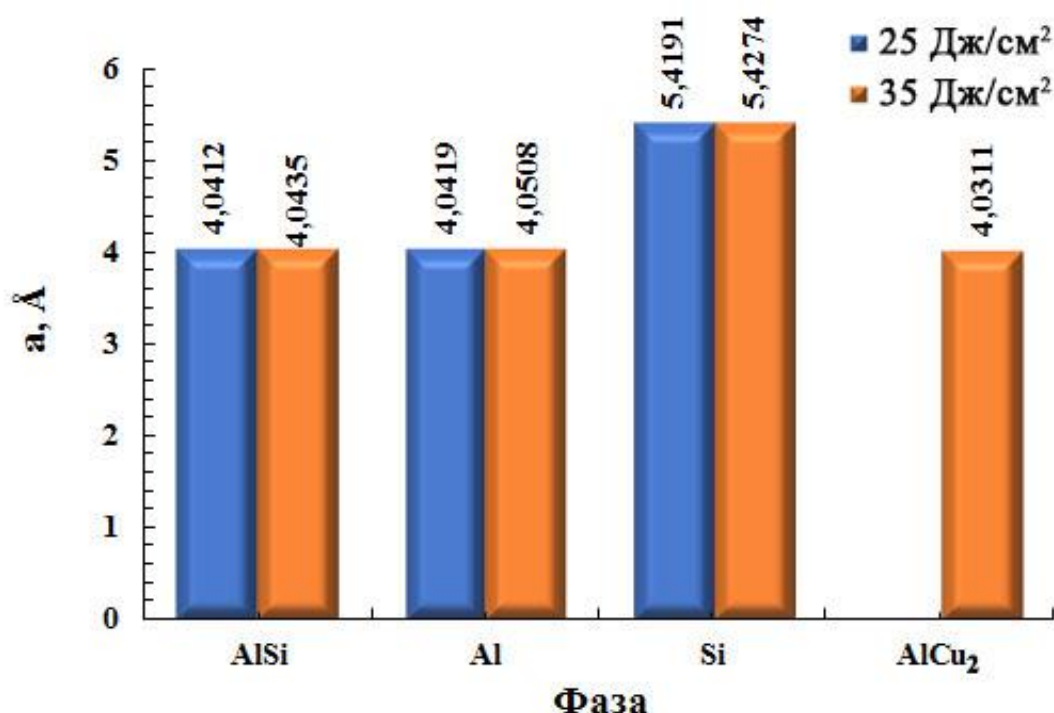


Рисунок 5.31 – Параметра кристаллической решетки выявленных фаз после облучения сплава АК10М2Н ИИЭП с параметрами 25 Дж/см², 35 Дж/см² и временем импульса 150 мкс.

Облучение сплава ИИЭП АК10М2Н длительностью импульса 150 мкс. и плотностью энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> и 35 Дж/см<sup>2</sup>, также сопровождается изменением параметра кристаллической решетки (рисунок 5.31). Следует отметить, что параметры кристаллической решетки выявленных фаз отличаются от табличных значений для чистых элементов.

Заметим, что для режима 35 Дж/см<sup>2</sup> параметр кристаллической решетки твердого раствора AlSi меньше параметра кристаллической решетки чистого алюминия, равного 0,40494 нм [220]. Это обусловлено тем, что атомный радиус кремния (0,132 нм) меньше атомного радиуса алюминия (0,143 нм) [249] и, следовательно, замещение атомов алюминия кремнием будет приводить к уменьшению параметра кристаллической решетки твердого раствора AlSi.

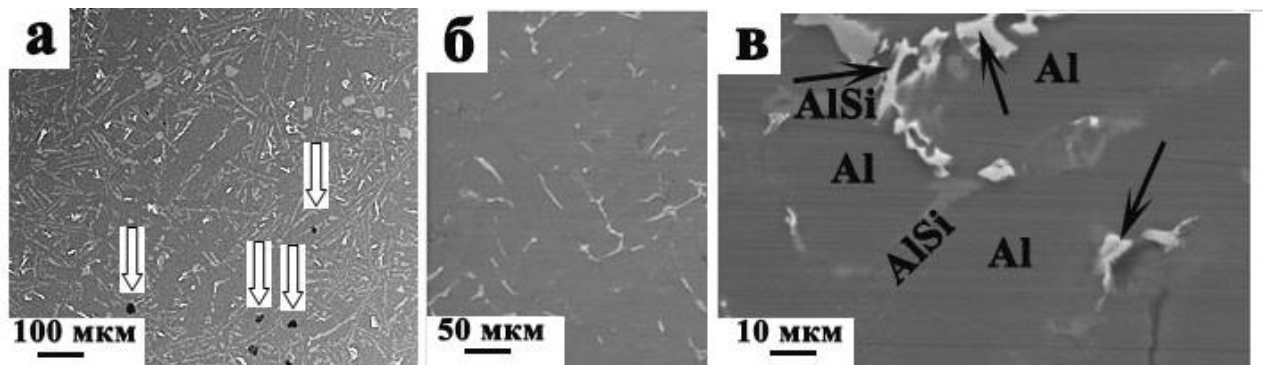
Параметр кристаллической решетки второй фазы на основе твердого раствора алюминия больше параметра кристаллической решетки чистого алюминия. Это связано с растворением частиц интерметаллидов и обогащением твердого раствора атомами металлов, атомный радиус которых больше атомного радиуса алюминия. Параметр кристаллической решетки выделений кремния меньше табличного значения параметра кристаллической решетки ( $a(\text{Si}) = 0,35707$  нм) [249]. Это означает, что в процессе кристаллизации формируется твердый раствор на основе кремния, в котором могут присутствовать атомы меди, никеля и железа, т.к. атомные радиусы этих элементов меньше атомного радиуса кремния.

Очевидно, что основной причиной выявленных изменений параметра кристаллической решетки фаз AlSi, Al, Si (рисунки 4.7, 5.30, 5.31), независимо от исследуемого сплава (АК5М2 или АК10М2Н), является изменение концентрации легирующих элементов. Зависимость параметра кристаллической решетки фаз Al от длительности импульсов и плотности энергии пучка электронов будет определяться процессами растворения частиц кремния и интерметаллидов и их повторного выделения, имеющих место при облучении материала ИИЭП.

## 5.4 Эволюция структуры сплава АК10М2Н после воздействия интенсивного импульсного электронного пучка

### 5.4.1 Исследования структуры сплава АК10М2Н методами сканирующей электронной микроскопии

Характерные изображения структуры травленого шлифа сплава АК10М2Н находящегося в исходном состоянии, полученные методами СЭМ, представлены на рисунке 5.32.



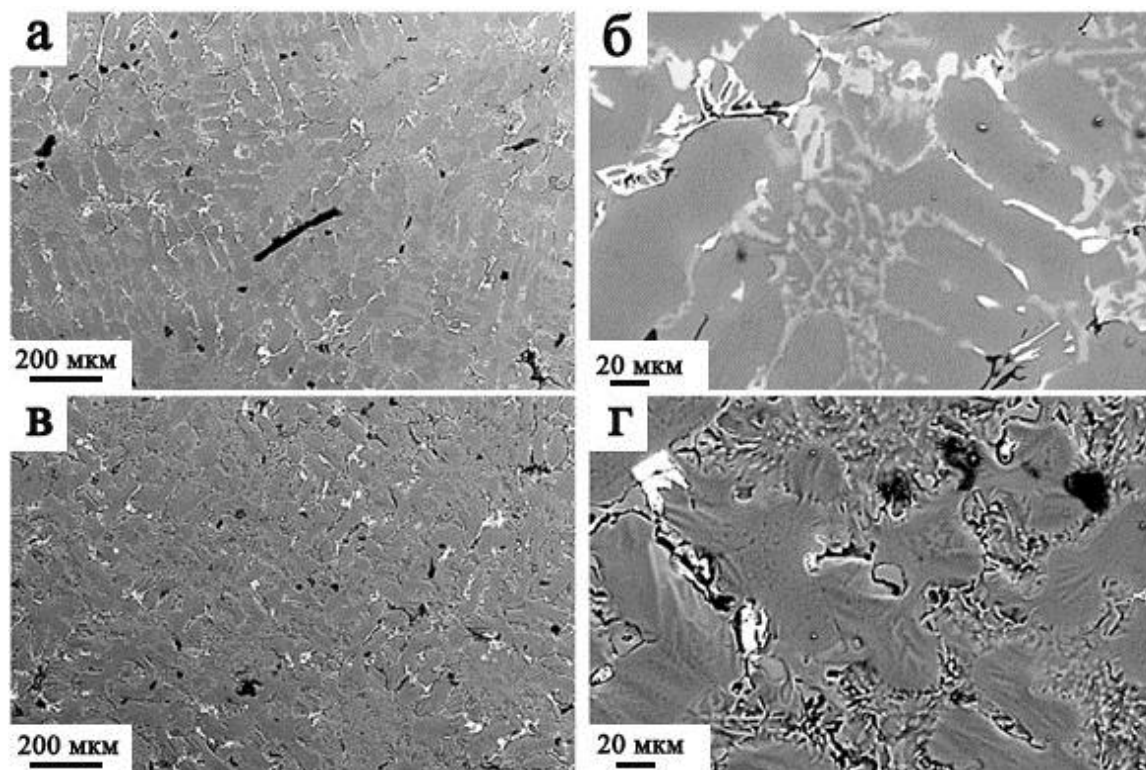
а – электронно-микроскопическое изображение структуры демонстрирующее наличие микропор; б – электронно-микроскопическое изображение структуры демонстрирующее наличие интерметаллидов; в - электронно-микроскопическое изображение структуры с обозначениями выявленных фаз

Рисунок 5.32 – Структура сплава АК10М2Н в исходном состоянии

Отчетливо видно, особенно при сравнительно больших увеличениях (рисунок 5.32 в), что исследуемый сплав АК10М2Н является многофазным агрегатом, структура которого представлена зернами твердого раствора на основе алюминия, зернами эвтектики  $AlSi$ , включениями первичного кремния и интерметаллидов, размеры и форма которых изменяются в весьма широких пределах. Размер зерен алюминия варьируется в пределах от 25 мкм до 100 мкм, а размер зерен эвтектики  $AlSi$  изменяется в пределах 10-30 мкм.

Наличие в сплаве частиц интерметаллидов, которые независимо от их морфологии, способствуют снижению трещиностойкости сплава [250-252]. Другим неблагоприятным фактором структуры исходного сплава является наличие микропор (рисунок 5.32 а, микропоры указаны стрелками).

СЭМ анализа поверхности обработки сплава АК10М2Н после облучения ИИЭП с различными параметрами плотности энергии пучка электронов и длительности импульса (10, 30, 50 Дж/см<sup>2</sup>, 50 и 200 мкс.) приведен на рисунках 5.33-5.36.

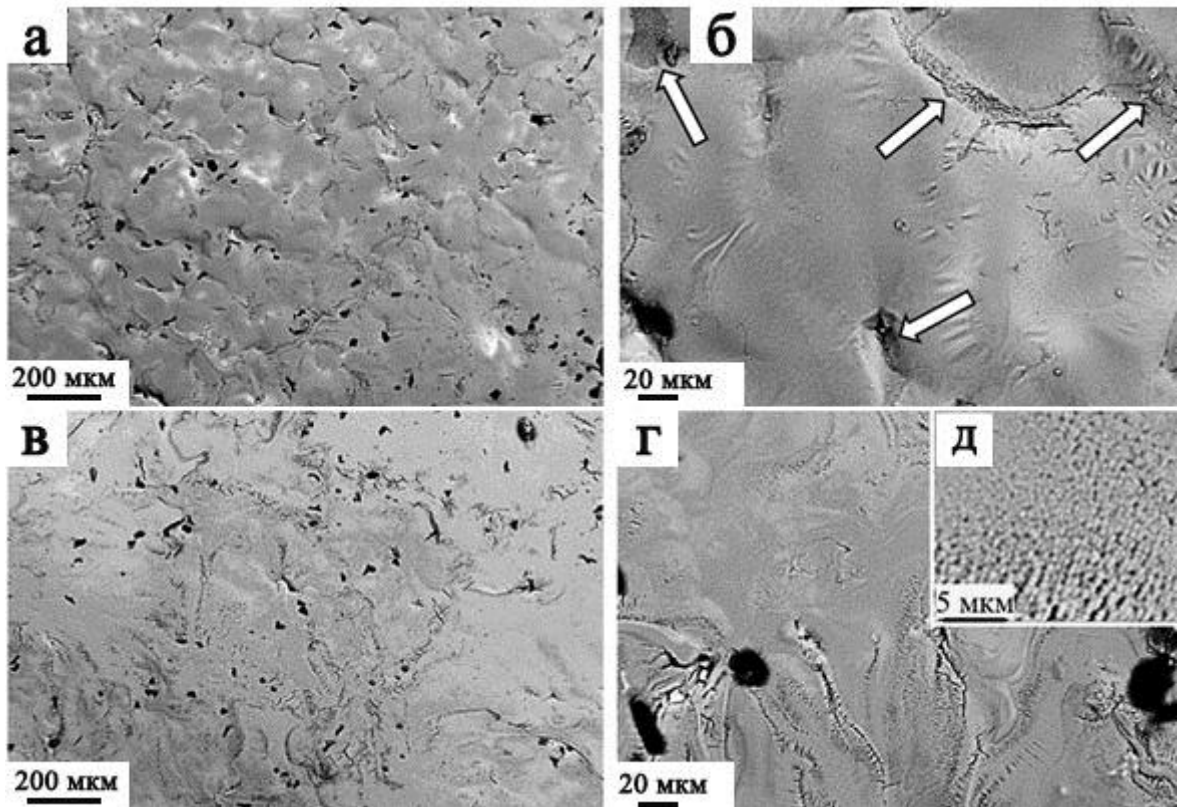


а, б – режим облучения 10 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс;

в, г - режим облучения 10 Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс.

Рисунок 5.33 – Структура поверхности сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП

При плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup> наблюдается интенсивное травление и формирование микротрещин вдоль границ раздела зерен, содержащих интерметаллиды (рисунок 5.33). Частицы интерметаллидов не растворяются (рисунок 5.33). При длительности импульса 50 мкс. в объеме зерен алюминия формируется волнообразный рельеф, что может свидетельствовать о начальной степени плавления данных участков материала (рисунок 5.33 г). Облучение сопровождается делением пластин кремния в зернах эвтектики на глобулы. Данный процесс наиболее ярко проявляется при длительности импульса 50 мкс.



а, б – режим облучения  $30 \text{ Дж/см}^2$ , 200 мкс;

в, г – режим облучения  $30 \text{ Дж/см}^2$ , 50 мкс.

д - электронно-микроскопическое изображение структуры демонстрирующее наличие ячеистой структуры кристаллизации

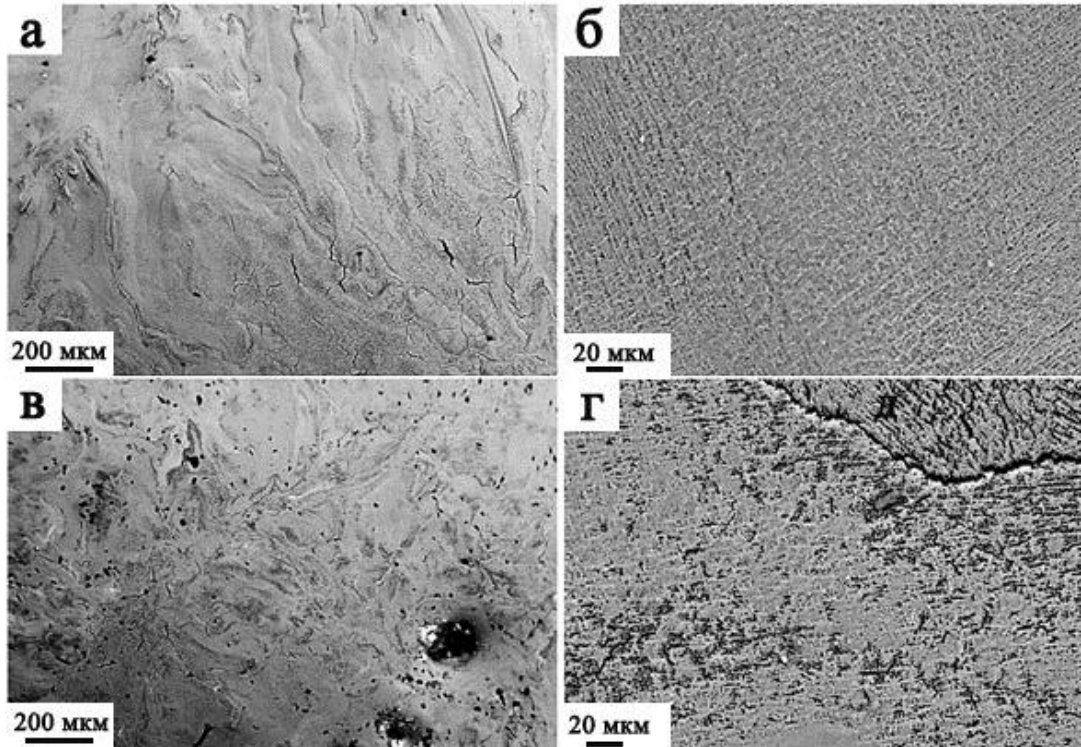
Рисунок 5.34 – Структура поверхности сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП

Увеличение плотности энергии пучка электронов до  $30 \text{ Дж/см}^2$  приводит к формированию в поверхностном слое образцов многочисленных микропор (рисунок 5.34), количество и размеры которых практически не зависят от длительности импульса. Причиной формирования микропор может являться усадка материала при его скоростной кристаллизации, характерной для импульсной обработки материала.

Независимо от длительности импульсов, облучение сплава при плотности энергии пучка  $30 \text{ Дж/см}^2$  приводит к растворению включений интерметаллидов и кремния. Вдоль границ зерен, в местах расположения включений интерметаллидов, формируются протяженные прослойки. Прослойки образованы



частицами округлой формы размерами (0,5-0,6) мкм. При облучении сплава ИИЭП с параметрами 30 Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс. в объеме зерен выявлено формирование субмикроструктурной структуры с размерами кристаллитов (0,3-0,4) мкм (рисунок 5.34 д).



а, б – режим облучения 50 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс;

в, г - режим облучения 50 Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс.

Рисунок 5.35 – Структура поверхности сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП

При плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см<sup>2</sup> на поверхности облучения, не зависимо от длительности импульса, выявлено формирование микротрещин, расположенных нерегулярно (рисунок 5.35). Образование микротрещин обусловлено формированием в поверхностном слое материала растягивающих напряжений, являющихся следствием сверхвысоких скоростей охлаждения расплавленного слоя, кристаллизующегося на интегрально холодной подложке. Не зависимо от длительности импульса облучения формирование поверхностного слоя сопровождается образованием структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации (рисунок 5.35 б, г). Размеры ячеек изменяются в пределах (500-650) нм.



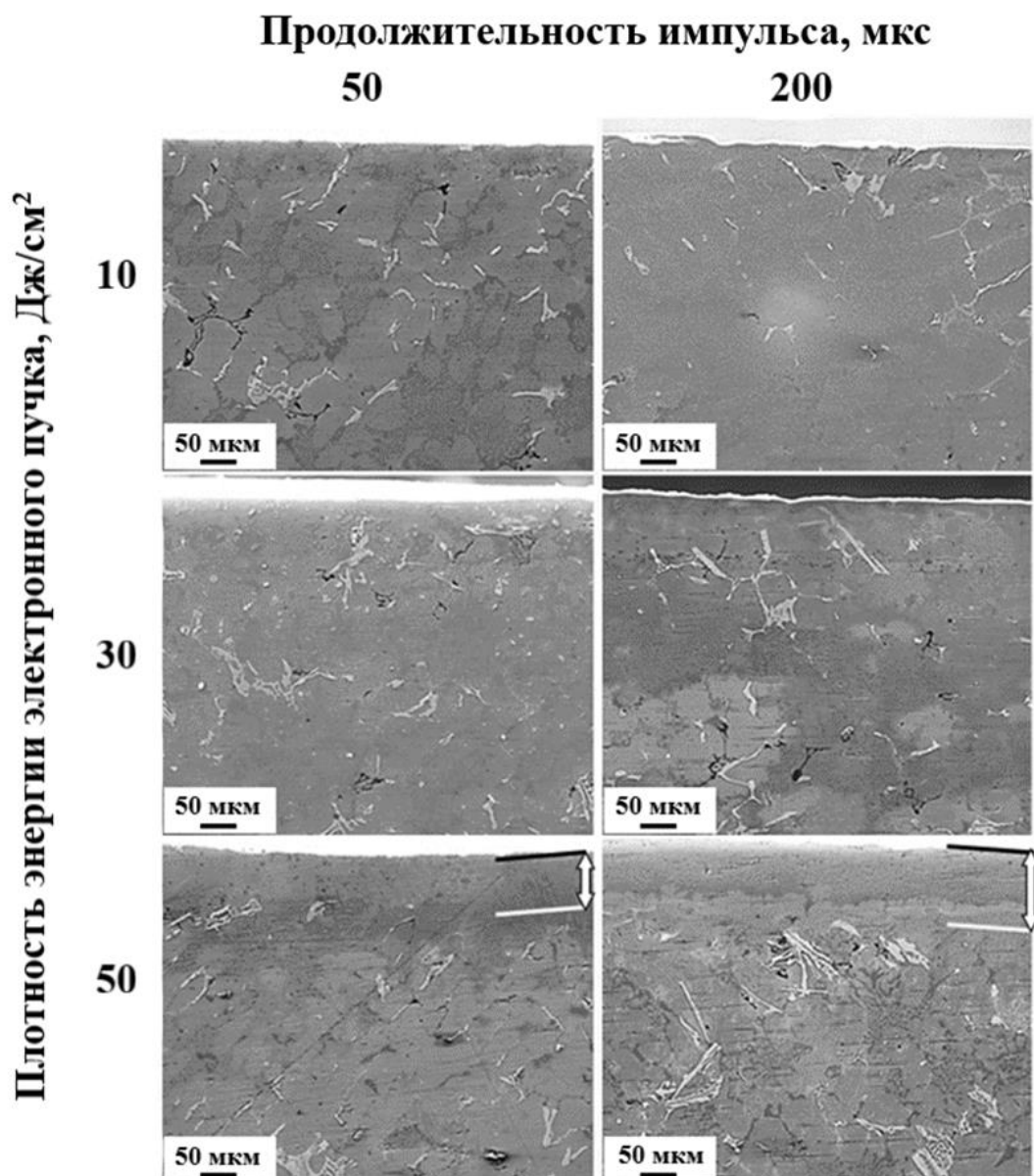
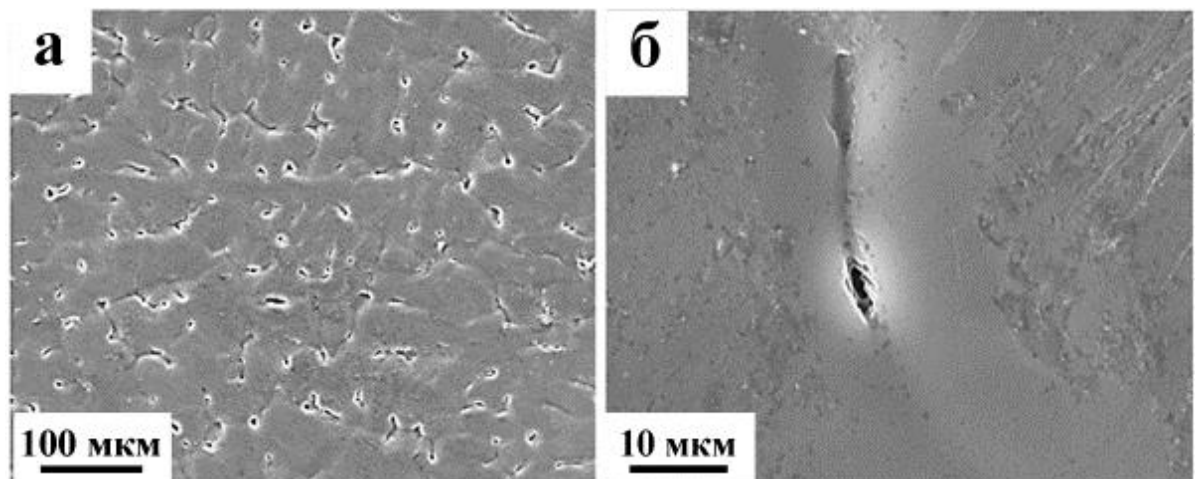


Рисунок 5.36 – Структура поперечного травленного шлиф сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП в различных режимах (10, 30, 50 Дж/см<sup>2</sup>, 50 и 200 мкс.)

СЭМ анализ перпендикулярной относительно поверхности облучения плоскости (рисунок 5.36), показал, что толщина преобразованного слоя зависит от плотности энергии пучка электронов и составляет при 10 Дж/см<sup>2</sup> – 1-2 мкм; при 30 Дж/см<sup>2</sup> – 25-30 мкм; при 50 Дж/см<sup>2</sup> – 60-90 мкм. Воздействие ИИЭП с параметрами 30 и 50 Дж/см<sup>2</sup> независимо от длительности импульса приводит к растворению кремния и интерметаллидов, характерных для структуры исходного состояния.

Далее рассмотрим результаты влияния ИИЭП с параметрами плотность энергии пучка электронов 10, 15, 20, 25, 30, 35 Дж/см<sup>2</sup> и длительность импульса 150 мкс. на поверхностные слои сплава АК10М2Н.

Облучение сплава ИИЭП с плотностью энергии 10 Дж/см<sup>2</sup> сопровождается плавлением алюминия вдоль поверхностей раздела с включениями второй фазы (рисунок 5.37). Ширина расплавленного слоя (вдоль поверхности облучения) достигает (10-15) мкм (рисунок 5.37 б). Причиной избирательного плавления поверхности является низкий коэффициент теплопроводности включений, что приводит к перегреву прилегающего слоя алюминия при импульсном облучении образцов. В участках образца, свободных от включения, плавление материала не наблюдается, о чем свидетельствуют царапины, оставленные при механической полировке материала (рисунок 5.37 б).



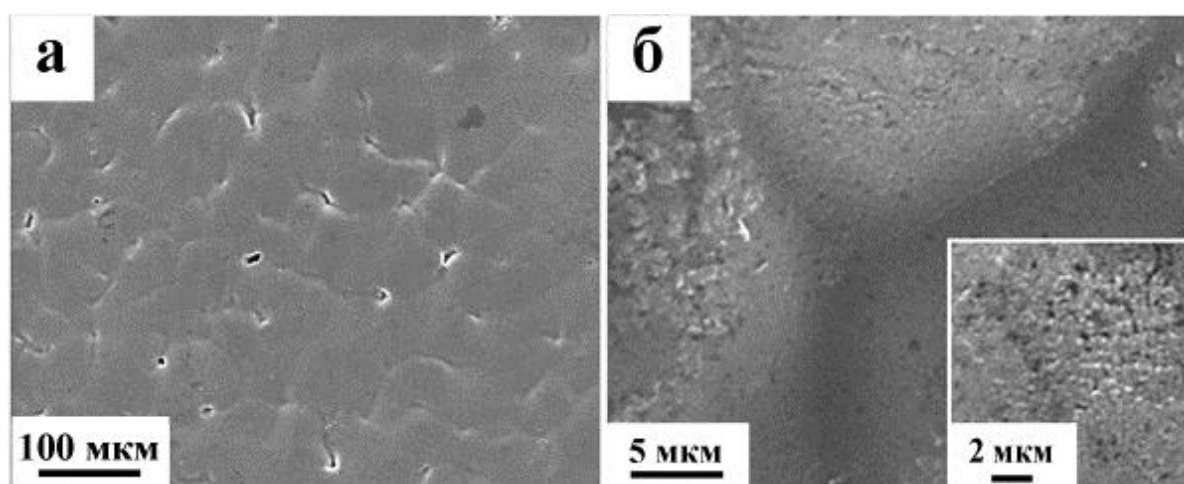
а – микрофотография, демонстрирующая плавление алюминия вдоль поверхностей раздела с включениями второй фазы;

б – микрофотография, демонстрирующая ширину расплавленного слоя.

Рисунок 5.37 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности образца сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup>

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 15 Дж/см<sup>2</sup> приводит к исчезновению царапин на поверхности образца, что свидетельствует о плавлении поверхностного слоя алюминия (рисунок 5.38 а). Плавление объема алюминия,

прилегающего к включениям второй фазы, сопровождается формированием структуры ячеистой кристаллизации; размер ячеек 200-220 нм (рисунок 5.38 б вставка). Ширина прослоек со структурой ячеистой кристаллизации достигает (15-20) мкм. На большем удалении от включений второй фазы ячейки не выявляются, что может указывать на малую толщину расплавленного поверхностного слоя.



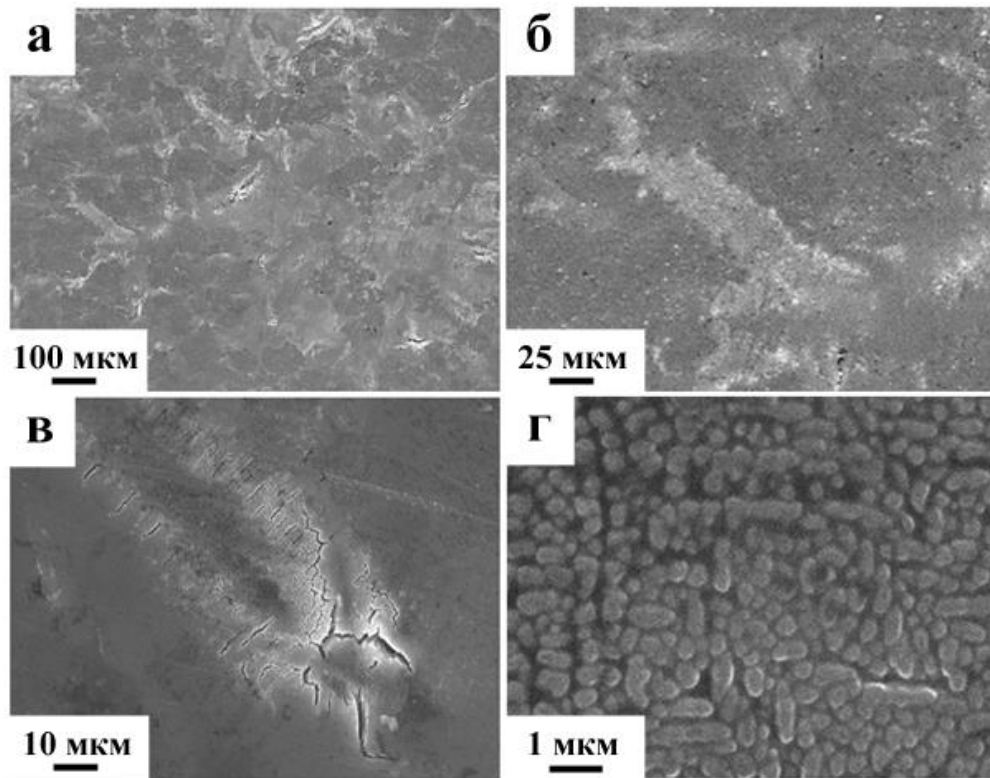
а – микрофотография, демонстрирующая плавление поверхностного слоя;

б – формирующаяся структура ячеистой кристаллизации.

Рисунок 5.38 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП при плотности энергии пучка электронов  $15 \text{ Дж/см}^2$

При плотности энергии пучка электронов  $20 \text{ Дж/см}^2$  и более наблюдается активное растворение включений интерметаллидной фазы, расположенных в поверхностном слое (рисунок 5.39). Вследствие высокой скорости охлаждения поверхностного слоя образца элементы, формирующие интерметаллиды, образуют твердый раствор в объеме алюминия, прилегающего к растворяющемуся включению. На электронно-микроскопических изображениях сплава такие участки имеют более светлый контраст (рисунок 5.39 б). Растворение включений интерметаллидов в условиях сверхбыстрого охлаждения расплавленного слоя сопровождается формированием сетки поверхностных микротрещин, что может свидетельствовать о высоком уровне растягивающих

напряжениях и повышенной хрупкости данных объемов материала (рисунок 5.39 в). Плавление и высокоскоростное охлаждение поверхностного слоя сплава приводит к формированию структуры ячеистой кристаллизации (рисунок 5.39 г). Размеры ячеек изменяются в пределах 400-500 нм и слабо увеличиваются при увеличении плотности энергии пучка электронов в интервале (20-35) Дж/см<sup>2</sup>.

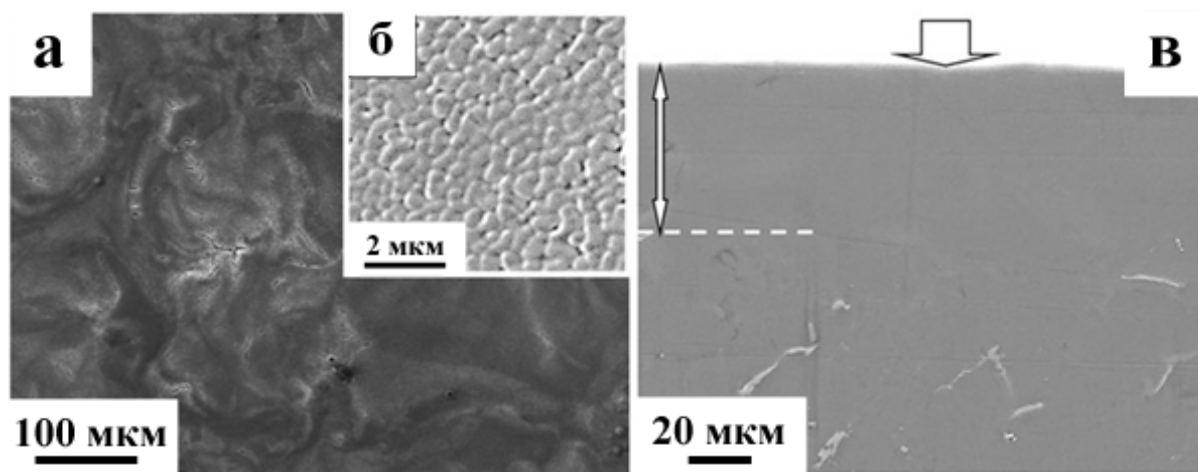


а → г – электронно-микроскопические изображения, полученные при разном увеличении, от меньшего к большему

Рисунок 5.39 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности образца сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см<sup>2</sup>

Облучение поверхности образцов ИИЭП в режиме плавления (25 Дж/см<sup>2</sup>; 150 мкс) сопровождается формированием структуры ячеистой кристаллизации (рисунок 5.40 б). Включения кремния и интерметаллидов после облучения не наблюдаются, что, очевидно, свидетельствует об их плавлении.

Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа, представленное на рисунке 5.40 в, позволяет говорить о том, что облучение ИИЭП приводит к растворению первичных включений второй фазы, присутствовавших в исходном материале, в поверхностном слое, толщина которого для указанных параметров ИИЭП ( $25 \text{ Дж/см}^2$ ; 150 мкс.), изменяется в пределах 35-80 мкм.

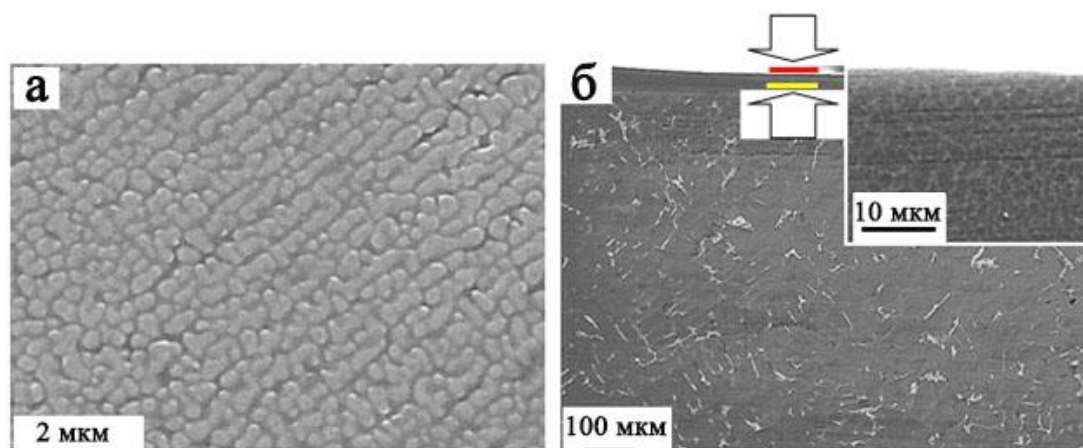


(а) – структура поверхности облучения, (б) - структуры ячеистой кристаллизации, (в) – структура поперечного шлифа. На (в) стрелками указана поверхность облучения и толщина поверхностного слоя, в котором методами СЭМ не выявляются первичные включения второй фазы

Рисунок 5.40 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности образца сплава АК10М2Н, подвергнутого облучению ИИЭП при плотности энергии пучка электронов  $25 \text{ Дж/см}^2$ .

Изучение методами СЭМ поверхности образцов сплава АК10М2Н облученных ИИЭП с параметрами  $35 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс. Не показало существенных отличий от структуры, формируемой при облучении с параметрами  $25 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс. Однако есть некоторые особенности, которые необходимо рассмотреть. Установлено, что размеры проплавленного слоя увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов. В слое толщиной 50-100 мкм, формируется структура ячеистой кристаллизации, характерная для быстрозакаленного

материала (рисунок 5.41), размер кристаллитов которой изменяется в пределах от 350 нм до 550 нм.



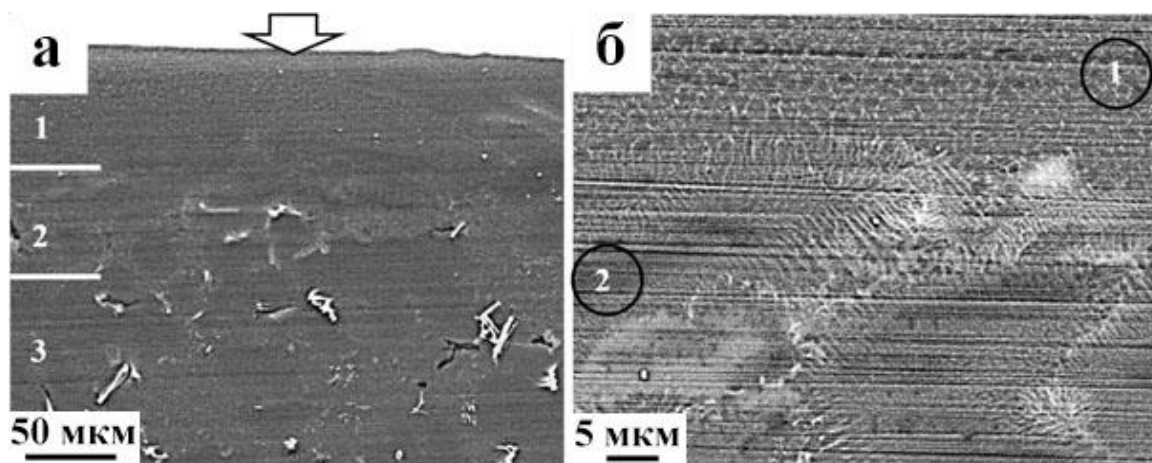
а – структура поверхности облучения; б – структура поперечного шлифа (линиями и стрелками указан слой высокоскоростной кристаллизации). На вкладке приведена структура ячеистой кристаллизации поперечного сечения поверхностного слоя

Рисунок 5.41 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП ( $35 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс.)

При энергии пучка электронов  $35 \text{ Дж/см}^2$  толщина поверхностного модифицированного слоя, в котором не удастся обнаружить методами СЭМ первичные включения кремния и интерметаллидов увеличивается и становится равна от 70 мкм до 100 мкм (рисунок 5.42 а).

Анализ поперечных шлифов сплава, облученного ИИЭП, выявил формирование многослойной градиентной структуры. По морфологии дефектной субструктуры можно условно выделить три слоя, которые в настоящей работе названы поверхностным (рисунок 5.42 а, слой 1), переходным (рисунок 5.42 а, слой 2) и слоем термического влияния (рисунок 5.42 а, слой 3). Поверхностный слой имеет структуру ячеистой кристаллизации, сформировавшейся при высокоскоростном охлаждении материала из расплавленного состояния (рисунок 5.42 б, слой 1). В данном слое методами СЭМ не удастся выявить первичные включения второй фазы. Переходный слой характеризуется наличием первичных включений второй фазы, которые являются центрами кристаллизации алюминия (рисунок 5.42 б, слой 2). Структура слоя термического влияния мало

отличается от структуры исходного состояния, присутствуют эвтектика и интерметаллидные соединения.



1 – поверхностный слой; 2 – переходный слой; 3 – слой термического влияния

Рисунок 5.42 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП ( $35 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс.),  
Стрелкой на (а) указана поверхность облучения

По результатам, приведенным в настоящем параграфе, можно заключить, что рациональными параметрами обработки ИИЭП, как и в случае с HV, трибологическими характеристиками и АСМ анализом являются режимы с плотностью энергии пучка электронов  $25 \text{ Дж/см}^2$ ,  $35 \text{ Дж/см}^2$  и длительностью импульса 150 мкс.

#### *5.4.2 Исследования тонкой структуры сплава АК10М2Н методами просвечивающей электронной микроскопии.*

Тонкую структуру сплава АК10М2Н находящегося в исходном состоянии исследовали методами ПЭМ. Результаты выполненных исследований приведены на рисунках 5.43 и 5.44.

В структуре сплава в исходном состоянии, методами STEM, обнаруживаются зерна, состоящие из кремния и магния (рисунок 5.43). Элементный состав области фольги, приведенной на рисунке 5.43, выглядит следующим образом (ат. %): 74,2 - Al, 23,6 - Si, 1,4 - O, 0,6 - Mg, 0,2 - Fe.



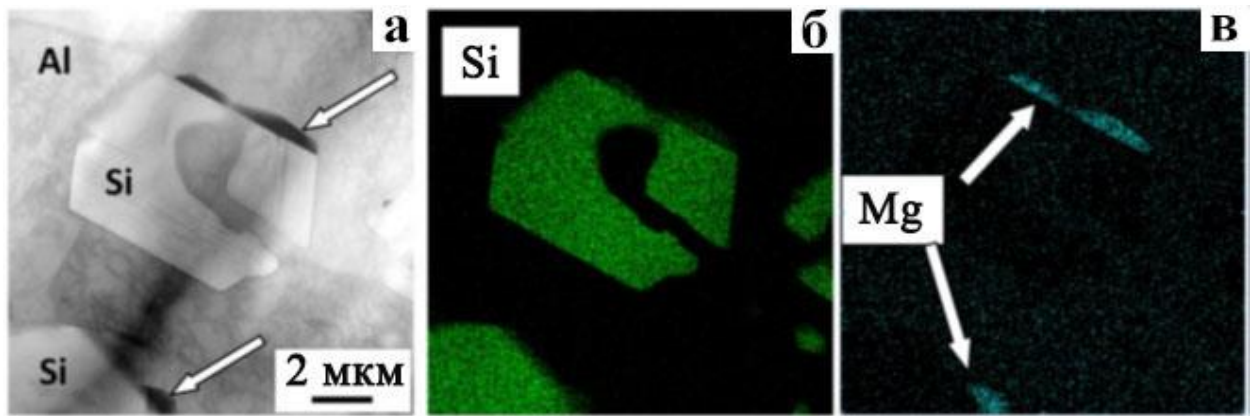
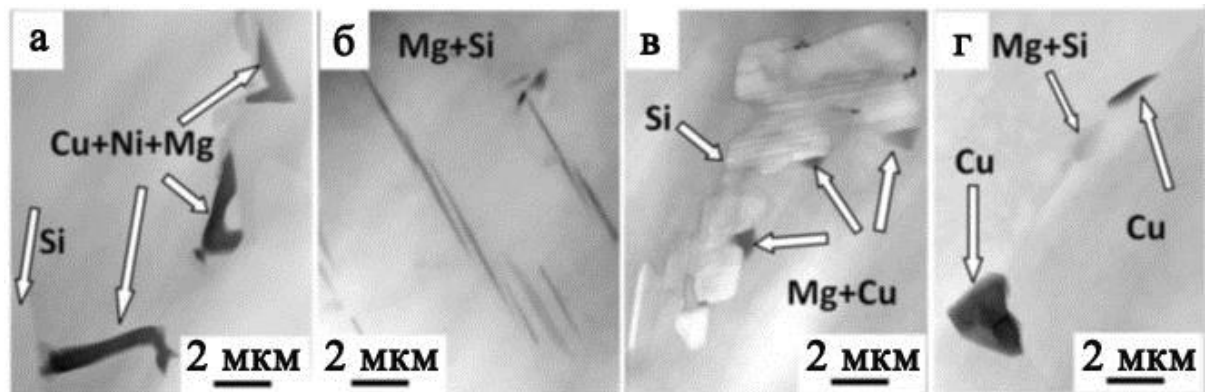


Рисунок 5.43 – STEM изображение (а) и изображения, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов кремния (б) и магния (в)

На рисунке 5.44 приведены другие варианты распределения атомов легирующих элементов, содержащихся в сплаве АК10М2Н, выявленные методами микрорентгеноспектрального анализа (ПЭМ в режиме сканирования STEM).



а – фазы Si и Cu+Ni+Mg;

б – фазы Mg+Si;

в – фазы Si и Mg+Cu;

г – фазы Cu и Mg +Si

Рисунок 5.44 – STEM изображения структуры сплава АК10М2Н при исследовании элементного состава

Из анализа микрофотографий, полученных методами STEM и приведенных на рисунках 5.43, 5.44, можно сделать вывод, что исследуемый сплав является многофазным материалом и содержит, кроме фаз на основе твердых растворов алюминия и кремния, интерметаллидные соединения различного состава. Распределение всех легирующих элементов по объему весьма неоднородно.



Частицы кремния и интерметаллидов имеют разнообразную форму (глобулярную, пластинчатую, игольчатую или скелетообразную) и, следовательно, могут не только упрочнять материал, но и являться источниками микротрещин при эксплуатации изделий. Полученные данные коррелируют с другими методами исследования, используемыми в диссертационной работе.

Методами ПЭМ исследовали тонкую структуру сплава АК10М2Н после облучения ИИЭП с параметрами плотность энергии пучка электронов 10, 30, 50 Дж/см<sup>2</sup> и длительность импульса 50 и 200 мкс.

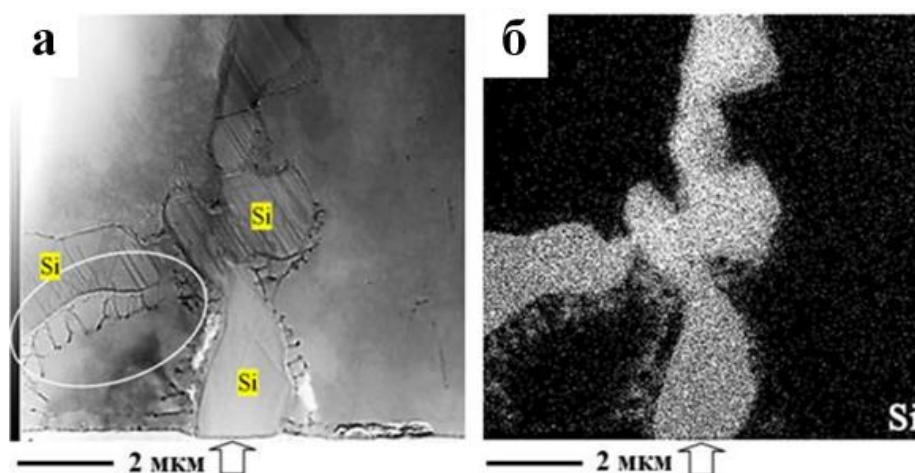
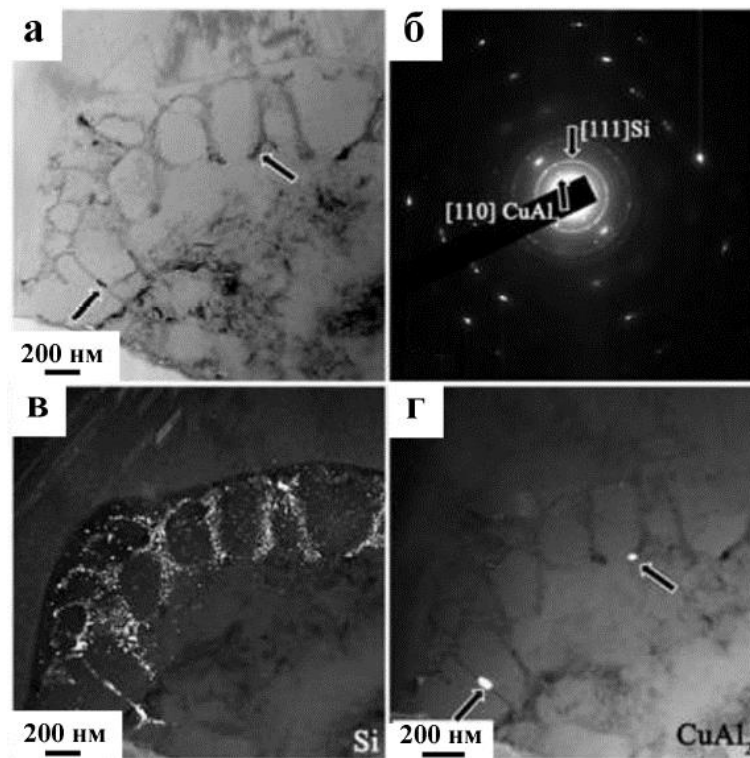


Рисунок 5.45 – STEM изображение (а) и изображение, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов кремния (б), поверхностного слоя сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс. Стрелками указана поверхность образца, подвергнутая облучению. Овалом на (а) выделена область фольги, подвергнутая электронно-микроскопическому микродифракционному анализу

Выявлено, что в большинстве областей поверхностного слоя сплава, подвергнутого облучению ИИЭП с плотностью энергии пучка 10 Дж/см<sup>2</sup> (не зависимо от длительности импульса пучка электронов), сопровождается лишь плавлением алюминия. Кристаллиты кремния и интерметаллидов, вследствие слабого термического воздействия пучка электронов, растворяются лишь частично. STEM анализ демонстрирующий формирование структуры, образующейся при частичном плавлении кристаллита кремния, приведен на рисунке 5.45.

Отчетливо видно, что в результате высокоскоростного нагрева и охлаждения вокруг включений кремния формируется структура высокоскоростной ячеистой кристаллизации алюминия (рисунок 5.45 а). Границы ячеек окаймлены прослойками второй фазы, содержащей, преимущественно, атомы кремния (рисунок 5.45 б). Следует отметить, что по мере удаления от поверхности облучения толщина модифицированного слоя, окружающего кристаллиты кремния, уменьшается и на расстоянии 10-12 мкм полностью исчезает. Данный факт может косвенно указывать на толщину слоя, в котором протекает плавление алюминия в области контакта с кристаллитами кремния.

Результаты электронно-микроскопического микродифракционного анализа участка фольги, выделенного овалом на рисунке 5.45 а, приведены на рисунке 5.46.



а – светлое поле; б – микроэлектронограмма, полученная с участка фольги представленного на (а); в, г – темные поля, полученные в рефлексах  $[111]\text{Si}$  и  $[110]\text{CuAl}_2$ , соответственно

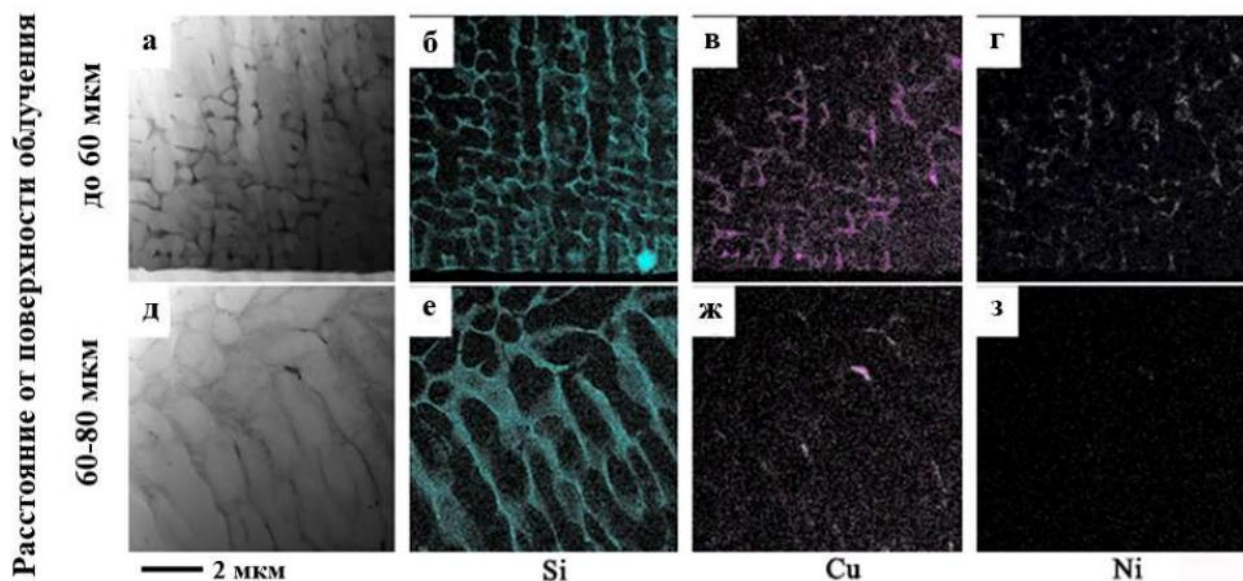
Рисунок 5.46 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя сплава АК10М2Н после облучения ИИЭП с параметрами 10 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс.

Анализируя рисунок 5.46 а можно отметить, что ячейки высокоскоростной кристаллизации алюминия имеют овальную форму; поперечные размеры ячеек изменяются в пределах от 100 до 300 нм.; продольные – от 150 нм до 450 нм. Ячейки разделены прослойками второй фазы, толщина которых 40-75 нм. Прослойки имеют наноразмерную структуру, размеры кристаллитов которой изменяются в пределах от 5 до 10 нм. (рисунок 5.46 в). Анализ микроэлектронограммы (рисунок 5.46 б), полученной с данного участка фольги, показывает, что прослойки сформированы частицами кремния (рисунок 5.46 в). Наноразмерные частицы кремния выявляются также и в объеме ячеек. Наряду с частицами кремния, в прослойках могут формироваться частицы других фаз. На рисунке 5.46 г приведены результаты, свидетельствующие о формировании в прослойках фазы  $\text{CuAl}_2$ .

Толщина слоя со структурой высокоскоростной ячеистой кристаллизации увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов (независимо от длительности импульса пучка) и при  $50 \text{ Дж/см}^2$  достигает  $\approx 90$  мкм. Исследования, выполненные методами микрорентгеноспектрального анализа, показали, что элементный состав прослоек, разделяющих ячейки кристаллизации, закономерным образом зависит от расстояния до поверхности облучения. В поверхностном слое толщиной до 60 мкм в прослойках, разделяющих ячейки кристаллизации, присутствуют атомы кремния, меди, никеля и, в незначительном количестве, железа и магния (рисунок 5.47 а-г). Учитывая элементный состав прослоек, можно предположить, что данный слой сплава сформировался в результате плавления и высокоскоростной кристаллизации всех фаз, присутствующих в материале (алюминий, кремний, интерметаллиды).

В слое, расположенном на расстоянии 60-80 мкм от поверхности облучения, в прослойках, разделяющих ячейки высокоскоростной кристаллизации, присутствуют атомы кремния и, в незначительном количестве, атомы меди (рисунок 5.47 д-з). Можно предположить, что данный слой материала сформировался в результате плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации зерен алюминия и кристаллитов кремния. Включения

интерметаллидов в данном слое практически не растворялись.

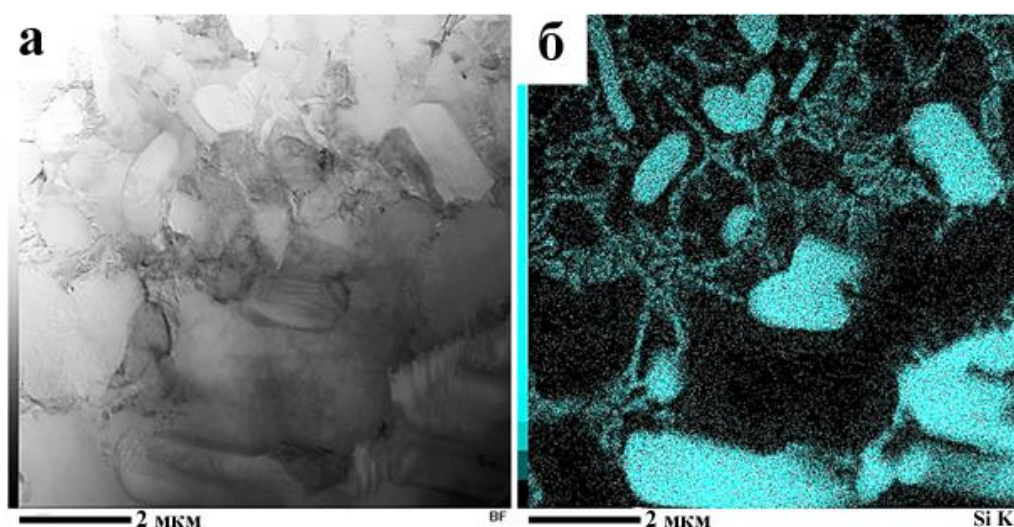


а – структура модифицированного ИИЭП сплава АК10М2Н на глубине до 60 мкм; б – изображение структуры приведенное на (а) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; в – изображение структуры приведенное на (а) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cu; г – изображение структуры приведенное на (а) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ni; д – структура модифицированного ИИЭП сплава АК10М2Н на глубине 60-80 мкм; е – изображение структуры приведенное на (д) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; ж – изображение структуры приведенное на (д) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cu; з – изображение структуры приведенное на (д) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ni.

Рисунок 5.47 – STEM изображения и изображения, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов кремния меди и никеля поверхностных слоев сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП при плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см<sup>2</sup>;

В слое, расположенном на расстоянии 80-90 мкм от поверхности облучения, формируется структура, в которой присутствуют кристаллиты кремния, интерметаллиды, вокруг кристаллитов кремния наблюдается структура ячеистой

кристаллизации (рисунок 5.48). Можно предположить, что в данном слое были реализованы условия, необходимые для плавления алюминия и частичного растворения кристаллитов кремния. Последующее высокоскоростное охлаждение материала привело к формированию структуры ячеистой кристаллизации в объемах, прилегающих к кристаллитам кремния. При большем удалении от поверхности облучения наблюдается структура, подобная структуре сплава исходного состояния.



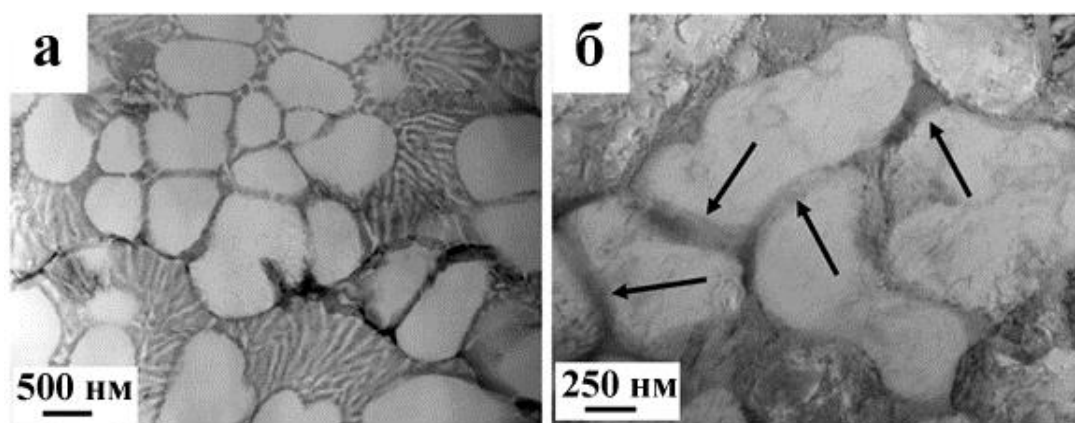
а – структура модифицированного ИИЭП сплава АК10М2Н на глубине 90 мкм; б – изображение структуры приведенное на (а) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si

Рисунок 5.48 – STEM изображение и изображение, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов кремния, сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП при плотности энергии пучка электронов  $50 \text{ Дж/см}^2$  (200 мкс, 3 имп.)

В связи с выше установленной оптимальностью режимов облучения ИИЭП  $25$  и  $35 \text{ Дж/см}^2$ ,  $150$  мкс., дальнейшие, детальные исследования тонкой структуры методами ПЭМ были выполнены для указанных режимов.

На рисунке 5.49 представлены характерные изображения многофазной субмикро- нанокристаллической структуры ячеистого типа формируемой в сплаве в результате облучения ИИЭП в режиме плавления ( $25 \text{ Дж/см}^2$ ,  $150$  мкс.) сопровождающегося высокоскоростной кристаллизацией.





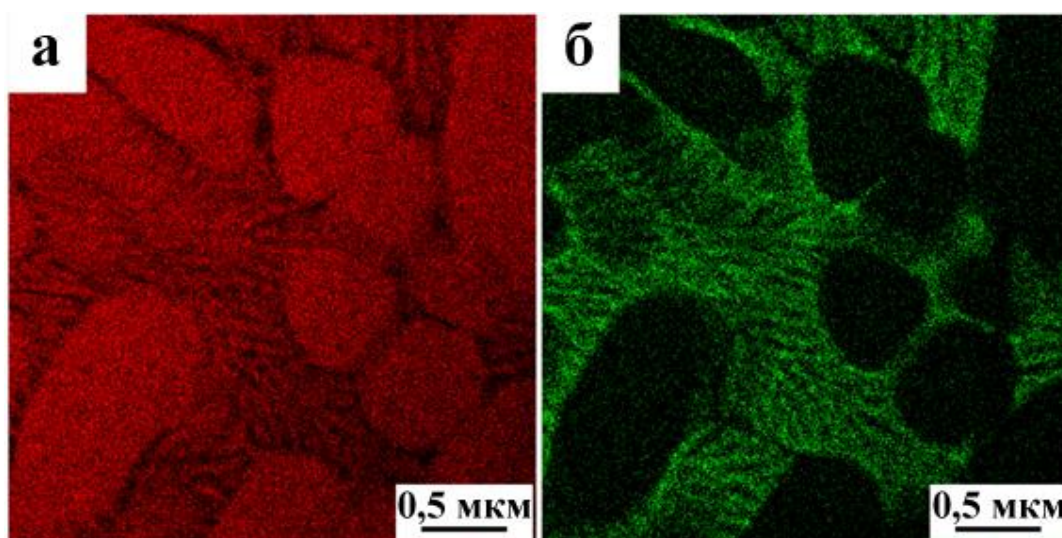
а – структура ячеистой кристаллизации поверхностного слоя сплава АК10М2Н;

б – микрофотография, демонстрирующая наличие прослоек второй фазы

Рисунок 5.49 – Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации поверхностного слоя образца сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП ( $25 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс.)

В исследуемом сплаве, как правило, формируются ячейки двух типов. Во-первых, ячейки, объем которых свободен от выделений второй фазы. В отдельных случаях в объеме таких ячеек наблюдаются наноразмерные частицы округлой формы, расположенные хаотически. Во-вторых, ячейки, в объеме которых наблюдается структура пластинчатой эвтектики (рисунок 5.49 а). Отметим, что ячейки первого типа при данном режиме облучения являются преобладающим типом структуры поверхностного слоя толщиной  $\approx 10 \text{ мкм}$ . На большем расстоянии от поверхности облучения формируется структура смешанного типа, представленная ячейками первого и второго типа. Ячейки разделены тонкими прослойками второй фазы, размеры прослоек не превышают 100 нм (рисунок 5.49 б).

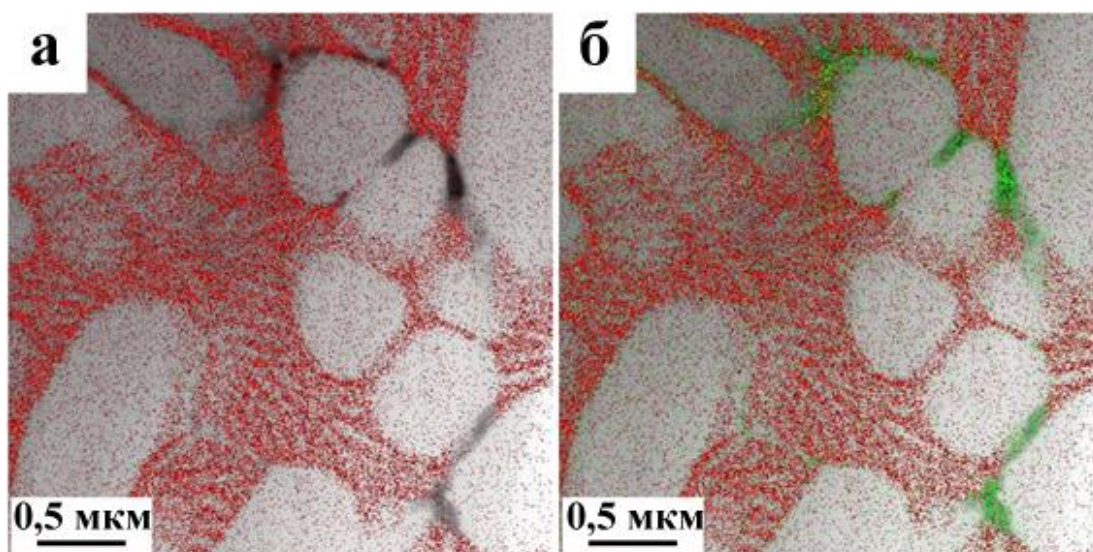
Методами микрорентгеноспектрального анализа тонких фольг были выполнены исследования элементного состава ячеек первого и второго типа. Установлено, что объем ячеек первого типа обогащен атомами алюминия (рисунок 5.50 а), т.е. представляет собой твердый раствор на основе алюминия.



а – микрофотография структуры, полученная в характеристическом рентгеновском излучении атомов алюминия;

б - микрофотография структуры, полученная в характеристическом рентгеновском излучении атомов кремния.

Рисунок 5.50 – Структура поверхностного слоя сплава АК10М2Н



а – микрофотография структуры, полученная путем наложения светлопольного изображения и изображения, полученного в характеристических рентгеновских лучах атомов кремния;

б - микрофотография структуры, полученная путем наложения светлопольного изображения и изображения, полученного в характеристических рентгеновских лучах атомов кремния, меди и никеля.

Рисунок 5.51 – Структура участка фольги сплава АК10М2Н

Ячейки второго типа сформированы чередующимися параллельными друг другу пластинками, обогащенными атомами алюминия (рисунок 5.50 а) и атомами кремния (рисунок 5.51 а), т.е. представляют собой ячейки эвтектики сплава AlSi. Поперечные размеры прослоек кремния и алюминия изменяются в пределах 40-60 нм. Прослойки второй фазы, расположенные на границе раздела ячеек обогащены атомами кремния, меди, никеля и железа (рисунок 5.51 б).

В количественном выражении результаты элементного анализа данного участка фольги приведены в таблице 5.3. Отчетливо видно, что основными элементами анализируемого участка являются алюминия, кремний и медь; в небольшом количестве присутствуют магний, никель, железо, титан и марганец. Следует отметить, что концентрация кремния в поверхностном слое существенно ниже, регламентируемой ГОСТом для сплава марки АК10М2Н. Подобные результаты были получены нами методами СЭМ и рентгеноструктурного анализа.

Таблица 5.3 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа

Массовая доля элементов, %							
Al	Si	Cu	Ni	Mg	Ti	Fe	Mn
86,60	6,16	4,92	0,76	1,11	0,13	0,29	0,04

Анализ распределения ячеек высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя по размерам показывает, что средний размер ячеек составляет  $0,4 \text{ мкм} \pm 0,11 \text{ мкм}$ . Распределение ячеек по размерам является мономодальным, что свидетельствует о высокой размерной однородности формируемой структуры (рисунок 5.52). При большем удалении от поверхности облучения средние размеры ячеек кристаллизации увеличиваются и на нижней границе слоя с ячеистой структуры достигают значений  $0,65 \text{ мкм} \pm 0,22 \text{ мкм}$ .

Фазовый состав поверхностного слоя сплава, облученного ИИЭП, изучали методами ПЭМ путем анализа микродифракционных картин, светлопольных и темнопольных изображений.



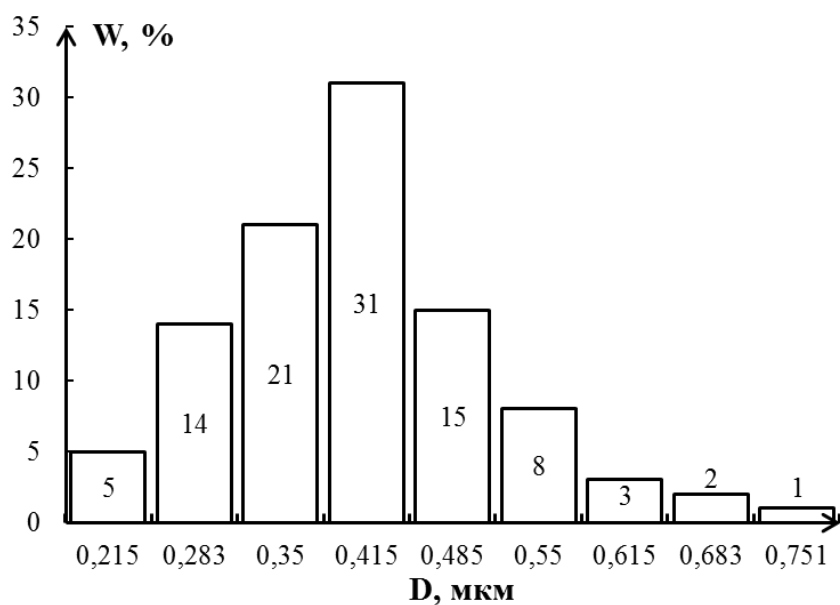
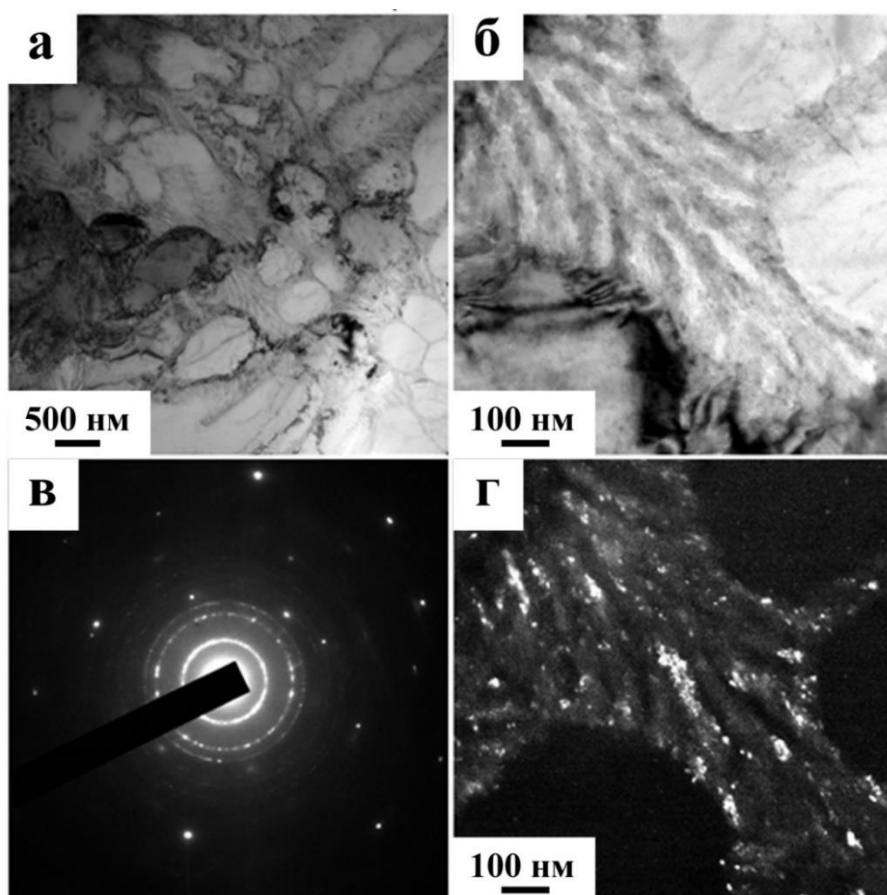


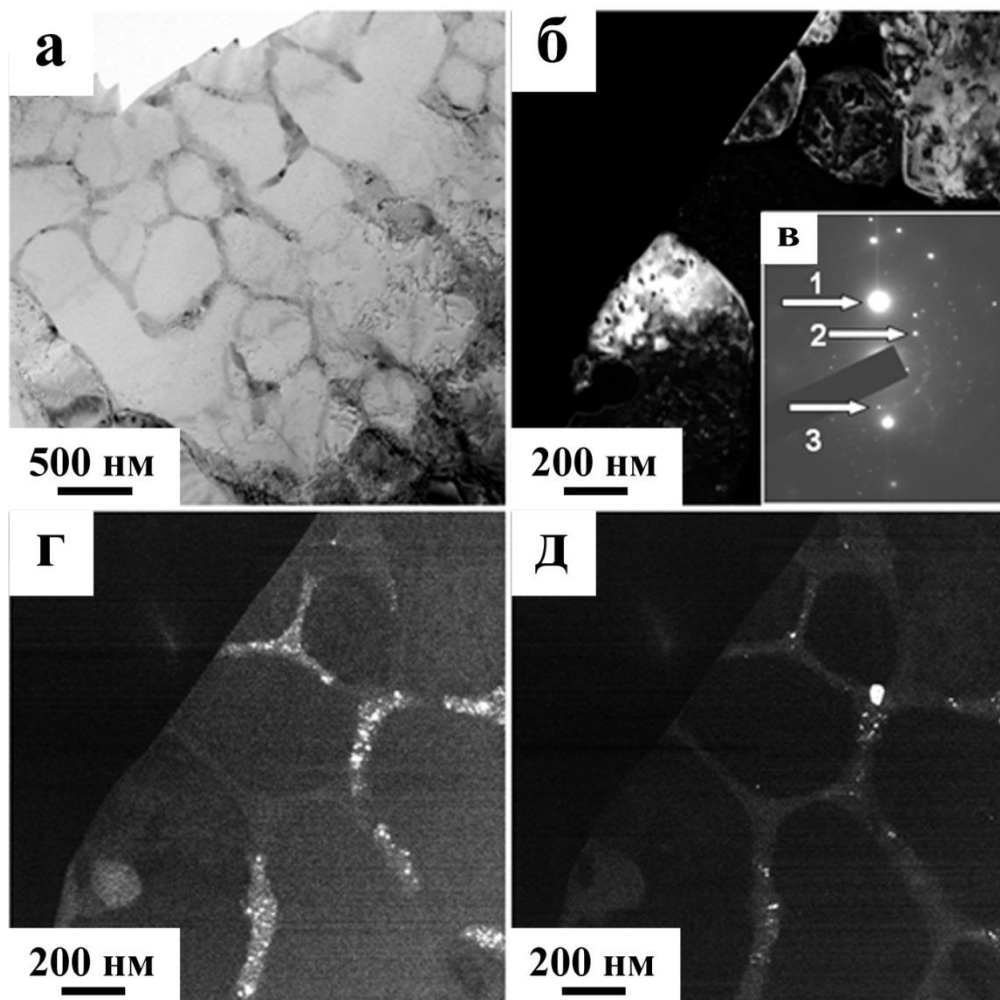
Рисунок 5.52 – Распределение ячеек высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП



а, б – светлопольные изображения; в – микроэлектронограмма; г – темное поле, полученное в первом дифракционном кольце  $[111]\text{Si}$

Рисунок 5.53 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, сформировавшейся в результате облучения ИИЭП

На рисунке 5.53 приведены результаты электронно-микроскопического темнопольного исследования структуры пластинчатой эвтектики. Анализ микроэлектроннограммы (рисунок 5.53 в) дает основание заключить, что пластины (рисунок 5.53 г) сформированы кремнием. Пластины кремния являются поликристаллами с размером кристаллитов от 5 нм до 10 нм. На нанокристаллическое строение пластин кремния указывает также и кольцевое строение микроэлектроннограммы (рисунок 5.53 в).



а – светлопольное изображение; в – микроэлектроннограмма; б, г, д – темные поля, полученные в рефлексах  $[111]\text{Al}$ ,  $[321]\text{Cu}_{15}\text{Si}_4$ ,  $[220]\text{Si}$  соответственно. На (в) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля:

1 – (б), 2 – (г), 3 – (д)

Рисунок 5.54 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, сформировавшейся в результате облучения ИИЭП

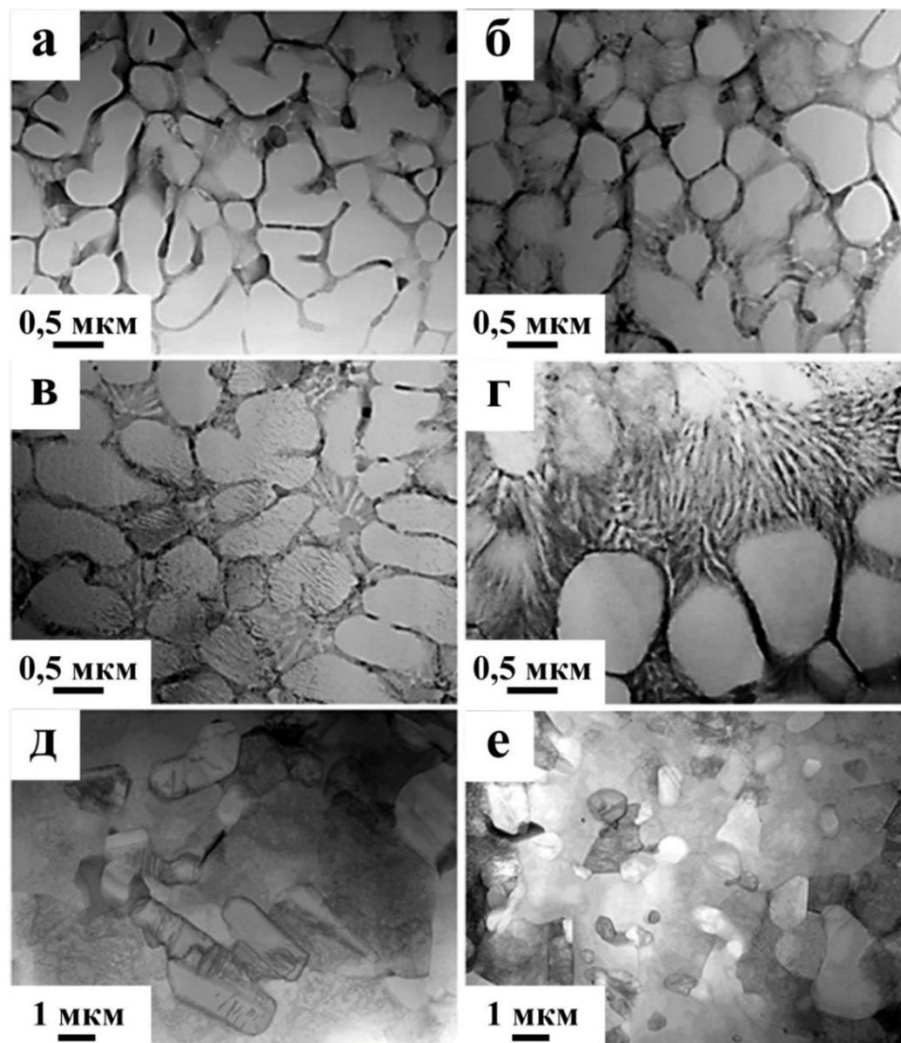
На рисунке 5.54 представлены результаты темнопольного электронно-микроскопического анализа структуры ячеистой кристаллизации сплава АК10М2Н. Анализ микроэлектроннограммы, представленной на рисунке 5.54 в, показывает, что ячейки скоростной кристаллизации сформированы твердым раствором на основе алюминия (рисунок 5.54 б). Прослойки, разделяющие ячейки кристаллизации, являются многофазными образованиями. Анализ микроэлектроннограмм, полученных с объемов фольги, содержащих прослойки, позволил выявить в прослойках частицы следующих фаз:  $\text{Cu}_{15}\text{Si}_4$  (рисунок 5.54 г), кремния (рисунок 5.54 д), а также меди и  $\text{Al}_4\text{Cu}_9$ .

Послойный анализ формируемых структур сплава АК10М2Н, выполненный с помощью ПЭМ, показал, что формирующаяся при облучении ИИЭП структура поверхностного слоя имеет градиентное строение (рисунок 5.55).

Слой толщиной 5-10 мкм, примыкающий к поверхности облучения, имеет ячеистую структуру, границы ячеек разделены прослойками второй фазы, толщина которых не превышает 100 нм (рисунок 5.55 а). Зерна эвтектики отсутствуют.

При большем удалении от поверхности облучения в структуре ячеистой кристаллизации выявляются ячейки (зерна) с пластинчатой субструктурой (эвтектикой) (рисунок 5.55 б-г). Относительное содержание таких зерен увеличивается с ростом расстояния от поверхности облучения. Первые зерна эвтектики обнаруживаются в слое, расположенном на глубине  $\approx 15$  мкм. По мере удаления от поверхности облучения относительное содержание зерен эвтектики увеличивается. Зерна эвтектики располагаются островками или прослойками между ячейками высокоскоростной кристаллизации алюминия. Присутствие зерен эвтектики свидетельствует о существовании в поверхностном слое материала локальных областей с относительно высокой ( $\approx 12$  ат. %) концентрацией атомов кремния. Размеры зерен эвтектики близки к размерам зерен твердого раствора на основе алюминия (ячейки кристаллизации). Поперечные размеры пластин эвтектики изменяются в пределах от 25 нм до 50 нм.

Включения интерметаллидов литейного происхождения, расположенных в структуре ячеистой кристаллизации, обнаруживаются на глубине (50-70) мкм. Включения интерметаллидов выступают в качестве центров ячеистой кристаллизации.



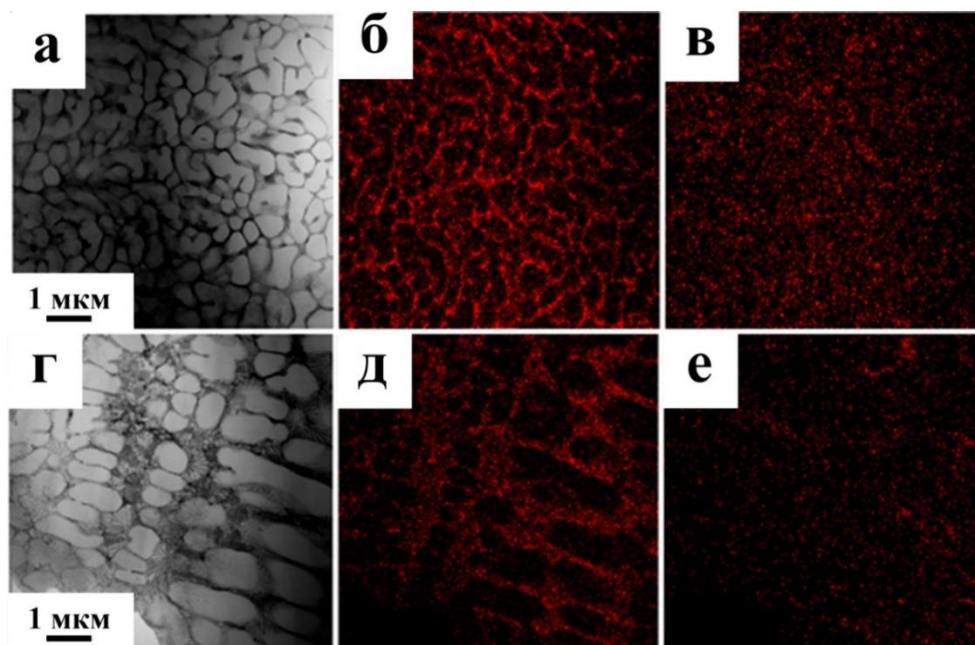
а – структура слоя толщиной 5 мкм, примыкающего к поверхности облучения; б – структура слоя, расположенного на расстоянии  $X = 15$  мкм от поверхности облучения; в – структура слоя при  $X = 30$  мкм; г – при  $X = 50$  мкм; д – при  $X = 120$  мкм; е – при  $X = 200$  мкм

Рисунок 5.55 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП

Слой сплава АК10М2Н, в котором плавится только алюминий и присутствуют первичные включения кремния и интерметаллидов, выявляется на расстоянии 80-90 мкм от поверхности облучения. В этом случае в структуре

наблюдаются ячейки высокоскоростной кристаллизации алюминия. Зерна пластинчатой эвтектики субмикронных размеров отсутствуют. На расстоянии (100-120) мкм от поверхности облучения структура ячеистой кристаллизации не выявляется (рисунок 5.55 д, е).

Методом картирования [248] выявлено распределение алюминия и легирующих элементов в структуре облученного слоя сплава АК10М2Н. Установлено, что объем ячеек обогащен атомами алюминия, т.е. сформирован твердым раствором на основе алюминия (рисунок 5.56 а, г). Прослойки, разделяющие ячейки, обогащены преимущественно атомами кремния (рисунок 5.56 б, д) и меди (рисунок 5.56 в, е).

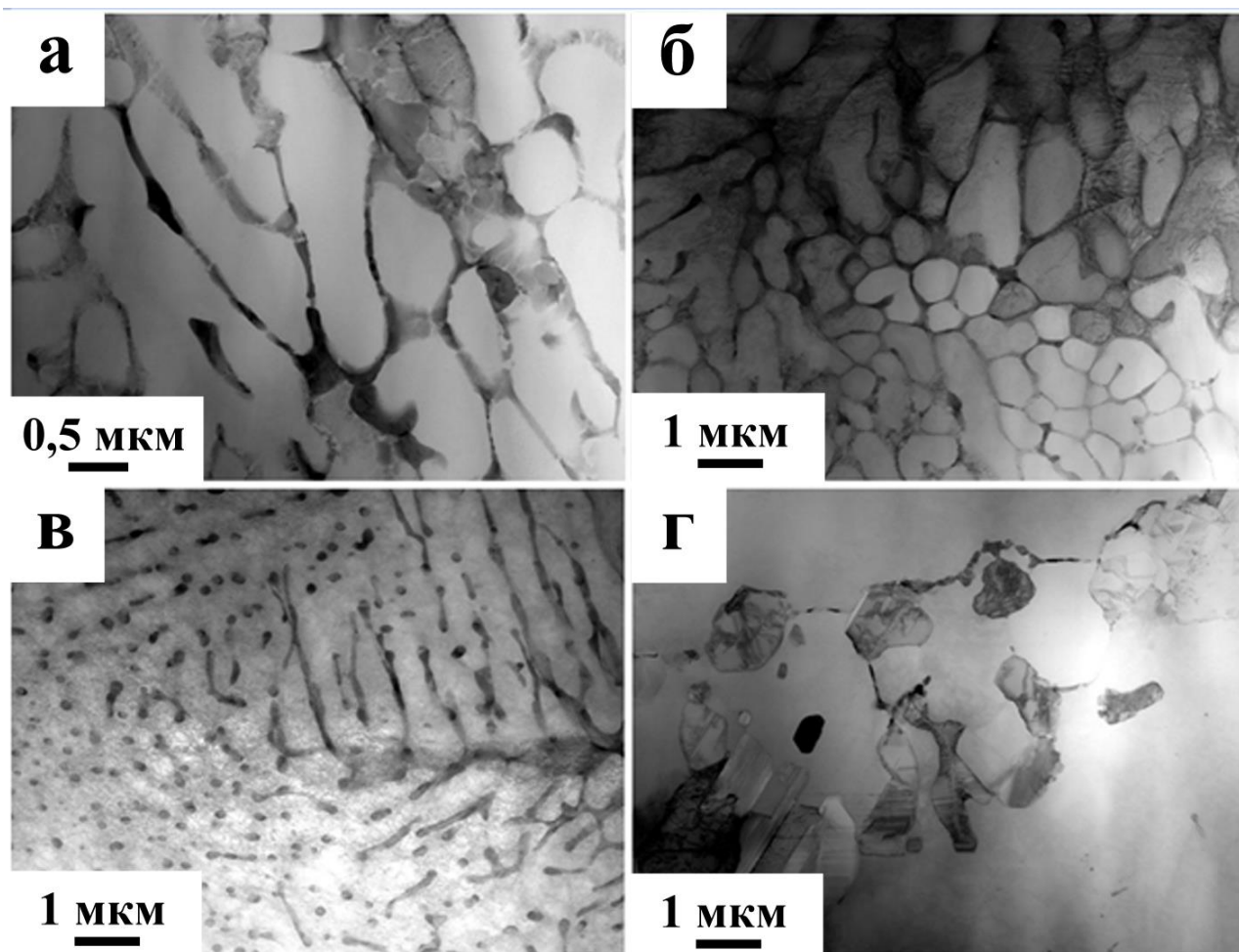


а – структура модифицированного ИИЭП сплава АК10М2Н на глубине  $\approx 8$  мкм; б – изображение структуры приведенное на (а) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; в – изображение структуры приведенное на (а) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cu; г – структура модифицированного ИИЭП сплава АК10М2Н на глубине  $\approx 30$  мкм; д – изображение структуры приведенное на (г) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; е – изображение структуры приведенное на (г) полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cu;

Рисунок 5.56 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП



Послойный анализ дефектной субструктуры модифицированного слоя сплава АК10М2Н после облучения ИИЭП в режиме 35 Дж/см<sup>2</sup>, 150 мкс. выполняли методами ПЭМ (рисунок 5.57). Отметим, что поверхностный слой толщиной до 100 мкм имеет ячеистую структуру высокоскоростной кристаллизации. Размер ячеек изменяется в пределах от 400 до 600 нм. Ячейки разделены прослойками второй фазы, толщина которых изменяется в пределах от 80 до 200 нм. По мере удаления от поверхности облучения размеры ячеек увеличиваются, достигая значений 1,0-1,2 мкм (рисунок 5.57 б).



а – структура слоя, примыкающего к поверхности облучения, б – слоя, расположенного на расстоянии 70 мкм от поверхности облучения, в – 100 мкм от поверхности облучения, г – 120 мкм от поверхности облучения

Рисунок 5.57 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП

Рост размеров ячеек кристаллизации сопровождается преобразованием прослоек, расположенных по их границам, в частицы сферической формы (рисунок 5.57 в). Установлено, что средний размер ячеек увеличивается в пределах от 0,3 мкм до 0,6 мкм с ростом плотности энергии пучка электронов (25-35 Дж/см<sup>2</sup>) при неизменных других параметрах облучения. На расстоянии 120-130 мкм. от поверхности облучения обнаруживаются первичные частицы кремния и интерметаллидов (рисунок 5.57 г).

В таблице 5.4 приведен элементный состав различных участков поверхностного слоя сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП.

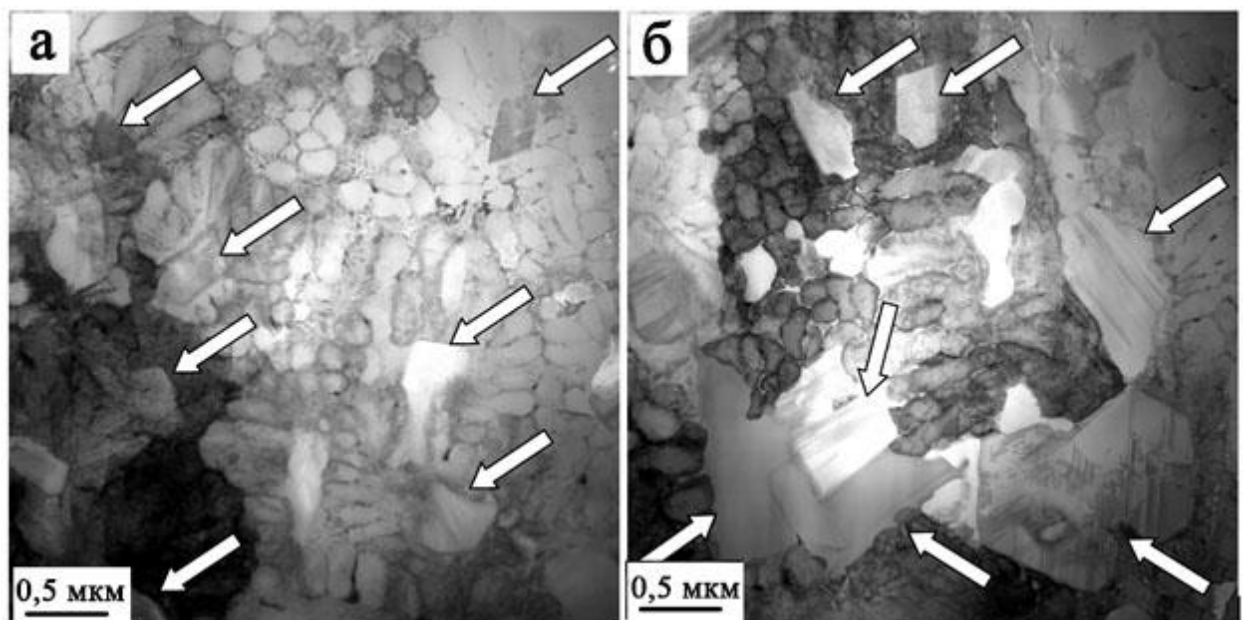
Таблица 5.4 – Элементный состав различных областей ячеистой субструктуры поверхностного слоя сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП

Элемент	Концентрация, ат. %								
	Номер участка микрорентгеноспектрального анализа								
	*1 / 25	2 / 25	3 / 25	4 / 25	5 / 30	6 / 30	7 / 30	8 / 35	9 / 35
Mg	0,32	0,81	0,44	1,28	0,0	0,14	0,0	0,0	0,0
Al	90,14	89,41	86,83	89,82	92,14	90,97	91,77	91,1	92,83
Si	7,15	6,88	10,36	6,13	5,86	6,25	6,17	3,68	4,69
Ti	0,11	0,13	0,11	0,08	0,04	0,05	0,01	0,13	0,25
Mn	0,02	0,01	0,02	0,02	0,0	0,01	0,0	0,04	0,02
Fe	0,11	0,24	0,12	0,14	0,14	0,07	0,12	0,59	0,1
Ni	0,2	0,6	0,28	0,36	0,37	0,61	0,41	2,02	0,45
Cu	1,94	1,9	1,83	2,17	1,45	1,9	1,53	2,44	1,67

\*Указан номер анализируемого участка и плотность энергии пучка электронов

Анализируя результаты, представленные в таблице 5.4, можно отметить, что облучение сплава ИИЭП в режиме плавления поверхностного слоя приводит, во-первых, к гомогенизации элементного состава поверхностного слоя; во-вторых, к снижению концентрации атомов кремния в поверхностном слое, усиливающейся с ростом плотности энергии пучка электронов.

Облучение сплава АК10М2Н ИИЭП сопровождается формированием градиентной структуры – структура ячеистой кристаллизации, которая переходит, по мере удаления от поверхности обработки, в структуру смешанного типа, в которой наряду с ячейками присутствуют частично растворившиеся включения литейного происхождения (рисунок 5.58). Анализируя структуру данного переходного слоя, можно отметить, отсутствие в нем включений пластинчатой формы. В большинстве случаев включения имеют квазиравноосную форму (рисунок 5.58 а). Это утверждение справедливо как для частиц кремния, так и для частиц интерметаллидов. Следует отметить, что глобуляризация частиц кремния и интерметаллидов должна существенно повысить пластические свойства не только модифицированного слоя, но и материала в целом.



а – слой на глубине 70 мкм; б – слой на глубине 90 мкм.

Стрелками указаны включения литейного происхождения

Рисунок 5.58 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, облученного ИИЭП ( $35 \text{ Дж/см}^2$ , 150 мкс.)



### 5.5 Выводы по разделу 5

1. Установлено, что облучение ИИЭП, независимо от времени импульса 50, 150 и 200 мкс приводит к увеличению HV сплава АК10М2Н. Оптимальным режимом обработки, приводящем к максимальному увеличению HV в 1,96 раза (1,41 ГПа после обработки, 0,72 ГПа - литое состояние), является режим с плотностью энергии пучка электронов  $30 \text{ Дж/см}^2$  и временем импульса 150 мкс.

2. Установлено, что одновременно с ростом HV в облученных образцах наблюдается снижение коэффициента трения и интенсивности изнашивания. По сравнению с материалом в состоянии поставки коэффициент трения снизился в  $\approx 1,3$  раза, интенсивность изнашивания – в  $\approx 6,6$  раза, при параметрах трибонагружения  $P=1 \text{ Н}$ ,  $V=25 \text{ мм/с}$ .

3. Анализ профилей триботреков испытанных образцов показал, что независимо от параметров трибонагружения глубина и площадь лунки снижается после обработки ИИЭП. Уменьшение для глубины лунки составило 3,6 раза, для площади лунки 4,9 раза.

4. Методами АСМ установлено, что обработка ИИЭП формирует мелкозернистую ячеистую структуру, отсутствуют дефекты в виде микропор. Шероховатость обработанного ИИЭП слоя находится в диапазоне от 17 до 90 нм, основного объема материала вблизи обработанного слоя – от 30 до 77 нм.

5. Методами рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа установлено, что основной объем исследуемого сплава, находящегося в исходном состоянии, это алюминий, а легирующими элементами являются кремний, медь, никель, магний, неоднородно распределенные по объему.

6. Установлено, что воздействие ИИЭП с плотностью энергии  $10 \text{ Дж/см}^2$  приводит к увеличению концентрации кремния в поверхностных слоях материала с 10,65 % до 16,4 % и 17,4 % при длительности импульса 50 мкс. и 200 мкс. соответственно. Увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к снижению концентрации кремния, а минимальная концентрация наблюдается при плотности энергии  $25 \text{ Дж/см}^2$ , длительности импульса 150 мкс. и составляет 5,74 %.

7. Исследования концентрации легирующих элементов от расстояния до поверхности облучения показали, что концентрация кремния снижается в поверхностном слое толщиной до 30 мкм, на больше расстоянии от поверхности облучения концентрация кремния достигает значений исходного материала.

8. Фазовый анализ показал, что основными фазами исходного материала являются твердые растворы на основе алюминия и кремния, дополнительно обнаруживаются фазы  $\text{AlCu}_3$ ,  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ,  $\text{Cu}_{8.92}\text{Al}_{4.08}$ ,  $\text{Cu}_{5.64}\text{Al}_{4.61}$ . Воздействие ИИЭП приводит к перераспределению фазового состава. Количество фаз, процент их относительного содержания, параметр кристаллической решетки находятся в зависимости от режимов воздействия ИИЭП.

9. Выявлено, что облучение сопровождается формированием градиентной структуры – структура ячеистой кристаллизации переходит, по мере удаления от поверхности обработки, в структуру смешанного типа, в которой наряду с ячейками присутствуют частично не растворившихся включений литейного происхождения.

10. Установлено, что обработка ИИЭП приводит к гомогенизации поверхностных слоев сплава АК10М2Н. Толщина гомогенизированного слоя варьируется в зависимости от параметров обработки ИИЭП и достигает максимальных значений 100 мкм при плотности энергии 35 Дж/см<sup>2</sup>.

11. Обнаружено, что модифицированный слой, толщиной от 35 до 100 мкм, в зависимости от плотности энергии пучка электронов, свободен от интерметаллидов и состоит из нанокристаллической структуры ячеистой кристаллизации. Высказано предположение, что эти два фактора являются причиной повышенных механических характеристик модифицированного слоя.

## **6 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТРАНСФОРМАЦИЯ СВОЙСТВ СПЛАВА АК10М2Н ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ СИСТЕМОЙ $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$**

Раздел 6 посвящён исследованию сплава АК10М2Н, подвергнутого импульсному многофазному ионно-плазменному воздействию методом электровзрывного легирования по шести режимам различающихся массой порошковой навески  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (29,5, 58,9 и 88,3 мг) и напряжением разряда (2,6 и 2,8 кВ) [212].

Установлено, что электровзрывное легирование приводит к увеличению износостойкости, HV и нанотвердости поверхностных слоев сплава АК10М2Н [253-260]. Методами металлографической, атомно-силовой и сканирующей электронной микроскопий установлено формирование высокопористого поверхностного слоя толщиной 50 – 150 мкм характеризующегося неоднородностью в распределении легирующих элементов [261-267].

На основе экспериментальных данных оформлены два патента [268-269] на способ нанесения износостойких покрытий, зарегистрирована одна база данных [270].

### **6.1 Дюрометрические и трибологические исследования, металлографический анализ превращений структуры сплава АК10М2Н, подвергнутого ионно-плазменному воздействию оксидом иттрия**

На образцах подвергнутых ЭВЛ по режимам, приведенным в таблице 2.4, были произведены измерения HV в напыленном слое и в подложке на различных расстояниях от поверхности обработки. Микроиндентирование проводилось на поперечных шлифах отдельно в теле зерна (рисунок 6.1) и в эвтектике (рисунок 6.2), также как и после облучения ИИЭП. Экспериментальные результаты исследований представлены в таблице 6.1.

Таблица 6.1 – Результаты испытаний на HV образцов сплава АК10М2Н, подвергнутых ЭВЛ системой Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

режимы	Фаза	520 мкм	90 мкм	70 мкм	50 мкм	Покрытие
1	Зерно	0,54	0,56	0,51	0,78	0,79
	Эвтектика	0,67	0,66	0,73	0,94	
2	Зерно	0,63	0,59	0,64	0,87	1,31
	Эвтектика	0,74	0,90	0,89	0,88	
3	Зерно	0,59	0,59	0,58	0,62	0,57
	Эвтектика	0,80	0,76	0,75	0,84	
4	Зерно	0,60	0,58	0,68	0,73	0,77
	Эвтектика	0,80	0,73	0,81	0,86	
5	Зерно	0,63	0,66	0,68	0,67	1,54
	Эвтектика	1,09	1,05	1,22	1,12	
6	Зерно	0,87	0,67	0,77	0,81	1,02
	Эвтектика	0,88	0,95	0,86	1,04	

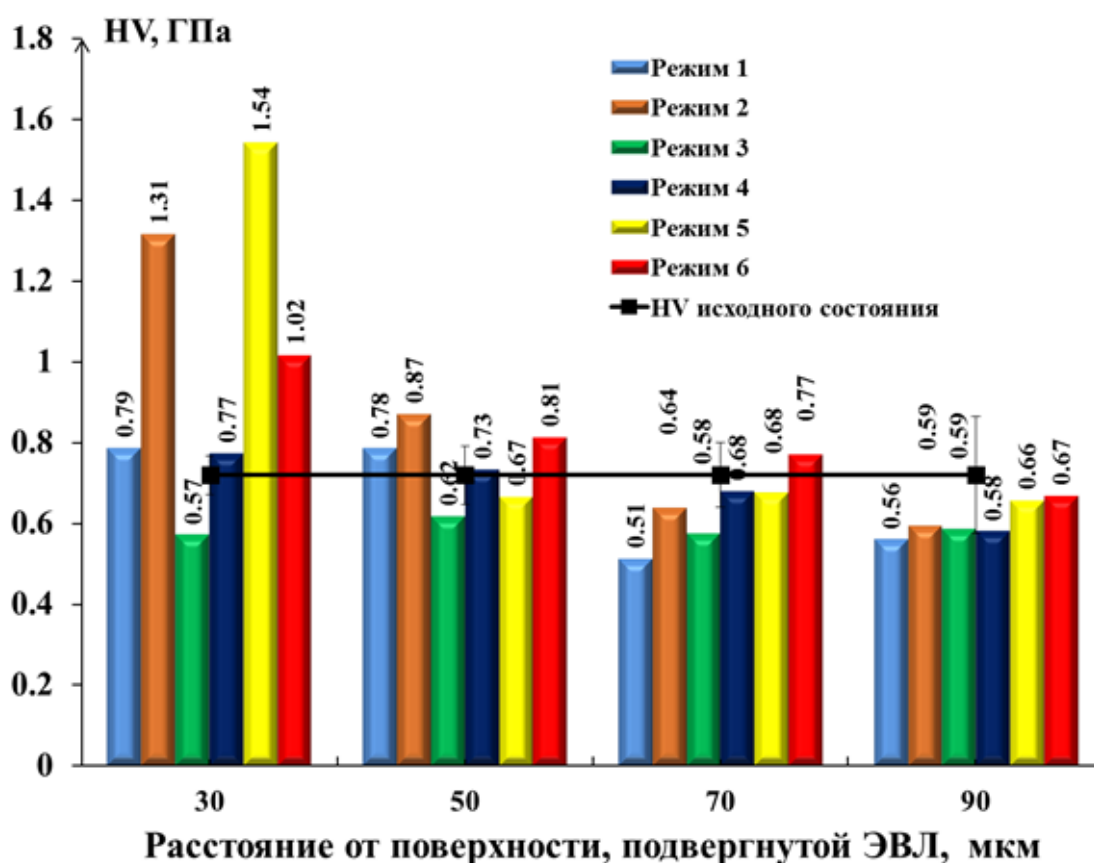


Рисунок 6.1 – Распределение HV зерен алюминия в зависимости от расстояния до поверхности модифицирования сплава АК10М2Н (режимы 1-6 в таблице 2.4, сплошная линия показывает HV исходного материала)

Анализ графиков показал, что значения HV, как в зернах, так и в эвтектике модифицированных образцов, увеличиваются по мере приближения к напыленному слою. Обнаружено, что независимо от режимов обработки, HV образцов в зоне легирования больше, чем на расстояниях 90 и 70 мкм от края подложки, а так же на границе между подложкой и покрытием (50 мкм). Анализ зависимостей дает основание сделать вывод, что HV сплава в эвтектике больше, чем в зернах.

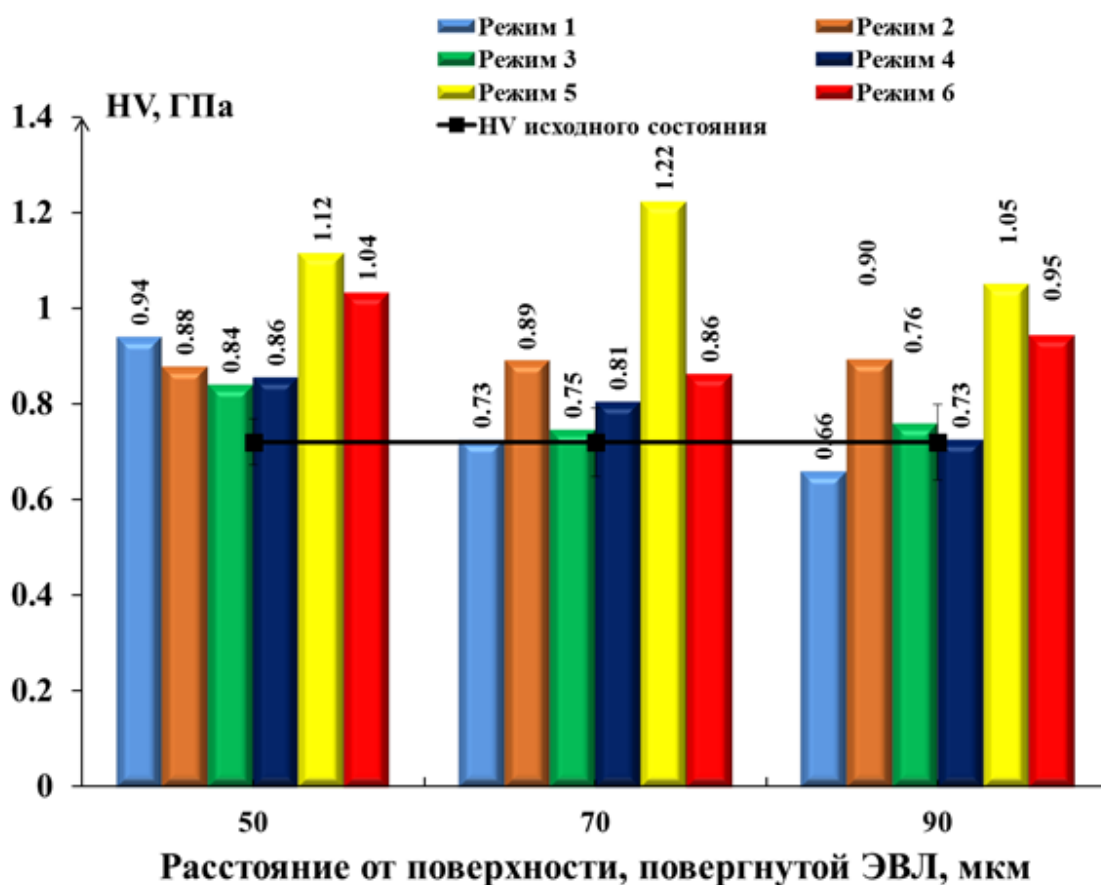
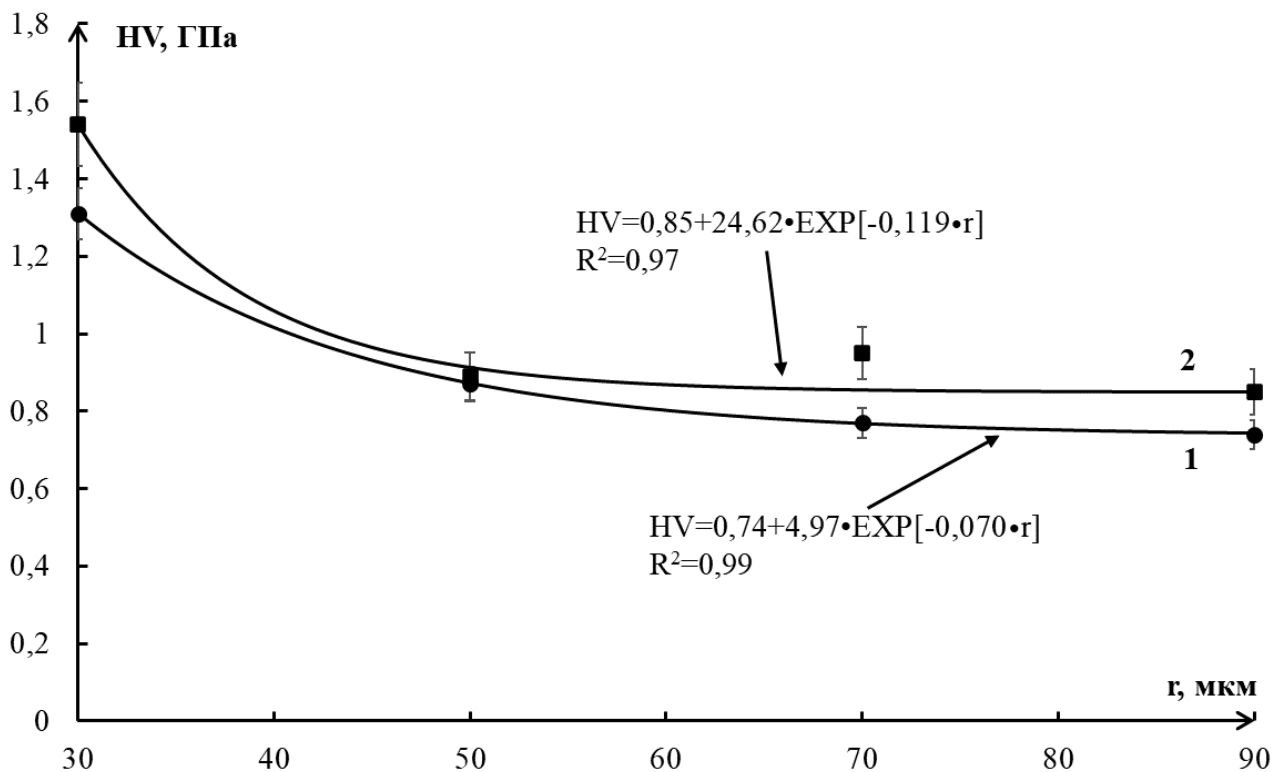


Рисунок 6.2 – Распределение HV эвтектики в зависимости от расстояния до поверхности модифицирования сплава АК10М2Н (режимы 1-6 в таблице 2.4, сплошная линия показывает HV исходного материала)

Исследования изменения значения HV по мере удаления от поверхности обработки показали, что оптимальные характеристики получаемой обрабатываемой поверхности, в качестве которых выступали толщина и значения HV получаемого слоя, наблюдаются для режимов обработки 2 и 5 в данной связи

изменение HV для этих режимов вынесено на отдельную гистограмму (рисунок 6.3).

Анализ рисунка 6.3 показывает, что HV материала максимальна в поверхностном слое и превышает HV исходного материала более чем в 2 раза. По мере увеличения расстояния от поверхности модифицирования HV снижается и на глубине  $\approx 90$  мкм достигает значений характерных для исходного материала.



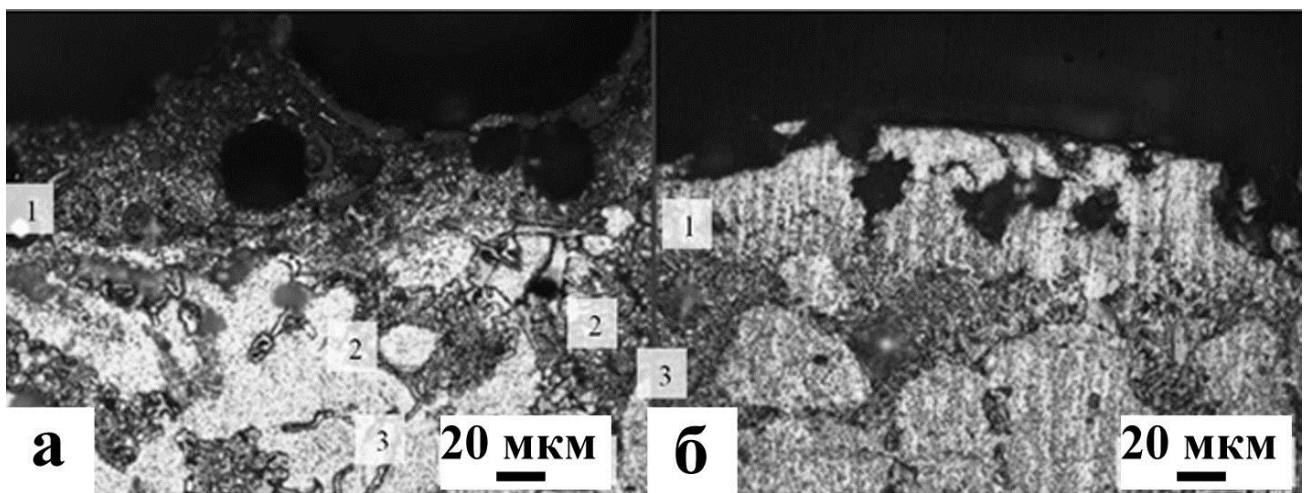
1 – режим 2 (таблица 2.4); 2 – режим 5 (таблица 2.4)

Рисунок 6.3 – Профиль HV сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭВЛ

Толщину напыленного слоя образца, а также структурные особенности анализировали методами оптической микроскопии рисунок 6.4.

При анализе структуры поперечного сечения образцов, обработанных по режимам 2 и 5, выявлено формирование многослойной структуры, которая состоит из высокопористого покрытия, неоднородного по толщине, слоя жидкофазного легирования и слоя термического влияния (рисунок 6.4 а, б). Толщина модифицированного слоя изменяется в пределах 33-60 мкм для образца,

обработанного в режиме 2 и 17–117 мкм для образца, обработанного в режиме 5, что обусловлено подбором массы напыляемого порошка, где для режима 2 масса  $Y_2O_3$  меньше, чем для режима 5. Таким образом, покрытие образцов, обработанных в режиме 5, получилось более однородное по ширине, чем в образцах, обработанных в режиме 2. Толщина слоя термического влияния равна 53–80 мкм для режима 2 и 150–260 мкм для режима 5. В образце, обработанном во втором режиме, слой термического влияния значительно шире, чем при обработке режимом 5, что обусловлено подбором большего значения энергии разряда.



а – режим 2 (таблица 2.4); б – режим 5 (таблица 2.4)

1 – модифицированный слой, 2 – эвтектика, 3 – зерно алюминия

Рисунок 6.4 – Оптическая микроскопия профиля поверхности образцов сплава АК10М2Н

Измерение нанотвердости с помощью сканирующего нанотвердомера «СУПЕР НАНОСКАН» методом склерометрии были проведены на образцах, обработанных по режиму 2 и 4.

Исследования структуры, полученной с помощью оптической приставки к прибору «НаноСкан» выявили, что поверхностные слои образца обработанного по режиму 2, т.е. участки напыления, имеют двойную структуру. Слой расположенный ближе к поверхности пористый, а при продвижении вглубь изделия наблюдается сплошной слой. Структура пор в поверхностном слое

покрытия показана на трехмерной карте профиля поверхности ( $Z_{opt}$ ) при силовом зондовом сканировании поверхности (рисунок 6.5).

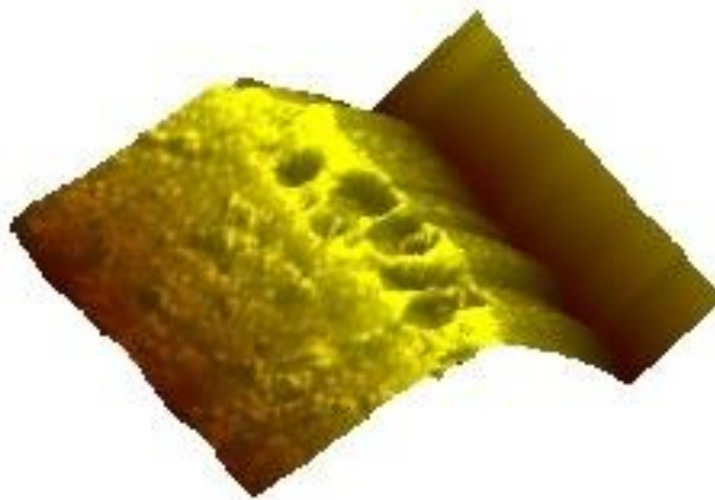


Рисунок 6.5 – Трехмерная карта профиля поверхности ( $Z_{opt}$ ) при силовом зондовом сканировании поверхности образца (режим 2)

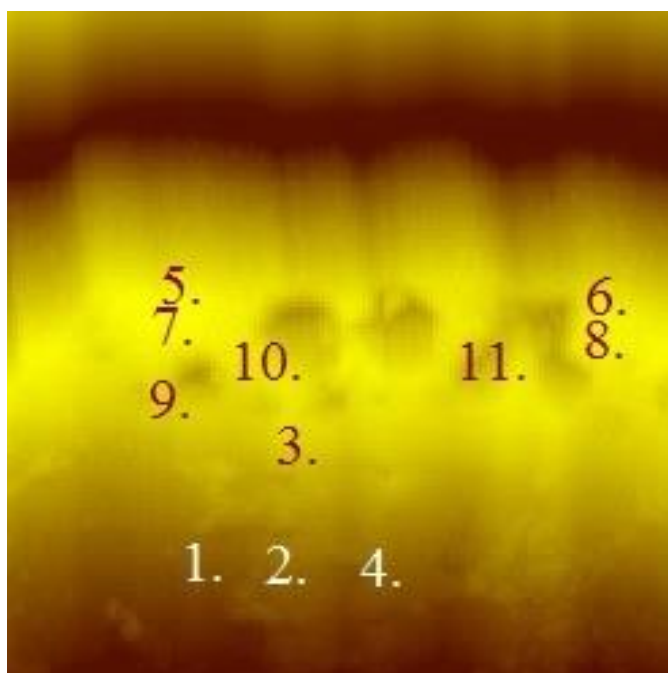


Рисунок 6.6 – Схема распределения точек измерения нанотвердости на исследуемой поверхности образца (режим 2)

Для исследования распределения механических свойств по поверхности исследуемого участка применялась методика восстановления кривых подвода в



заданных точках. В качестве величины, определяющей механические свойства была выбрана нанотвердость. Частота колебания зонда составляла 450 Гц. В каждую область измерения производилось от 3 до 7 подводов, что позволяет достоверно определять значения нанотвердости. Распределение точек измерения показано на рисунке 6.6.

Измеренные значения нанотвердости представлены в таблице 6.2.

Таблица 6.2 – Значения нанотвердости в зависимости от участка исследования (режим 2)

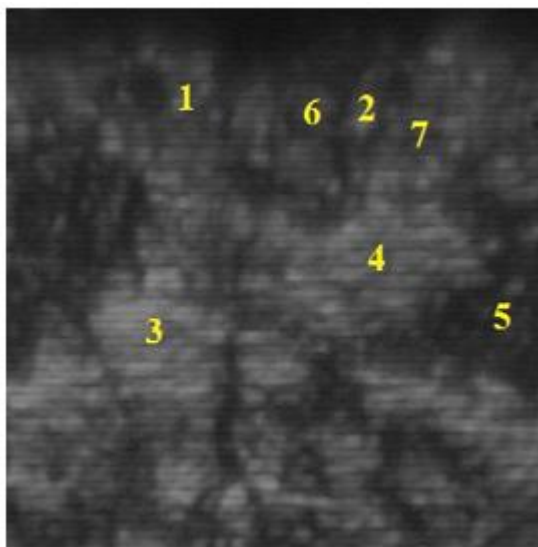
Номер серии измерений	Нанотвердость, ГПа	Примечание
1	1,97	Зерно $\alpha$ -твердого раствора, вне зоны покрытия
4	1,81	Зерно $\alpha$ -твердого раствора, вне зоны покрытия
2	2,39	Участок эвтектики, предположительно, вне зоны покрытия
3	2,06	Сплошной слой покрытия
9	1,56	Переходная зона от сплошного слоя покрытия к пористому слою
10	1,29	Пористый слой покрытия, участок близкий к поре
11	1,37	Пористый слой покрытия, участок близкий к поре
7	1,50	Пористый слой покрытия, участок удаленный от поры
8	1,90	Пористый слой покрытия, участок удаленный от поры
6	1,74	Пористый слой покрытия, участок удаленный от поры
5	1,20	Пористый слой покрытия, участок близкий к краю образца

Анализ значений нанотвердости в различных точках исследуемого участка показал, что серия точек 1 и 4, предположительно, относится к зернам  $\alpha$ -твердого раствора основного материала и в среднем соответствует значению 1,9 ГПа. Точка 2 по значению нанотвердости соответствует участку эвтектики и также

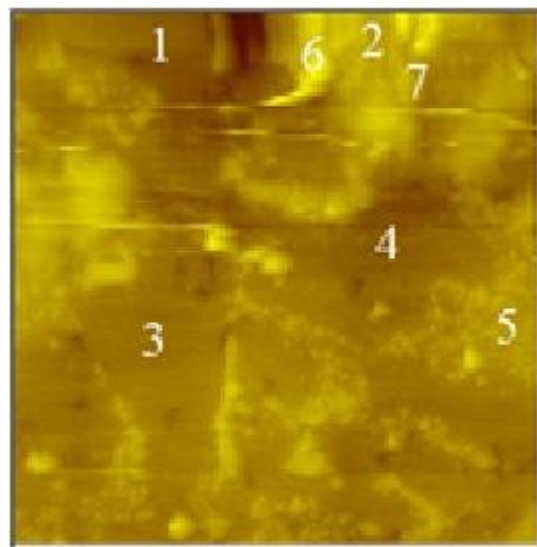
предположительно находится вне зоны покрытия. Точка 3 относится к сплошному слою покрытия, где значение нанотвердости выше имеет усредненное значение между значениями зерен  $\alpha$ -твердого раствора и эвтектикой.

По мере продвижения к пористому слою покрытия значения нанотвердости уменьшаются на 24% относительно плотного слоя. Например, в точке 9, предположительно, находится переходная зона от сплошного к пористому слою покрытия. Исходя из значений измерений в точках 10 и 11 нанотвердость пористого слоя покрытия равна, в среднем, 1,3 ГПа, это объясняется влиянием пор на механические свойства материала. Однако, значения нанотвердости в точках 6, 7, 8, находящихся на некотором удалении от дефектов достигает в среднем значения 1,7 ГПа.

Схема распределения точек измерения нанотвердости на исследуемой поверхности образца, обработанного по режиму 4, представлены на рисунке 6.7.



а – оптическое изображение



б– изображение карты профиля поверхности ( $Z_{opt}$ ) при силовом зондовом сканировании

Рисунок 6.7 – Схема распределения точек измерения нанотвердости на исследуемой поверхности образца (режим 4)

Измеренные значения нанотвердости для режима обработки 4 представлены в таблице 6.3. Из анализа приведенных в таблице данных видно, что в области покрытия нанотвердость зерен  $\alpha$ -твердого раствора увеличивается

приблизительно на 0,4-0,5 ГПа, а в области эвтектики уменьшается на 0,4-0,5 ГПа. Значения нанотвердости в точках 3, 4, 5 показывают результаты сопоставимые с литературными данными и со значениями, измеренными на образце обработанному по режиму 2, а именно, значение нанотвердости в области зерна  $\alpha$ -твердого раствора варьируются от 2,05 до 2,15 ГПа, а в области зерна эвтектики достигают 2,52 ГПа.

Таблица 6.3 – Значения нанотвердости в зависимости от участка исследования (режим 4)

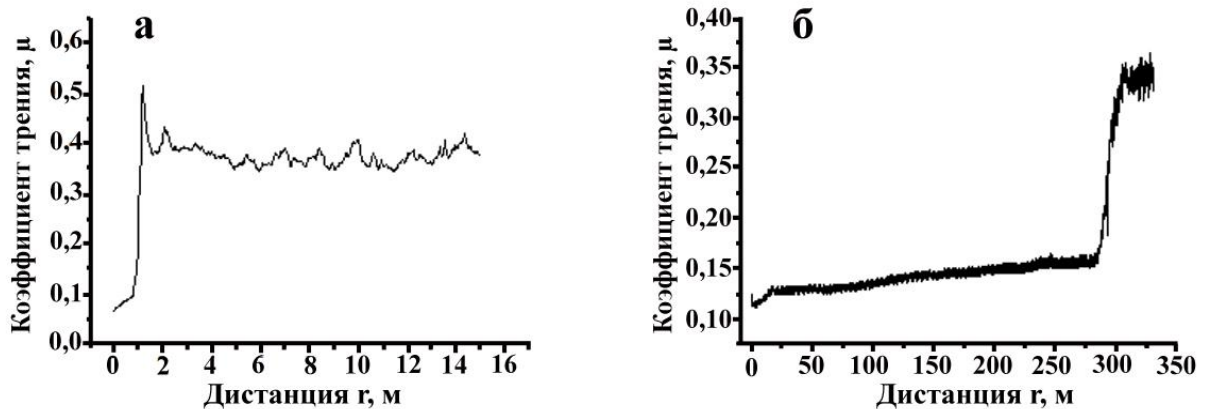
Номер серии измерений	Значение нанотвердости, ГПа	Примечание
1	2,15	Зерно $\alpha$ -твердого раствора у края образца
6	2,20	Участок эвтектики у края образца
2	2,18	Участок эвтектики у края образца
7	2,13	Участок эвтектики у края образца
3	1,76	Зерно $\alpha$ -твердого раствора на удалении 75 мкм от края образца
4	2,05	Зерно $\alpha$ -твердого раствора на удалении 65 мкм от края образца
5	2,52	Зерно эвтектики на удалении 80 мкм от края образца

В результате проведения исследований при помощи сканирующего зондового нанотвердомера выявлено, что независимо от режима обработки зеренная структура основного материала, представляет собой зерна  $\alpha$ -твердого раствора и эвтектики, глубина покрытия варьируется от 40 до 60 мкм, что коррелирует с данными по металлографическому анализу.

В результате исследования изменений дюрометрических свойств и проведения металлографического анализа изменения структур, было установлено,

что оптимальными из всех используемых режимов обработки являются режимы 2 и 5.

Трибологические свойства модифицированного слоя сплава изучали на образцах, обработанных по режиму 2, определяя износостойкость и коэффициент трения. Изменение коэффициента трения в процессе испытаний материала на износостойкость приведено на рисунке 6.8. Анализ результатов, показывает, что износостойкость исследуемого материала после ЭВЛ увеличилась, по сравнению с износостойкостью исходного сплава, более чем в 28 раз; коэффициент трения снизился более чем в 2 раза.



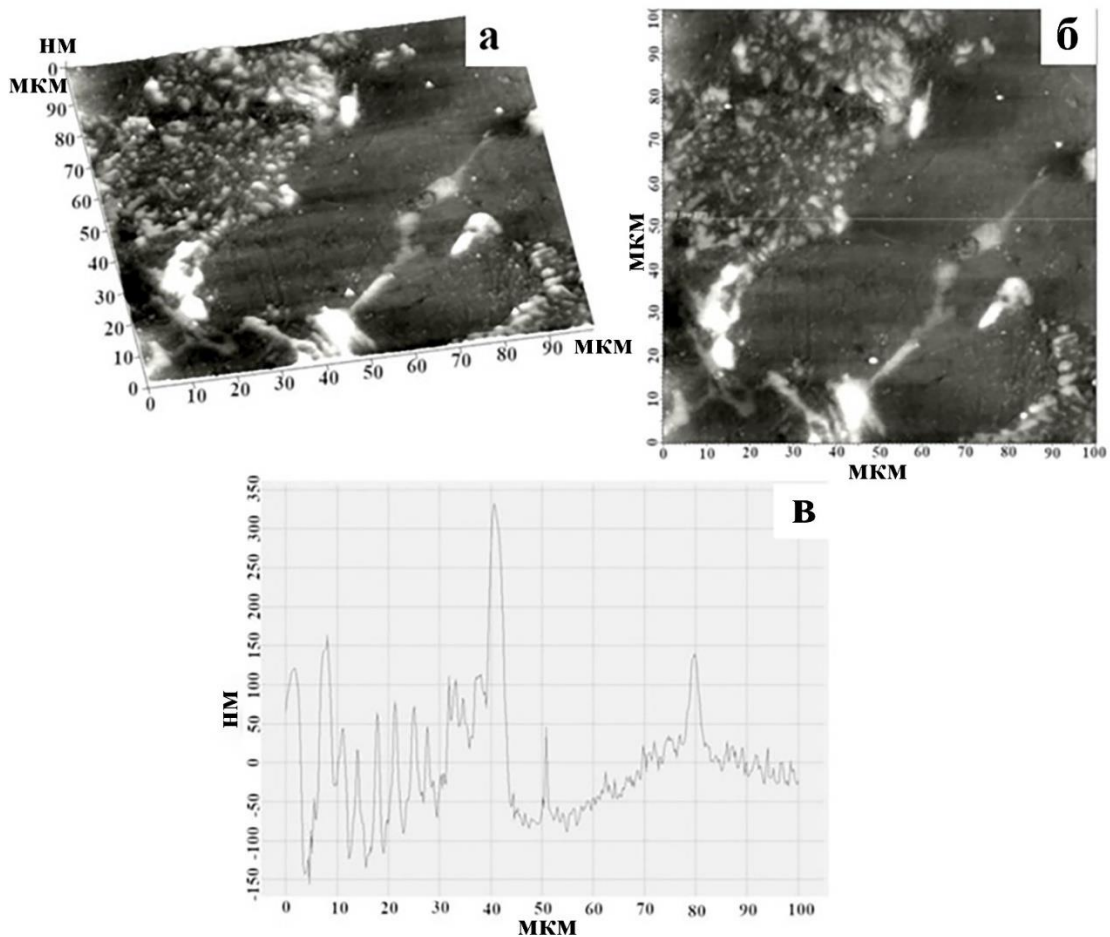
а – исходное состояние; б – после ЭВЛ

Рисунок 6.8 – Зависимость величины коэффициента трения от расстояния, пройденного контртелом вдоль дорожки трения при испытаниях на износостойкость

Таким образом, ЭВЛ сплава АК10М2Н частицами порошка оксида иттрия сопровождается формированием поверхностного слоя, механические (HV) и трибологические ( $k$  и  $\mu$ ) свойства которого многократно превышают соответствующие характеристики исходного состояния сплава.

## 6.2 Изучение морфологии поверхности покрытия системы $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$ с помощью атомно-силовой микроскопии

Исследование покрытия и зоны термического влияния сплава АК10М2Н, после нанесения покрытия системы  $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$  по режиму 2, было произведено на атомно-силовом микроскопе NT-MDT Solver «NEXT», так как такой метод является одним из мощных современных методов исследования морфологии и локальных свойств поверхности твердого тела с высоким пространственным разрешением. Были сделаны снимки топографии профиля поверхности. Режим исследования топографии профиля поверхности: semi-contact mode, тип зонда NC-НА.

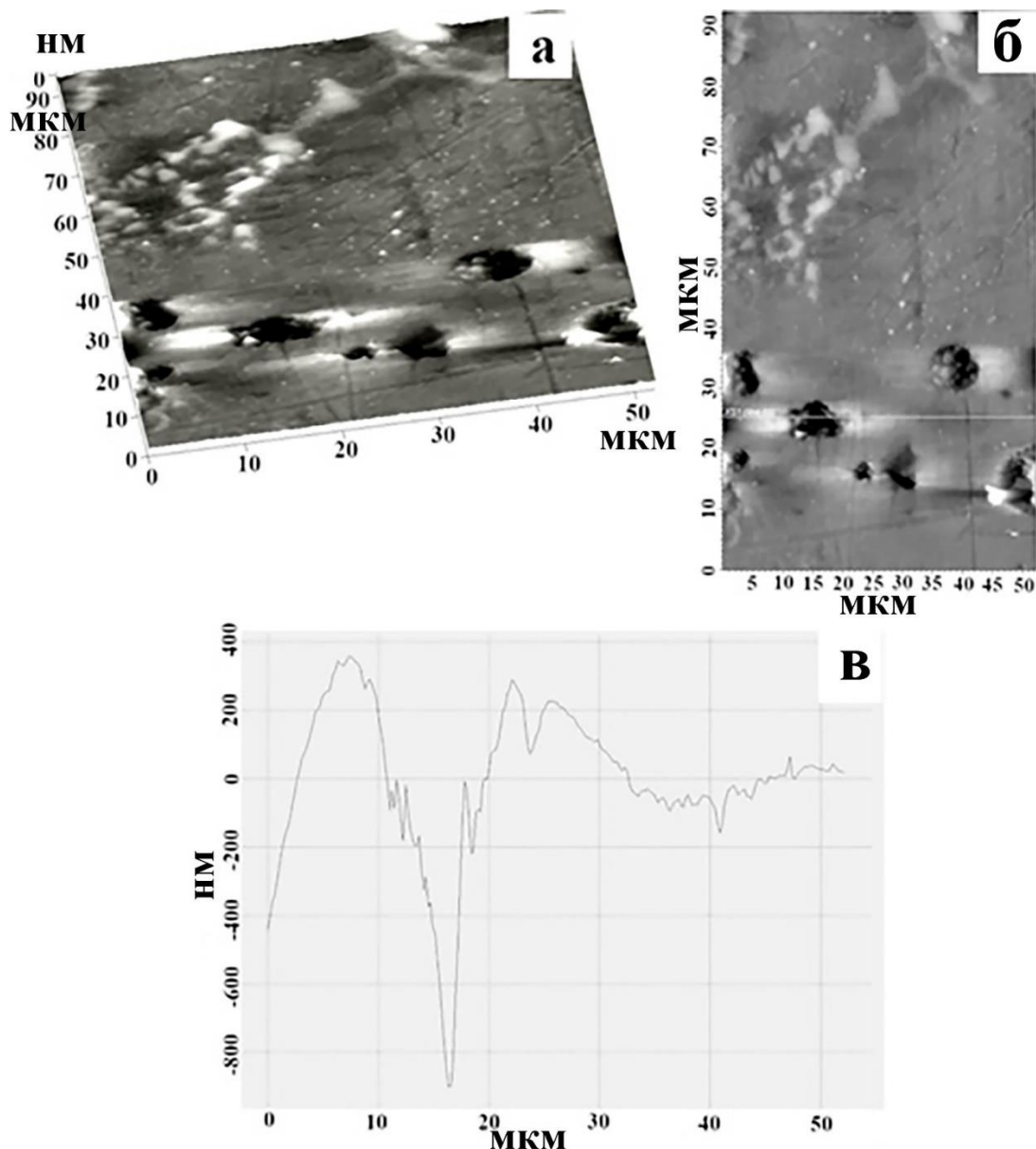


а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате; б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей; в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 6.9 – АСМ профиля поверхности основного объема образца (режим 2)

Топография профиля поверхности образцов, полученная при помощи АСМ, представлена на рисунках 6.9-6.12. Показаны 3D и 2D изображения, а также срезы распределения неровности вдоль базовой линии в основном объеме образцов и на покрытии.

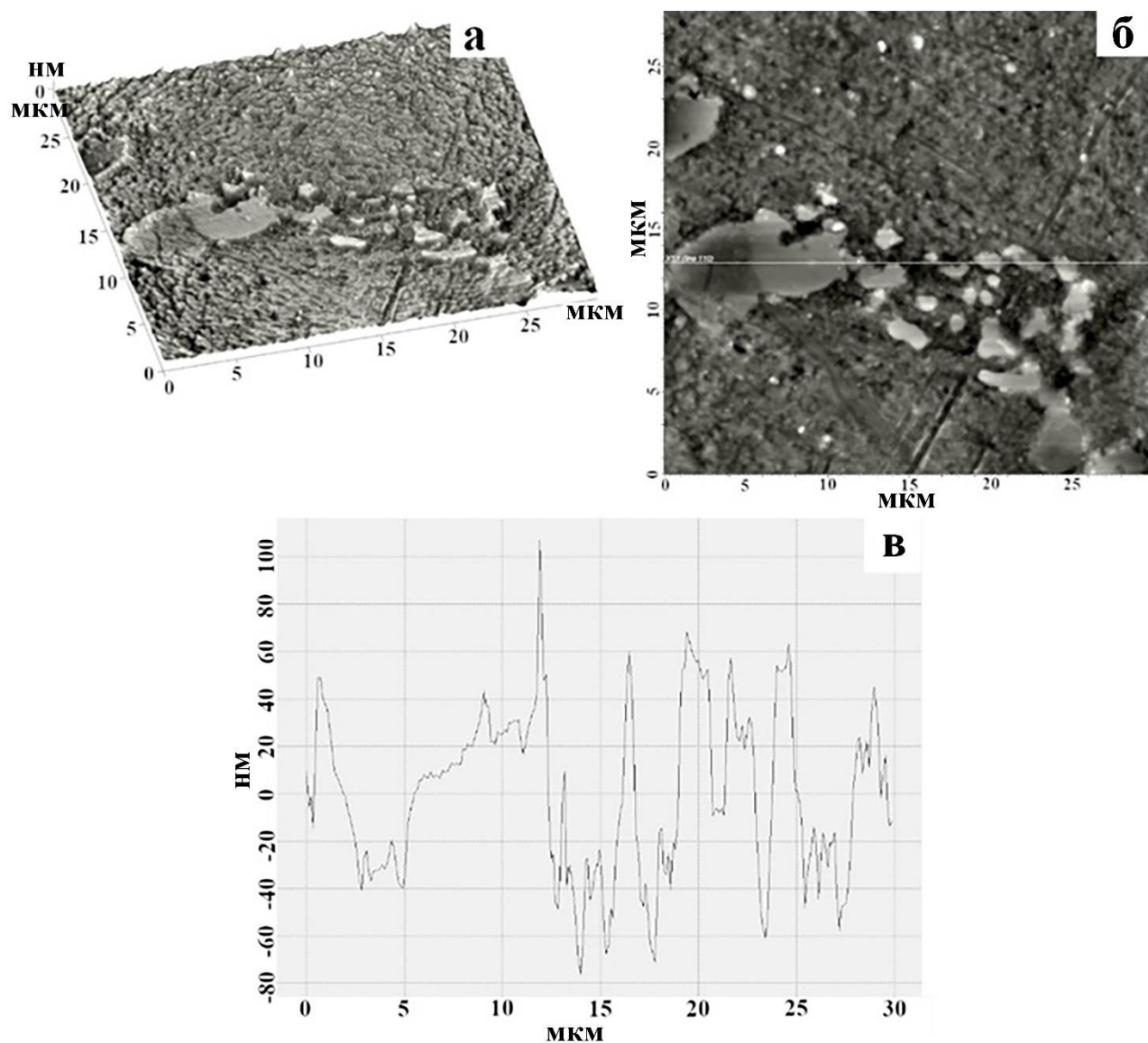
Структура образца модифицированного сплава АК10М2Н в основном объеме представляет собой зерна, достигающие высоты 350 нм и, относительно, гладкую эвтектику.



а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате; б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей; в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 6.10 – АСМ профиля поверхности напыленного слоя образца (режим 2)

Из рисунка 6.10 можно сделать вывод, что покрытие в образце, обработанном по режиму 2 является высокопористым. При статистической обработке изображения выявлен максимум глубины пор, который имеет значение порядка 1500 нм. Размер пор достигает до 10 мкм в диаметре.

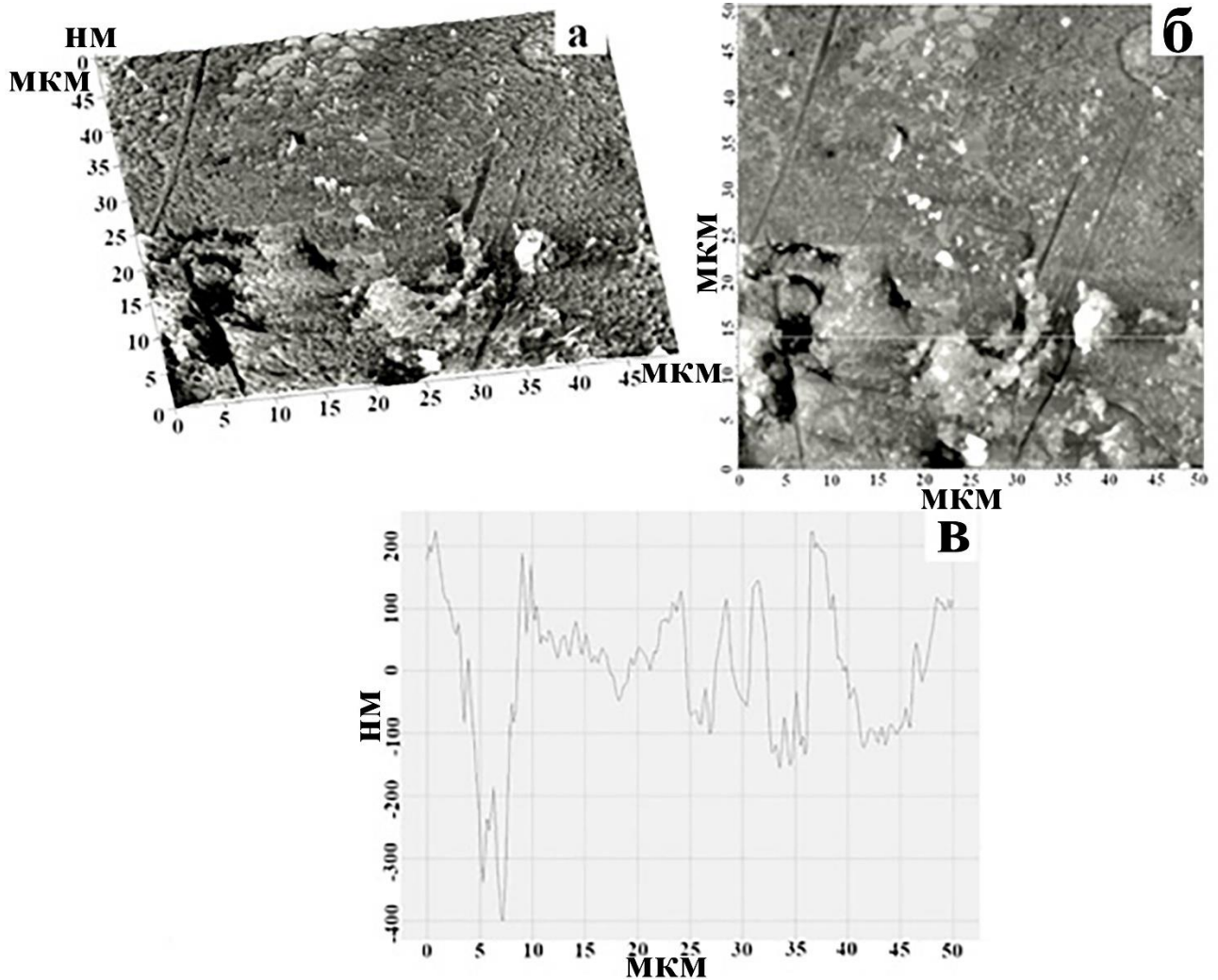


а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате; б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей; в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 6.11 – АСМ профиля поверхности основного объема образца (режим 5)



Основной объем образца обработанного по режиму 5, как и основной объем образца обработанного по режиму 2, имеет структуру, состоящую из эвтектики и зерен (рисунок 6.11).



а – распределение неровностей рельефа по высоте в 3D формате; б – 2D изображение топографии профиля поверхности, с нанесенной секущей; в – распределение неровности вдоль базовой длины

Рисунок 6.12 – АСМ профиля поверхности напыленного слоя образца (режим 5)

Из рисунка 6.12 видно, что покрытие в образце, обработанном по режиму 5, является пористым. Количество и глубина пор значительно меньше, чем в напыленном слое образца 2. Максимальная глубина пор достигает 500 нм. Это можно объяснить тем, что из-за большей по массе навески напыляемого порошка



и меньшего энергетического воздействия частицы плазменной струи, имея меньшую энергию распределились более равномерно. Возможен факт возникновения и развития неустойчивости Рэлея-Тейлора, то есть перемешивания напыляемого и оплавленного слоев, вследствие чего количество пор оказалось меньше, чем для образца обработанном по режиму 2.

Исследования структуры профиля поверхности сплава АК10М2Н методами АСМ показали, что ЭВЛ приводит к формированию многослойной структуры, которая состоит из высокопористого покрытия, неоднородного по толщине, слоя жидкофазного легирования и слоя термического влияния.

### **6.3 Исследование морфологии, элементного и фазового состава поверхности сплава АК10М2Н, модифицированного системой Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>**

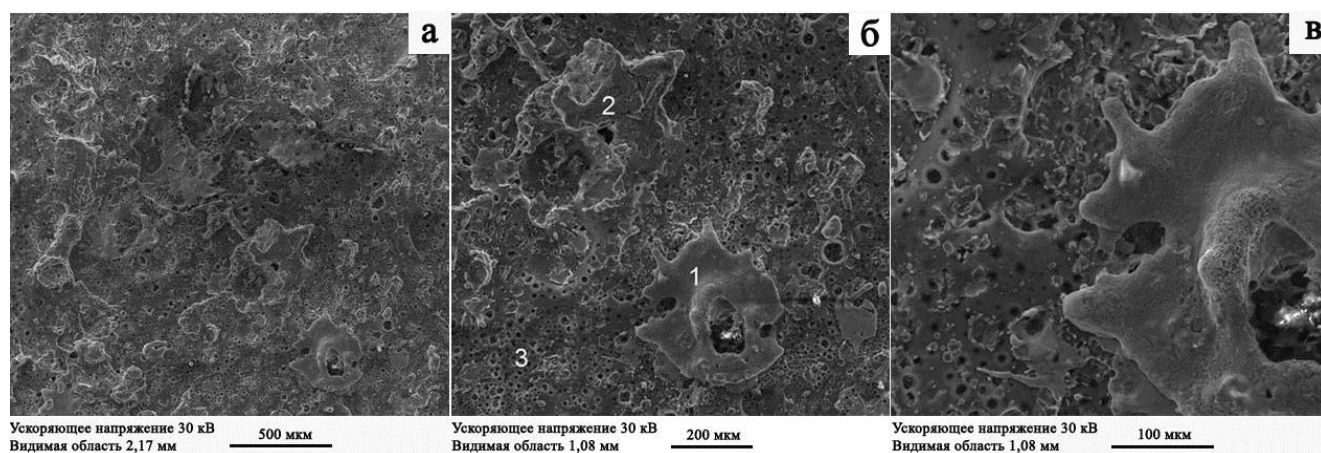
Морфологию поверхности модифицирования осуществляли методами СЭМ на аналитическом сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA SB для всех 6 режимов ЭВЛ (таблица 2.4). Аналитические возможности микроскопа расширены дополнительной приставкой для рентгеновского микроанализа Oxford Instruments INCAx-act. Элементный анализ отдельных фаз проводили методом электронно-зондового микроанализа, который позволяет исследовать наличие, содержание и распределения элементов таблицы Менделеева.

Приведенные в данной работе фотографии выполнены во вторичных электронах, в режиме, наиболее близком к оптическому изображению.

Общий вид поверхности образца, модифицированного по режиму 1 ( $m_{Al} = 58,9$  мг.,  $m_{Y_2O_3} = 58,9$  мг.,  $U = 2,6$  кВ) представлен на рисунке 6.13.

Количественные данные по элементному составу поверхности в различных точках образца после ЭВЛ (рисунок 6.13 б) представлены в таблице 6.4.

Анализ электронно-микроскопических изображений показывает, что структура сплава после ЭВЛ характеризуется неоднородностью с большим количеством кратеров и пор, присутствуют нерегулярные включения различной формы и размеров. В отдельных местах наблюдаются достаточно крупные агломераты размерами 0,5 на 0,5 мм, область 1 на рисунке 6.13 б.



а – структура поверхности после ЭВЛ; б – структура поверхности после ЭВЛ с  
выбранными для микрорентгеноспектрального анализа областями; в –  
изображение, демонстрирующее нерегулярные включения

Рисунок 6.13 – Электронно-микроскопические изображения поверхности образца  
после ЭВЛ по режиму 1

Таблица 6.4 – Элементный состав поверхности в различных точках образца.

Результаты представлены в масс. %

Область	O	F	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu	Y	Mo
1	8,92	5,06	0,14	10,01	0,41	25,12	0,78	41,60	0,40	2,68	4,88
2	8,44	1,73	0,74	68,56	9,65	0,62	1,97	1,48	1,65	4,96	0,20
3	10,35	1,11	0,69	67,01	8,68	0,65	0,28	1,32	2,12	7,15	0,64

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что данные включения обогащены Al (10,01 %), Ti (25,12 %), Ni (41,60 %) и O (8,92 %). Области 2 и 3 это преимущественно Al, Si и O, что также подтвердилось результатами картирования поверхности (рисунок 6.14).

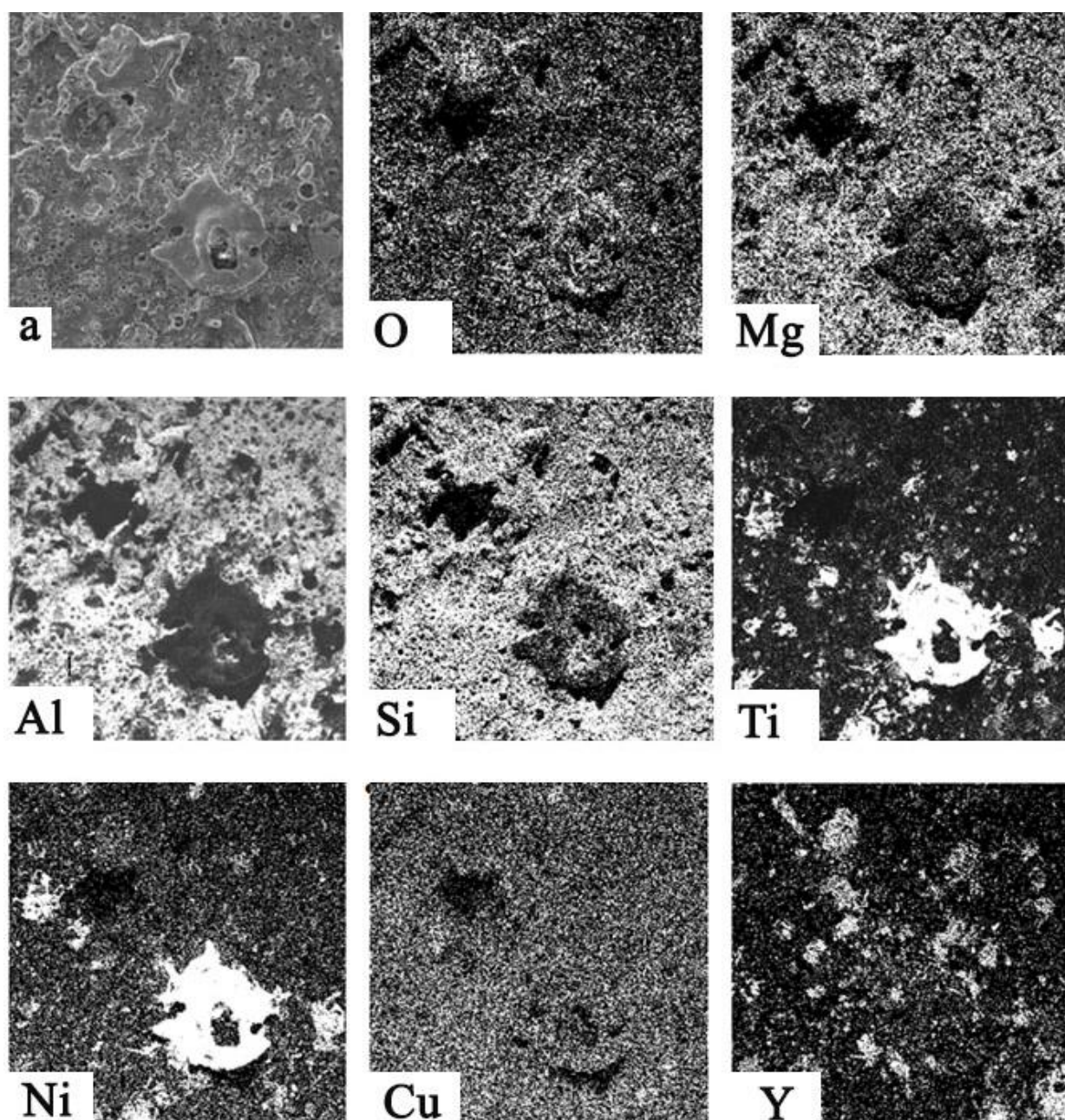
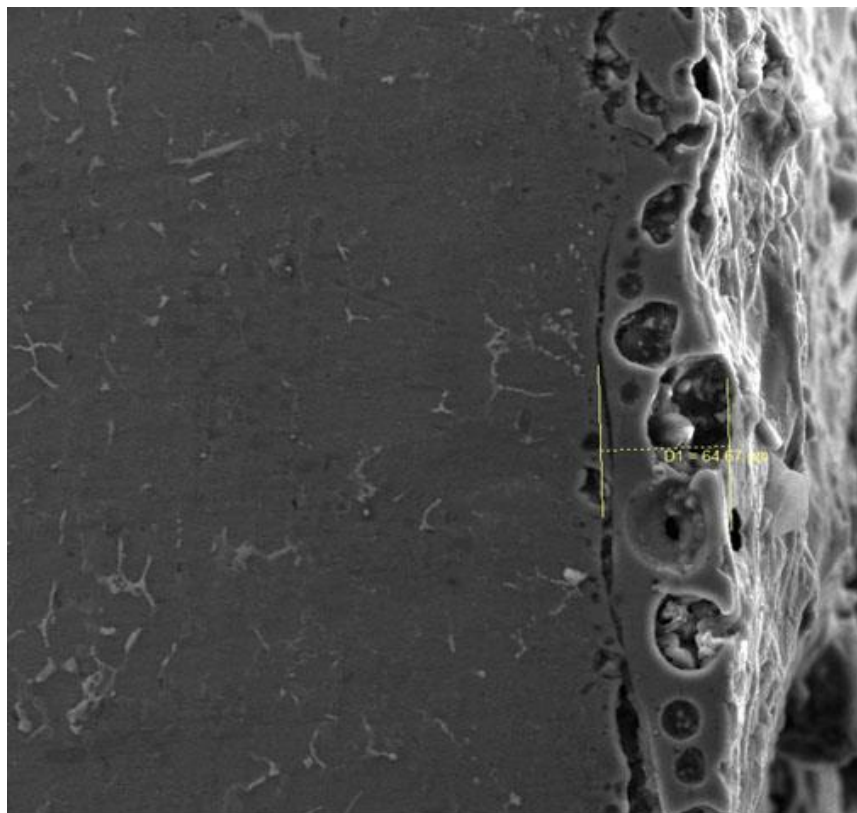


Рисунок 6.14 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 1 (а) и изображения структуры сплава, полученные в рентгеновском излучении атомов O, Mg, Al, Si, Ti, Ni, Cu, Y

Микроструктура поперечного сечения образца подвергнутого ЭВЛ по режиму 1 представлена на рисунке 6.15. Можно видеть, что модифицированный слой неоднороден как по толщине, так и по структурным составляющим. В среднем толщина модифицированного слоя колеблется в интервале 30-70 мкм. Присутствуют поры, внутри которых наблюдаются вкрапления неизвестного происхождения. Мелкие поры закрытые, крупные выходят на поверхность

образца. На границе напыления с подложкой наблюдается микро пористость и трещина, что говорит о недостаточном сцеплении покрытия с подложкой.



Ускоряющее напряжение 30 кВ

Видимая область 433,4 мкм

100 мкм

Рисунок 6.15 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 1

Анализ карт распределения элементов по сечению образца (рисунок 6.16), показывает, что напыленный слой, также как и в случае с поверхностью модифицирования, состоит преимущественно из атомов Al, Si, Ti и Y. Можно заметить, что Al и Si распределены по объему модифицированного слоя однородно, а Ti, Y и Ni обнаруживаются в качестве вкраплений в структуру модифицированного слоя, т.е. отдельными островками.



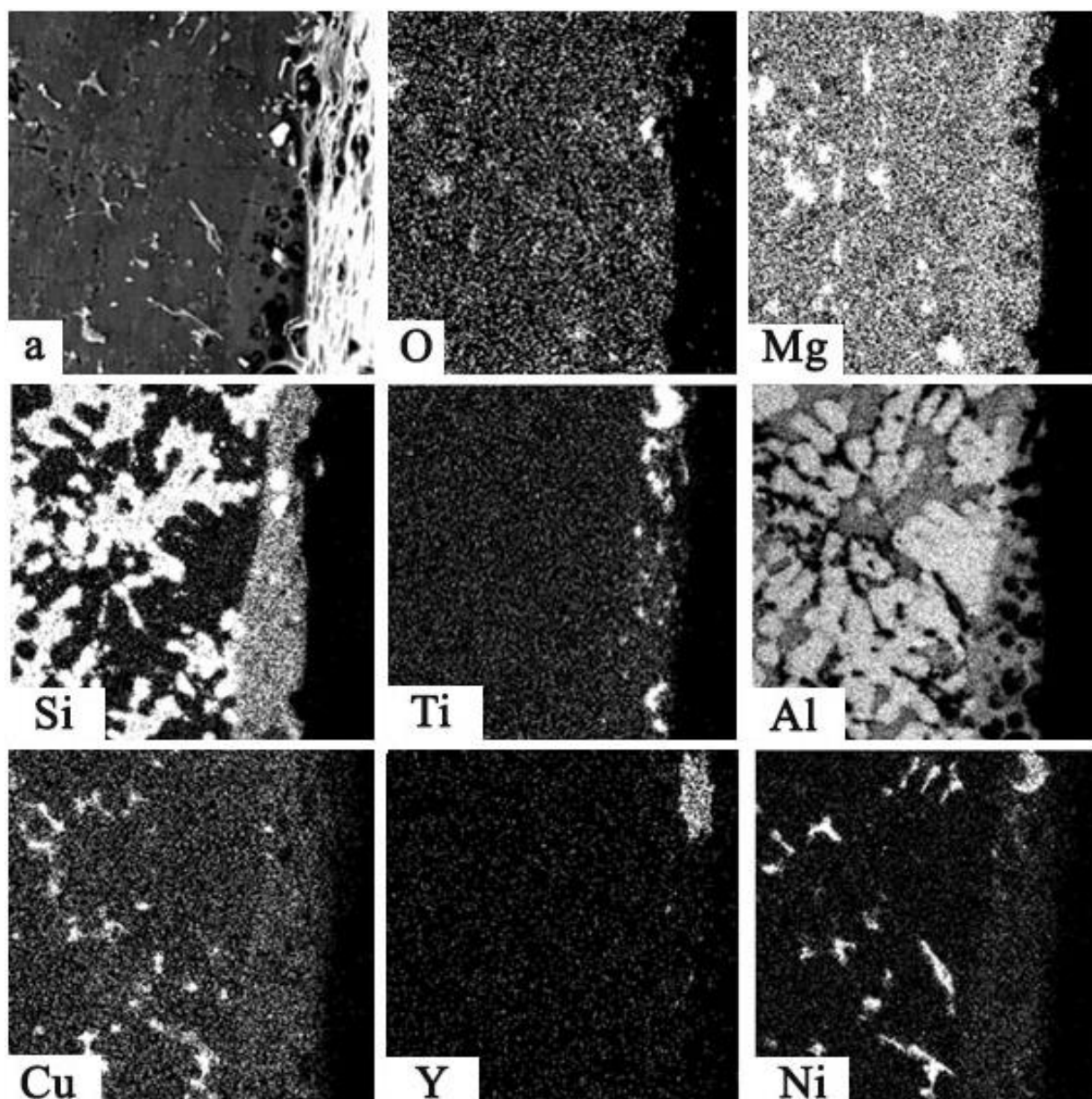
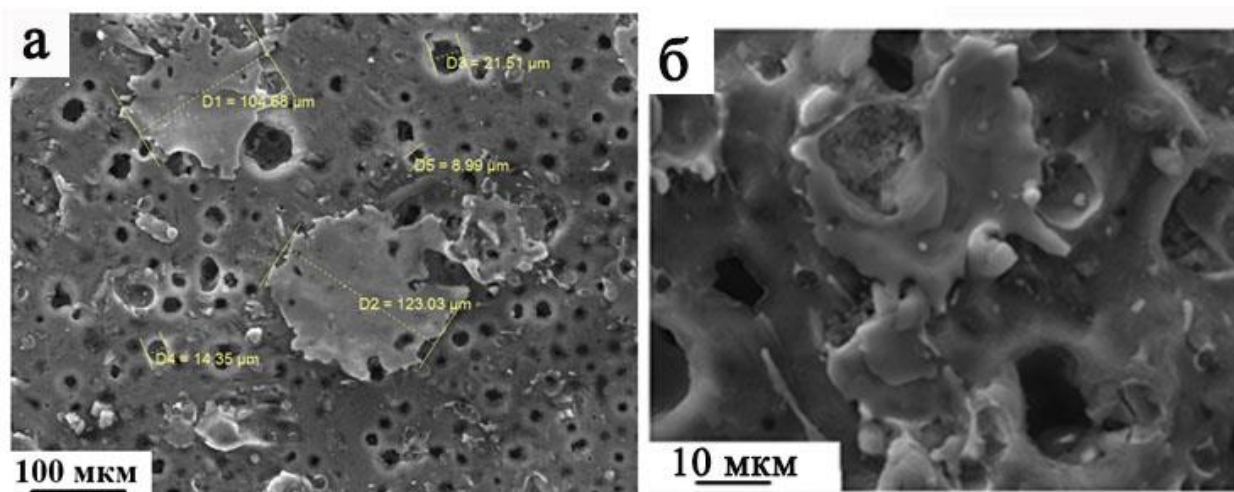


Рисунок 6.16 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 1 (а) и изображения структуры сплава, полученные в рентгеновском излучении атомов O, Mg, Si, Ti, Ni, Al, Cu, Y, Ni

Увеличение напряжения разряда до 2,8 кВ при сохранении масс взрываемого проводника и порошковой навески по 58,9 мг (режим 2, таблица 2.4) приводит к формированию поверхностного слоя, характеризующегося высоким уровнем шероховатости, содержащим в большом количестве микропоры, микрократеры и микротрещины (рисунок 6.17). Размеры кратеров, образовавшихся в результате обработки, изменяются от 5 до 20 мкм.



а – изображение, демонстрирующее размеры нерегулярных включений; б – структура нерегулярных включений

Рисунок 6.17 – Электронно-микроскопические изображения поверхности образца после ЭВЛ по режиму 2

В отдельных местах на поверхности, так же как и при ЭВЛ по режиму 1, наблюдаются достаточно крупные агломераты (рисунок 6.17), однако при данном режиме их размеры снижаются до 100 – 150 мкм, что почти в 5 раз меньше чем при режиме 1.

Картирование поверхности образца показывает на неоднородность распределения элементов (рисунок 6.18).

Обнаруженные на поверхности модифицирования крупные агломераты содержат до 65% иттрия при содержании кислорода до (20-26)%. Пористая поверхность образца окислена (количество кислорода достигает (5-6)%). Глубина образования пористости вблизи поверхности после ЭВЛ составляет 40-50 мкм (рисунок 6.18).

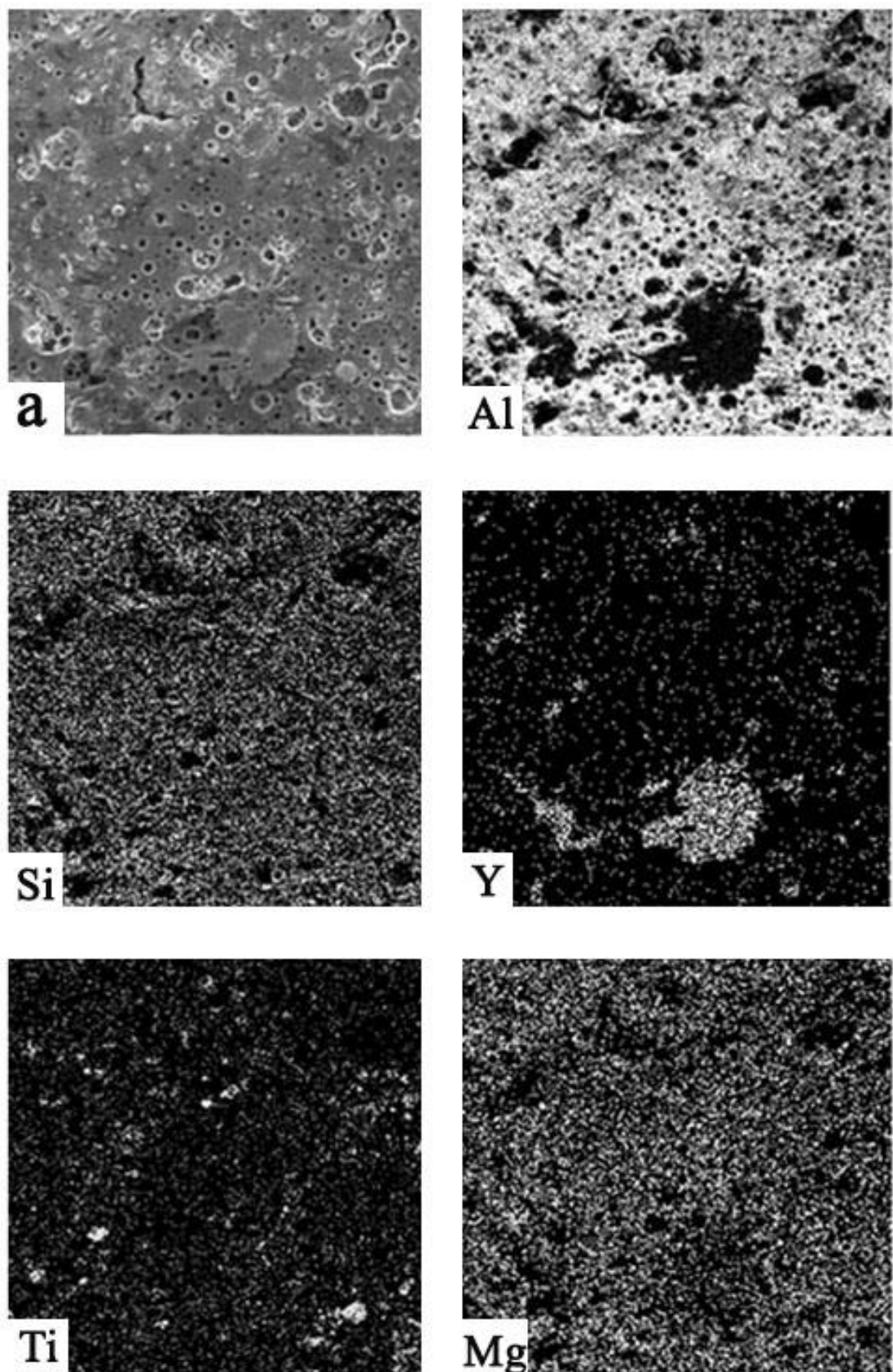
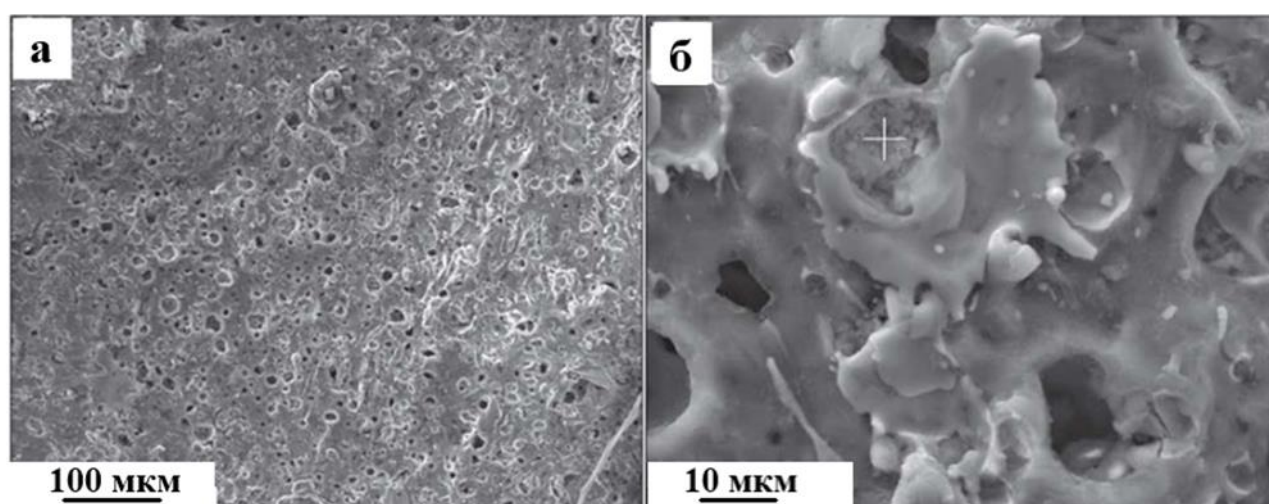


Рисунок 6.18 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 2 (а) и изображения структуры сплава, полученные в рентгеновском излучении атомов Al, Si, Y, Ti, Mg

Методами микрорентгеноспектрального анализа были проведены исследования элементного состава поверхностного слоя сплава, подвергнутого ЭВЛ. Электронно-микроскопическое изображения областей, в которых выполнялся микрорентгеноспектральный анализ, представлены на рисунке 6.19, количественные результаты выполненных исследований представлены в таблице 6.5.



а – структура поверхности после ЭВЛ; б – выбранная для микрорентгеноспектрального анализа область

Рисунок 6.19 – Электронно-микроскопические изображения поверхности образца после ЭВЛ по режиму 2

Таблица 6.5 – Элементный состав модифицированной поверхности сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 2, масс. %

Область	Al	Si	Mg	Ti	Fe	Ni	Cu	Y	O	C
Рисунок 6.19 а*	47,2	3,0	0,6	1,0	0,7	1,3	1,8	16,2	10,8	17,4
Рисунок 6.19 б**	0,8	0,0	0,0	0,2	0,7	0,5	0,7	34,0	28,1	35,0

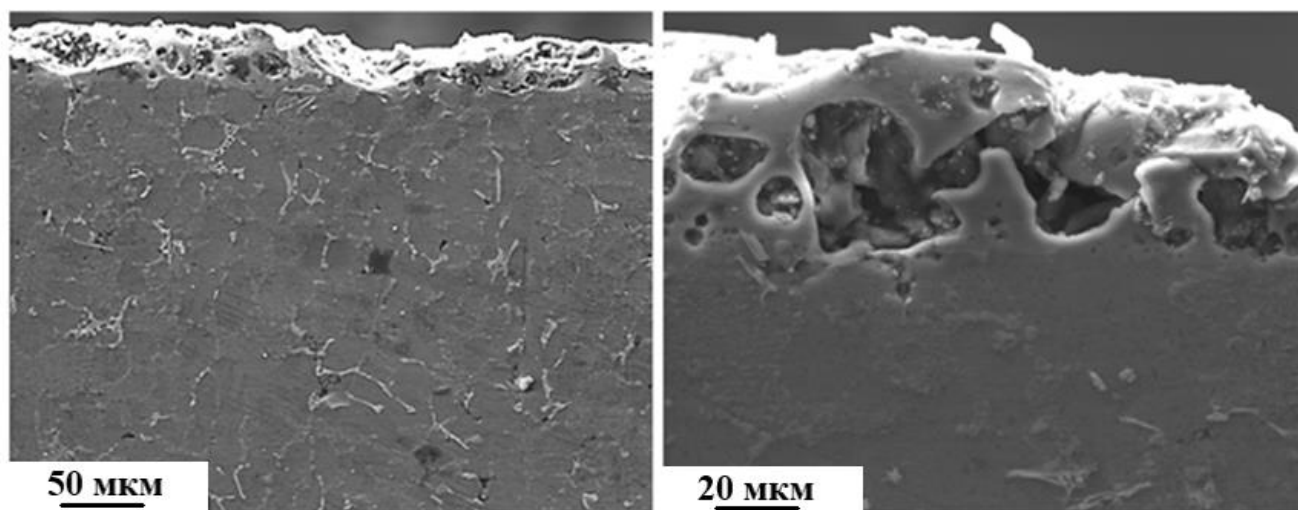
\* По всей видимой области рисунка 6.19 а

\*\* В точке отмеченной знаком + на рисунке 6.19 б



Анализируя результаты, представленные на рисунке 6.19 и в таблице 6.5, следует отметить, что после ЭВЛ образуется поверхностный слой с высоким уровнем легирующих элементов, распределенных неоднородно, что наиболее заметно при распространении атомов иттрия и кислорода. Точнее, существуют зоны с концентрацией иттрия и кислорода, превышающей среднюю концентрацию в два и более раза. Эти результаты подтверждают, что в плазменном потоке частиц порошка присутствует легирующий материал. Кроме того, при ЭВЛ образуется поверхностный слой с высоким уровнем шероховатости, содержащий множество микропор, микрократеров и микротрещин.

Структуру объема сплава, подвергнутого ЭВЛ, анализировали методом поперечных шлифов. Характерное изображение структуры модифицированного слоя, выявленное методами СЭМ, приведено на рисунке 6.20. Анализируя представленные результаты, можно отметить, во-первых, что толщина модифицированного слоя изменяется в пределах (30-50) мкм. Во-вторых, высокий уровень пористости. Поры располагаются по всей толщине модифицированного слоя; размеры пор изменяются от единиц до десятков микрометров.



а – структура напыленного слоя с подложкой; б – изображение структуры напыленного слоя

Рисунок 6.20 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 2

Методами микрорентгеноспектрального анализа были проведены исследования элементного состава объема исследуемого материала на поперечных шлифах, подвергнутого воздействию ЭВЛ, в различных точках образца (рисунок 6.21).

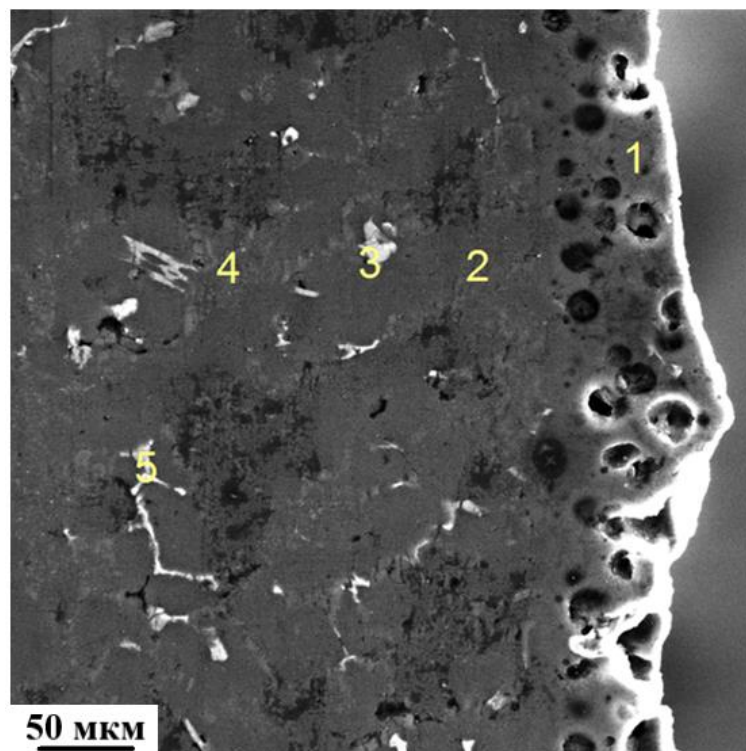


Рисунок 6.21 – Области сплава выбранные для анализа элементного состава

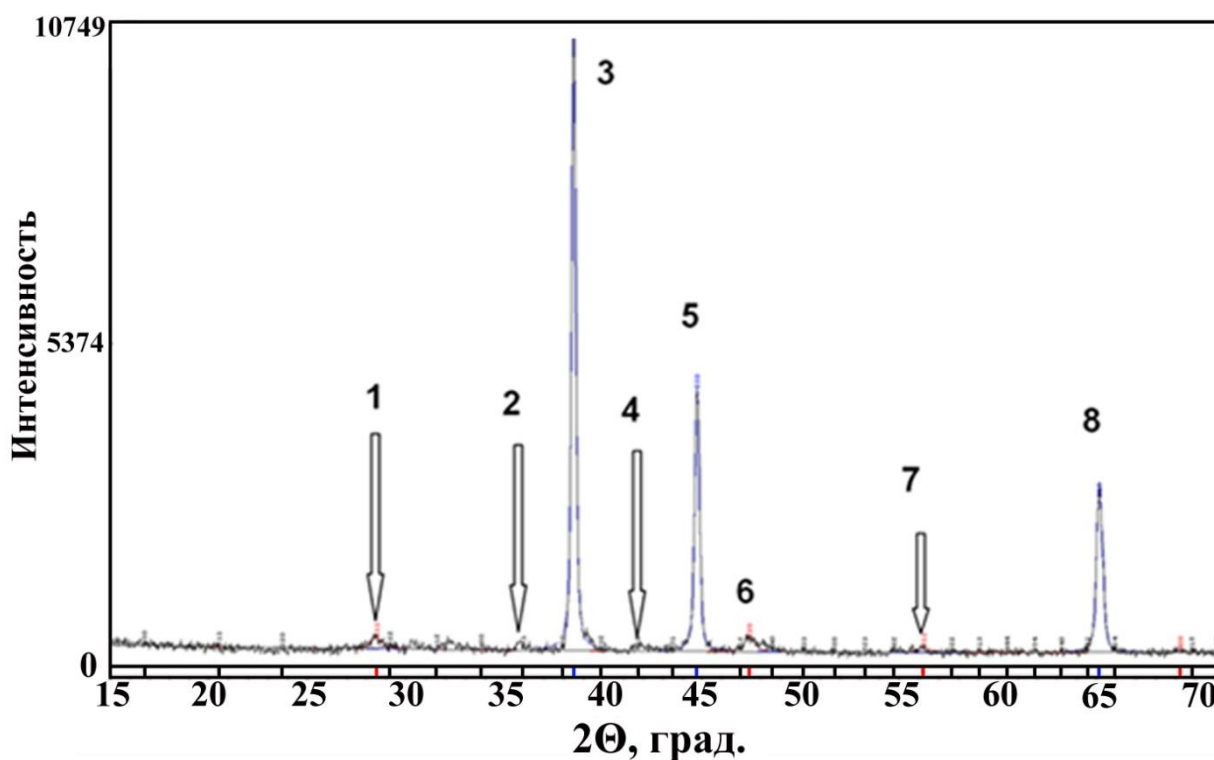
Результаты анализа локальных областей материала отмеченных на рисунке 6.21 представлены в таблице 6.6.

Таблица 6.6 – Элементный состав в различных зонах образца, масс. %

Область	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu
1	00,96	84,62	10,51	00,20	00,28	01,18	02,25
2	00,17	86,09	12,19	00,06	00,00	00,06	01,43
3	00,40	54,23	00,77	00,00	00,48	19,63	24,49
4	00,64	67,41	29,94	00,00	00,20	00,19	01,62
5	00,11	74,73	00,64	00,00	00,69	15,74	08,09

Фазовый состав модифицированного ЭВЛ сплава также исследовали методами рентгеноструктурного анализа. На рисунке 6.22 приведена

рентгенограмма, полученная с изучаемого материала. Количественные результаты фазового анализа материала представлены в таблице 6.7.



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

Рисунок 6.22 – Участок рентгенограммы исследуемого сплава, подвергнутого модифицированию ЭВЛ; цифрами обозначены дифракционные максимумы алюминия, кремния и  $Y_2O_3$

Таблица 6.7 – 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
$Y_2O_3$	1,7	1,06010	16,60	7,88

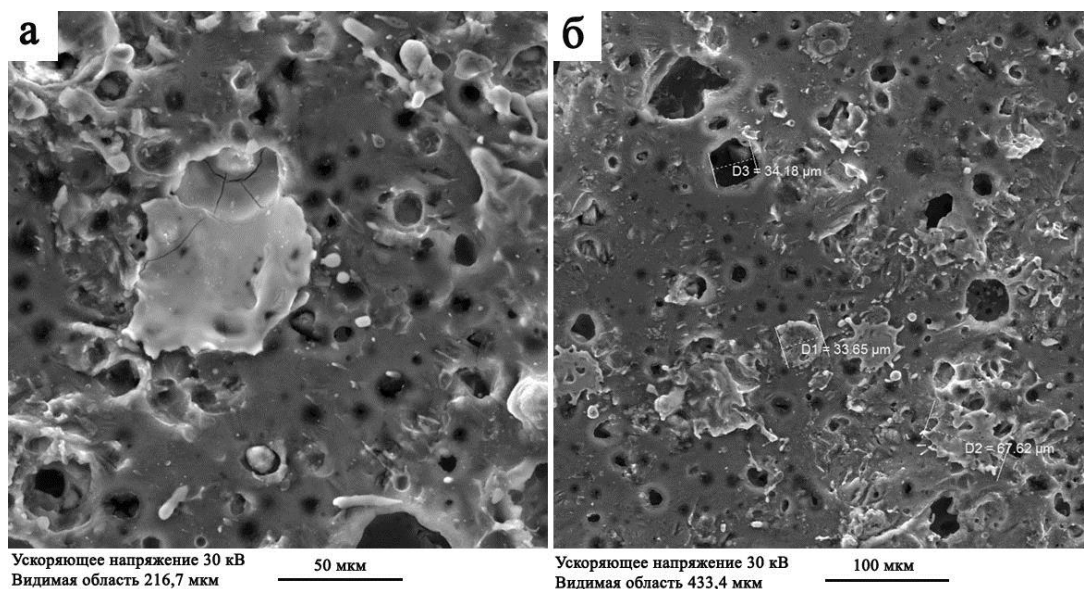
Анализируя результаты, представленные в таблице 6.7, можно отметить, во-первых, существенно высокий уровень кремния в поверхностном слое сплава, что

может указывать на испарения некоторого слоя алюминия при ЭВЛ. Во-вторых, присутствие фазы  $Y_2O_3$ , что может быть обусловлено внедрением частиц исходного порошка оксида иттрия в поверхностный слой модифицируемого материала.

Снижение массы порошковой навески до 29,5 мг при сохранении массы взрываемого проводника 58,9 мг и напряжений разряды 2,6 и 2,8 кВ (режимы 3 и 4, таблица 2.3) не приводит к кардинально отличающимся от режима 2 структурно-фазовым изменениям.

Общий вид поверхности образца после ЭВЛ по режиму 3 представлен на рисунке 6.23 а, по режиму 4 на рисунке 6.23 б.

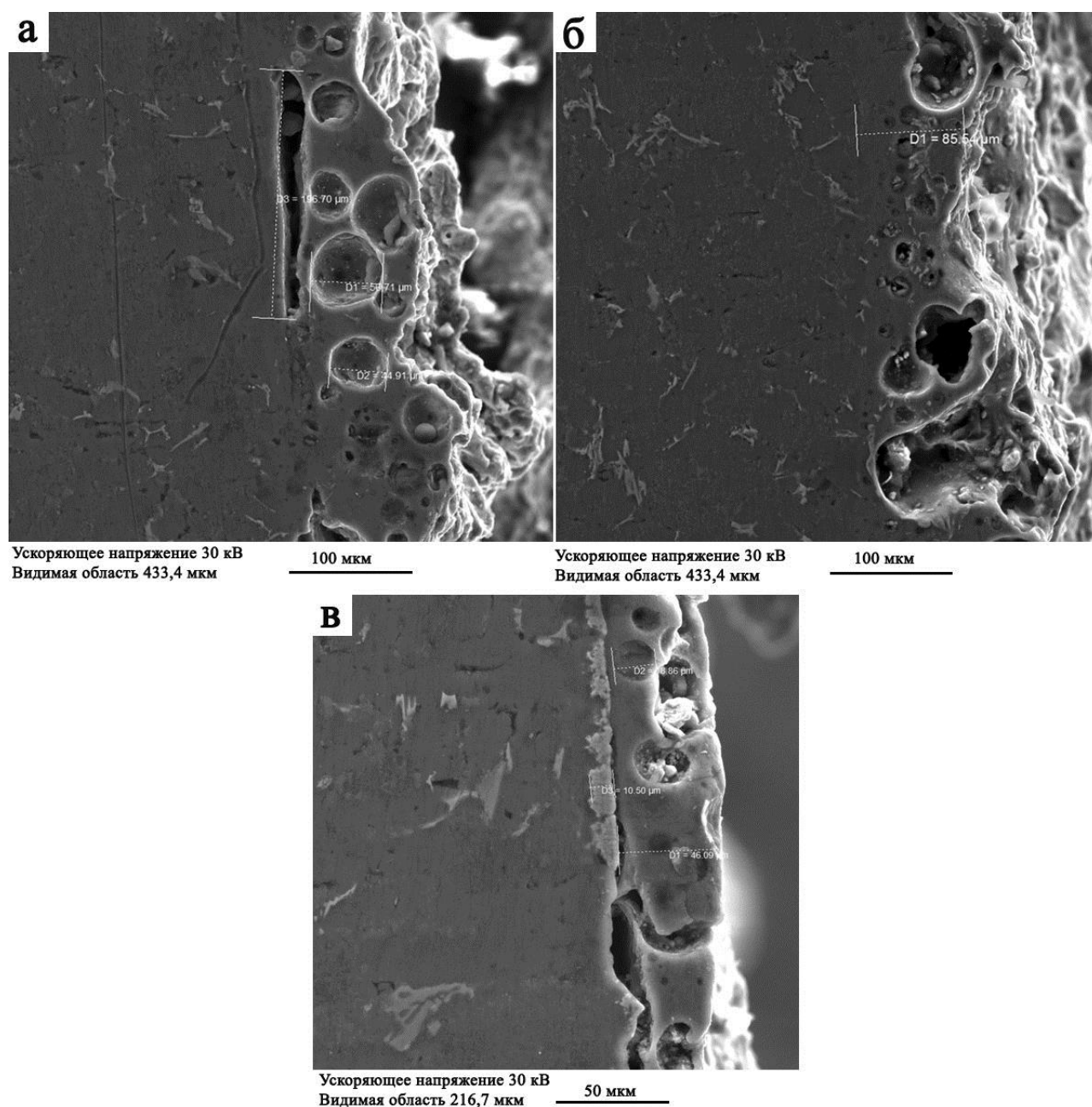
Строение модифицированной поверхности представляет собой пористую структуру с большим количеством кратеров различного диаметра. В отдельных местах на поверхности, так же, как и при ЭВЛ по режимам 1 и 2, наблюдаются достаточно крупные агломераты (рисунок 6.23 а) с размерами (100–150) мкм, в некоторых случаях агломераты покрыты мелкими трещинами. Размеры кратеров, образовавшихся в результате обработки, изменяются от 5 до 40 мкм (рисунок 6.23 б).



а – структура поверхности образца после ЭВЛ по режиму 3; б – структура поверхности образца после ЭВЛ по режиму 4

Рисунок 6.23 – Электронно-микроскопические изображения поверхности образца после ЭВЛ

Типичное электронно-микроскопическое изображение структуры слоя подвергнутого ЭВЛ, полученное в поперечной относительно поверхности модифицирования плоскости методами СЭМ, приведено на рисунке 6.24.

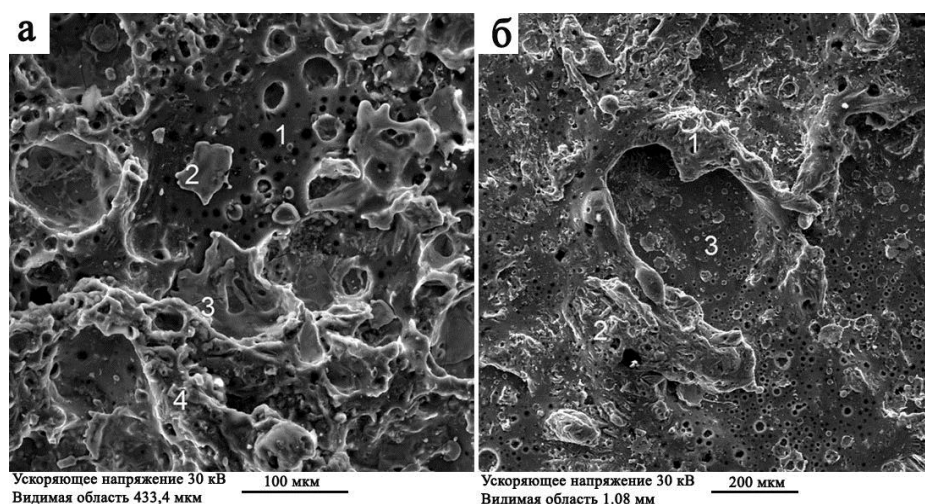


а – структура поперечного сечения образца после ЭВЛ по режиму 3 (центральная часть); б – структура поперечного сечения образца после ЭВЛ по режиму 3 (ближе к периферии); в – структура поперечного сечения образца после ЭВЛ по режиму 4

Рисунок 6.24 – Электронно-микроскопические изображения поперечного сечения образца изготовленного из сплава АК10М2Н после ЭВЛ

Рассматривая электронно-микроскопические изображения поперечного сечения образца, можно отметить, во-первых, что толщина модифицированного слоя изменяется в пределах 50-90 мкм (рисунок 6.24 б, в). Во-вторых, анизотропию структуры покрытия с высоким уровнем пористости. Поры располагаются по всей толщине модифицированного слоя; размеры пор изменяются от единиц до десятков микрометров. Крупные поры соседствуют с мелкими. В-третьих, в некоторых местах при режиме ЭВЛ 3 наблюдается достаточно продолжительные расщелины между подложкой и покрытием, длина которых достигает ~ 200 мкм (рисунок 6.24 а). В-четвертых, при режиме ЭВЛ 4 на границе модифицированного слоя с подложкой, в объеме подложки, наблюдаются тонкие выделения интерметаллидной фазы (до 11 мкм.), содержащие никель и титан.

Электронно-микроскопические изображения поверхности модифицирования (режимы ЭВЛ 3 и 4) с выбранными для элементного анализа участками представлено на рисунке 6.25. Количественные данные, показывающие распределение химических элементов в выбранных на рисунке 6.25 областях, приведены в таблицах 6.8 и 6.9.



а – структура поверхности после ЭВЛ по режиму 3 с выбранными для микрорентгеноспектрального анализа областями; б – структура поверхности после ЭВЛ по режиму 4 с выбранными для микрорентгеноспектрального анализа областями

Рисунок 6.25 – Электронно-микроскопические изображения поверхности образца после ЭВЛ

Рассматривая результаты, представленные на рисунке 6.25 и в таблицах 6.8 и 6.9, можно заметить, что, как и при других режимах ЭВЛ, формируется поверхностный слой с неоднородно распределенными легирующими элементами, концентрация которых достаточно высока по сравнению с элементным составом сплава в исходном состоянии. При режиме обработки 3 выявляются области, в которых содержание иттрия достигает 41%, а кислорода 12 %, возможно это остатки не переплавленного в момент электрического взрыва порошка  $Y_2O_3$  являющегося порошковой навеской.

Таблица 6.8 – Элементный состав отдельных зон поверхности образца, модифицированного по режиму 3. Результаты представлены в масс. %

Область	O	Mg	Al	Si	Ti	V	Fe	Ni	Cu	Y	Mo
1	4,39	0,97	78,89	11,66	0,55	0,03	0,16	0,88	1,93	0,31	0,23
2	3,16	0,03	42,14	3,64	27,21	1,17	2,23	10,29	2,89	1,34	5,90
3	12,22	0,04	16,96	1,33	45,85	1,74	0,72	13,02	1,10	1,29	5,73
4	9,53	0,88	68,36	11,87	3,87	0,13	0,25	1,51	1,48	1,03	1,09

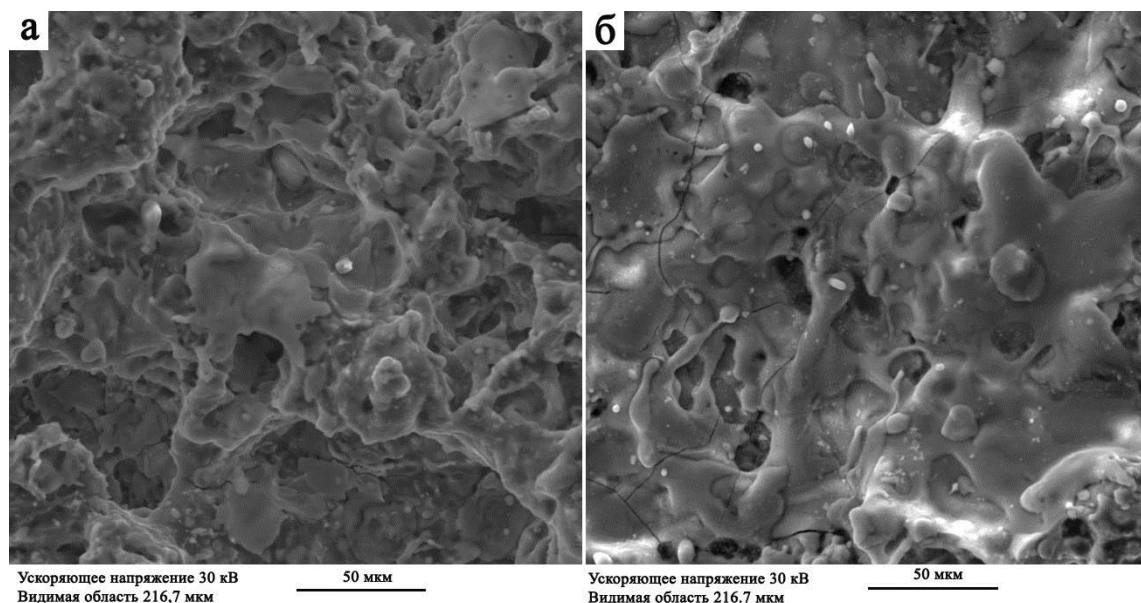
Таблица 6.9 – Элементный состав отдельных зон поверхности образца, модифицированного по режиму 4. Результаты представлены в масс. %

Область	O	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu	Y	Mo	F	W
1	1,99	0,38	87,41	7,92	0,06	0,09	0,19	1,39	0,40		0,09	0,08
2	9,18	0,08	56,92	1,20	12,50	1,27	1,32	0,92	4,08	9,01	1,55	1,97
3	26,84	0,10	27,10	2,04	0,49	0,37	0,28	0,75	41,06	0,29	0,62	0,06

Общий вид поверхности сплава АК10М2Н после обработки по режимам 5 и 6, которые характеризуются максимальной массой порошковой навески в 88,3 мг, (таблица 2.4) представлен на рисунке 6.26. Усредненные значения содержания различных элементов в поверхностном слое демонстрируется в таблице 6.10.



Анализируя представленные результаты, можно констатировать, что поверхность образца неоднородна по химическому составу, покрыта кратерами и порами. Внутри кратеров на поверхности видны мелкие включения. ЭВЛ с параметрами, соответствующими режиму 6 приводит к фрагментации структуры поверхности, на отдельные зоны разделенные микротрещинами, очевидно, что данные трещины возникают в результате высокоскоростного охлаждения.



а – структура поверхности после ЭВЛ по режиму 5; б – структура поверхности после ЭВЛ по режиму 6

Рисунок 6.26 – Электронно-микроскопические изображения поверхности образца после ЭВЛ

Таблица 6.10 – Средний химический состав зоны образца, модифицированного по режиму 5 (рисунок 6.26 а) и режиму 6 (рисунок 6.26 б). Результаты представлены в масс. %

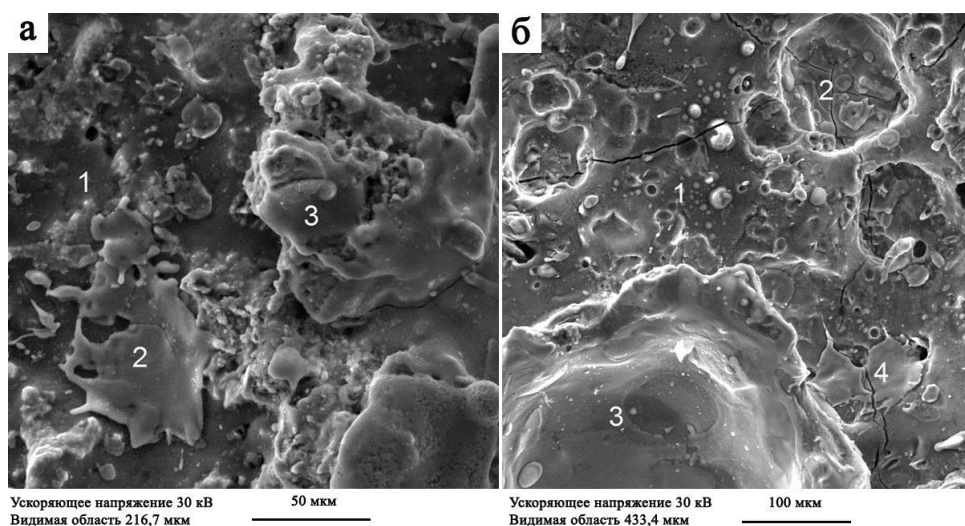
O	F	Mg	Al	Si	S	Ti	V	Fe	Ni	Cu	Y
Режим 5. Микрофотография представлена на рисунке 6.26а											
17,25	1,77	0,39	33,04	3,69	0,63	7,45	0,35	0,50	3,10	1,23	30,60
Режим 6. Микрофотография представлена на рисунке 6.26б											
O	F	Al	Si	Ca	Ti	V	Fe	Ni	Cu	Y	Mo
22,92	4,81	11,03	1,62	0,45	12,17	0,49	0,42	6,46	0,93	35,34	3,36



Проанализировав данные по распределению химических элементов в поверхностном слое образцов модифицированных по режимам 5 и 6, можно заметить повышенное содержание кислорода и иттрия, это обусловлено, тем, что при данных режимах количество порошковой навески  $Y_2O_3$  максимально.

В некоторых местах поверхности, подвергнутой модифицированию, наблюдаются зоны с резкой неоднородностью структуры (рисунок 6.27) и большим количеством микротрещин, образовавшихся в результате высокоскоростного охлаждения. Образование микротрещин характерно для режима 6 ЭВЛ (рисунок 6.27 б).

Элементный состав отдельных зон образца (рисунок 6.27) представлен в таблице 6.11, можно констатировать неоднородность распределения элементов по поверхности модифицирования. Независимо от области исследования можно констатировать обогащение поверхностного слоя кислородом и иттрием. В некоторых случаях концентрация иттрия достигает 48 %. Только в одной из 7 областей химический состав оказался близок к составу материала, находящегося в исходном состоянии, это область 1 на рисунке 6.27 а.



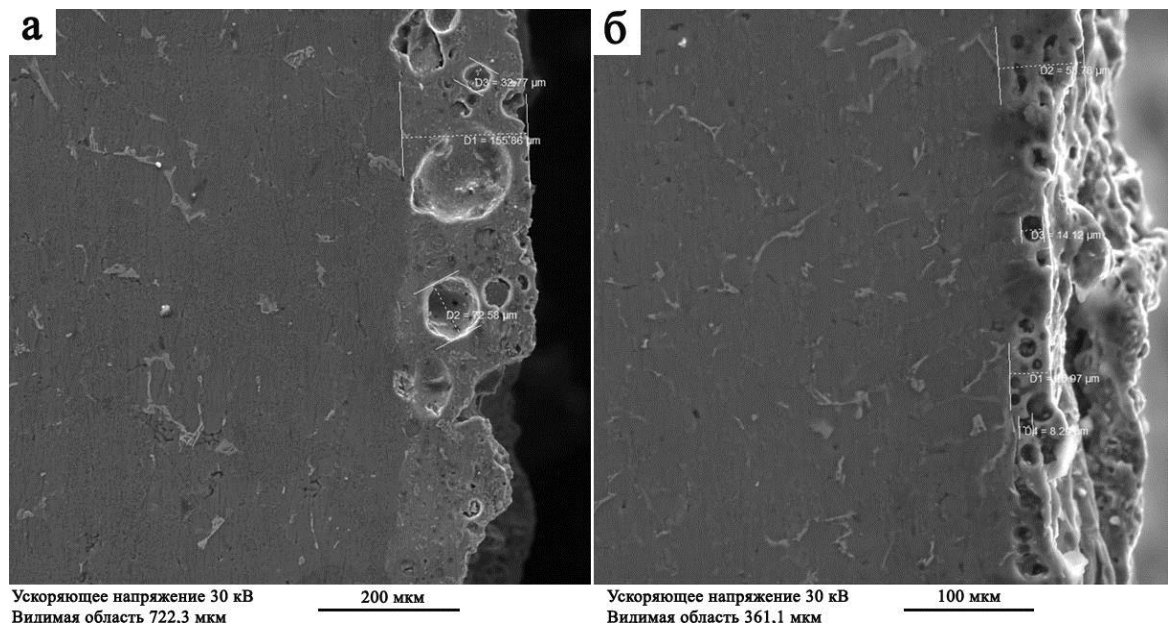
а – структура поверхности после ЭВЛ по режиму 5 с выбранными для микрорентгеноспектрального анализа областями; б – структура поверхности после ЭВЛ по режиму 6 с выбранными для микрорентгеноспектрального анализа областями

Рисунок 6.27 – Электронно-микроскопические изображения поверхности образца после ЭВЛ

Таблица 6.11 – Элементный состав отдельных зон поверхности образца, модифицированного по режимам 5 и 6. Результаты представлены в масс. %

Область	O	F	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu	Y
Режим 5. Микрофотография представлена на рисунке 5.26а										
1	5,03	0,7	1,4	76,32	11,61	0,82	0,13	1,32	2,28	0,39
2	15,3	4,5	0,83	20,59	2,01	17,79	0,56	7,64	1,35	29,43
3	28,05	1,78	0,18	15,13	1,57	12,55	0,63	4,16	1,29	34,66
Режим 6. Микрофотография представлена на рисунке 5.26б										
1	18,49	1,84	0,48	43,26	4,04	13,26	0,42	5,25	1,63	11,33
2	18,76	2,8	0,17	15,06	1,53	7,07	0,37	4,6	1,21	48,43
3	19,35	1,9	0,18	13,55	1,08	6,89	0,51	7,03	4,2	45,31
4	27,96	1,47	0,11	13,8	2,3	8,83	0,24	2,32	0,51	42,46

Общий вид поверхности поперечного шлифа модифицированных по режимам 5 и 6 образцов представлен на рисунке 6.28. Можно увидеть, что толщина покрытия составляет порядка 155 мкм (для режима 5) и порядка 60 мкм (для режима 6), присутствует большое количество микропор различного диаметра от 32 мкм до 72 мкм. Следует отметить, что при режиме ЭВЛ 5 микропоры преимущественно образуются внутри напыленного слоя и не выходят на поверхность, чего нельзя сказать об образце, модифицированном по режиму 6. Кроме того, можно заметить, что структура поверхности напыления (режим 5) более однородна по толщине. На расстояниях больше 155 мкм, для режима 5 (рисунок 6.28 а) и на расстоянии 60 мкм, для режима 6 (рисунок 6.28 б) структура становится относительно однородная. Вероятнее всего это подложка из сплава АК10М2Н, на которую происходило напыление, на это указывают отдельные интерметаллидные включения, обогащенные Ni, которые легко идентифицировать по карте распределения химических элементов полученной в рентгеновском излучении атомов Ni, представленной на рисунке 6.30.



а – структура поперечного сечения образца после ЭВЛ по режиму 5 (центральная часть); б – структура поперечного сечения образца после ЭВЛ по режиму 6 (центральная часть)

Рисунок 6.28 – Электронно-микроскопические изображения поперечного сечения образца изготовленного из сплава АК10М2Н

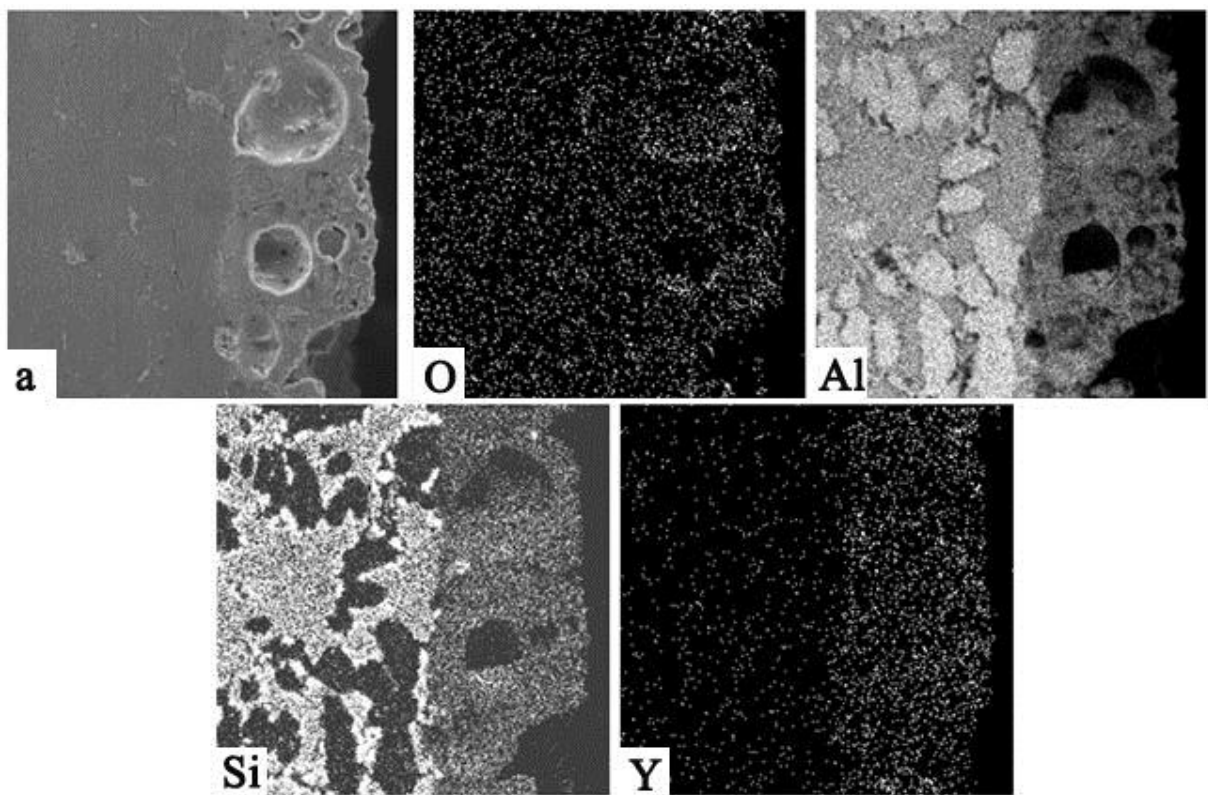


Рисунок 6.29 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 5 (а) и изображения структуры сплава, полученные в рентгеновском излучении атомов O, Al, Si, Y

Картирование поперечного сечения образца показано на рисунках 6.29 и 6.30. Можно увидеть, что химический состав модифицированного слоя обогащен атомами Al, Y и O, указанные элементы совпадают с компонентами импульсной многофазной плазменной струи, что указывает на принадлежность рассматриваемого слоя к напыляемому покрытию.

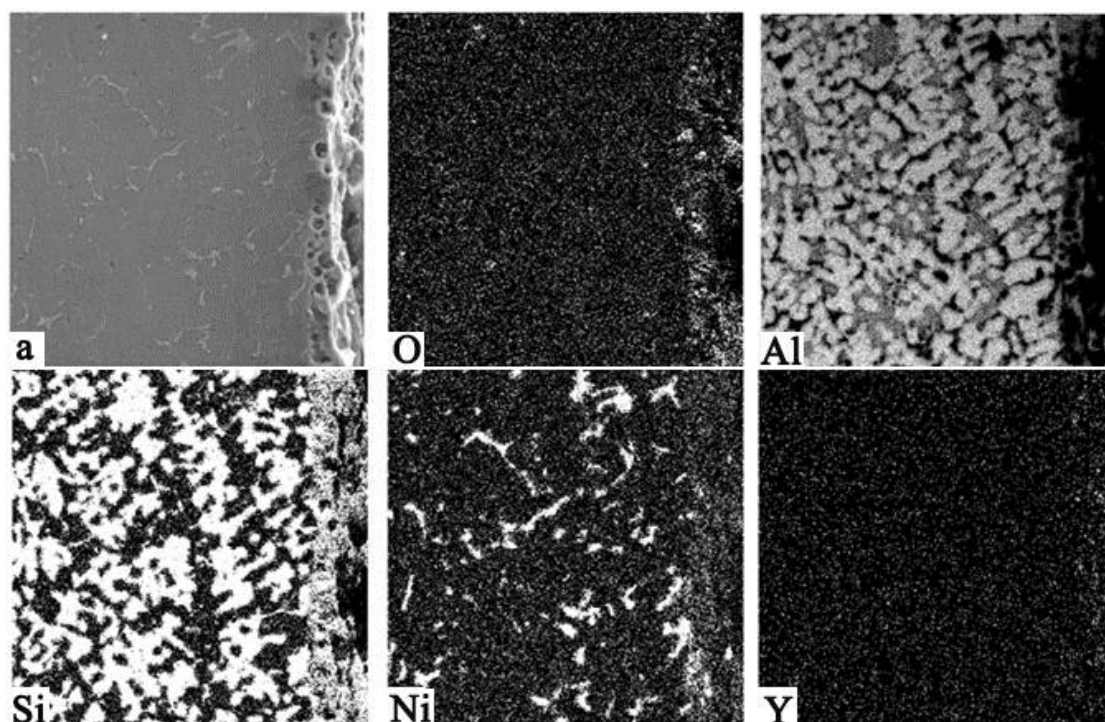


Рисунок 6.30 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н после ЭВЛ по режиму 6 (а) и изображения структуры сплава, полученные в рентгеновском излучении атомов O, Al, Si, Ni, Y

Таким образом, подводя итог исследованиям морфологии, элементного и фазового состава поверхности сплава АК10М2Н, модифицированного системой  $\text{Al-Y}_2\text{O}_3$ , можно сказать, что независимо от режима ЭВЛ на поверхности сплава формируется слой неоднородный как по толщине, так и по структурным составляющим. Во всей толще модифицированного слоя присутствуют поры, размеры пор изменяются от единиц до десятков микрометров. Крупные поры соседствуют с мелкими. Легирующие элементы неоднородно распределены по поверхностному слою, их концентрация достаточно высока по сравнению с элементным составом сплава в исходном состоянии.

Для режимов обработки 1 и 2 характерно образование достаточно крупных агломератов, размеры, которых снижаются с увеличением напряжения разряда, для режима 1 размеры составляют (0,4-0,7) мм, для режима 2 (100-150) мкм.

В некоторых местах при режиме ЭВЛ 3 наблюдается достаточно продолжительные расщелины между подложкой и покрытием, длина которых достигает ~ 200 мкм. При режиме ЭВЛ 4 на границе модифицированного слоя с подложкой, в объеме подложки, наблюдаются тонкие выделения интерметаллидной фазы.

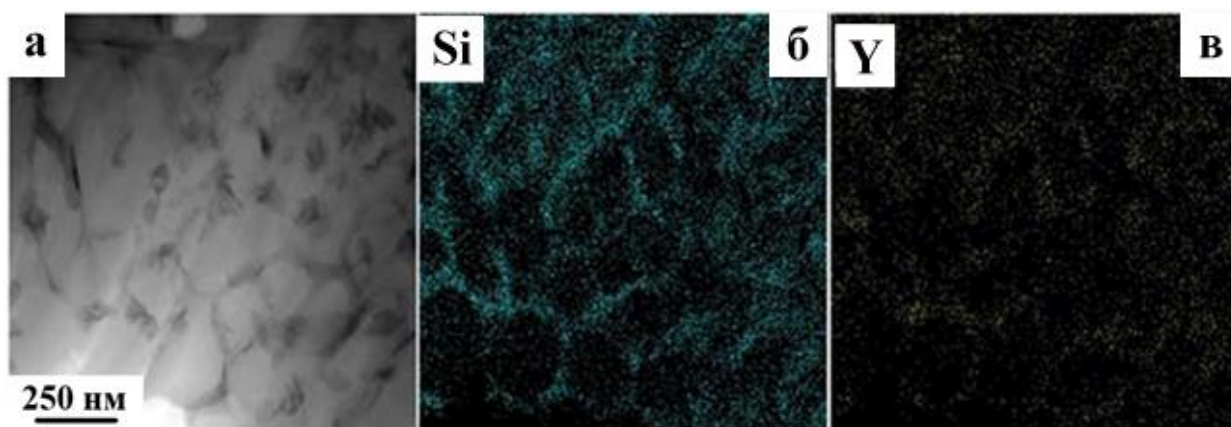
Минимальные и максимальные значения толщины модифицированного слоя зависят от режима ЭВЛ и увеличиваются с увеличением массы порошковой навески. Максимальная толщина покрытия получена при режиме обработки 5 и составляет порядка 155 мкм, кроме того, для данного режима характерна более однородна (из всех изученных) по толщине и составу структура модифицированного слоя.

ЭВЛ с параметрами, соответствующими режиму 6 приводит к фрагментации структуры поверхности, на отдельные зоны разделенные микротрещинами, очевидно, что данные трещины возникают в результате высокоскоростного охлаждения.

#### **6.4 Тонкая структура и фазовые превращения поверхностного слоя сплава АК10М2Н, подвергнутого ионно-плазменному воздействию оксидом иттрия**

Тонкую структуру и фазовый состав поверхностного слоя сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭВЛ по режиму 2, также анализировали методами ПЭМ тонких фольг. Установлено, что в результате высокоскоростного охлаждения модифицированного слоя, имеющего место при ЭВЛ, в поверхностном слое формируется структура ячеистой кристаллизации алюминия (рисунок 6.31). Размер ячеек кристаллизации изменяется в пределах (200-450) нм. По границам ячеек располагаются прослойки второй фазы. Методами

микрорентгеноспектрального анализа установлено, что прослойки сформированы атомами кремния и иттрия.

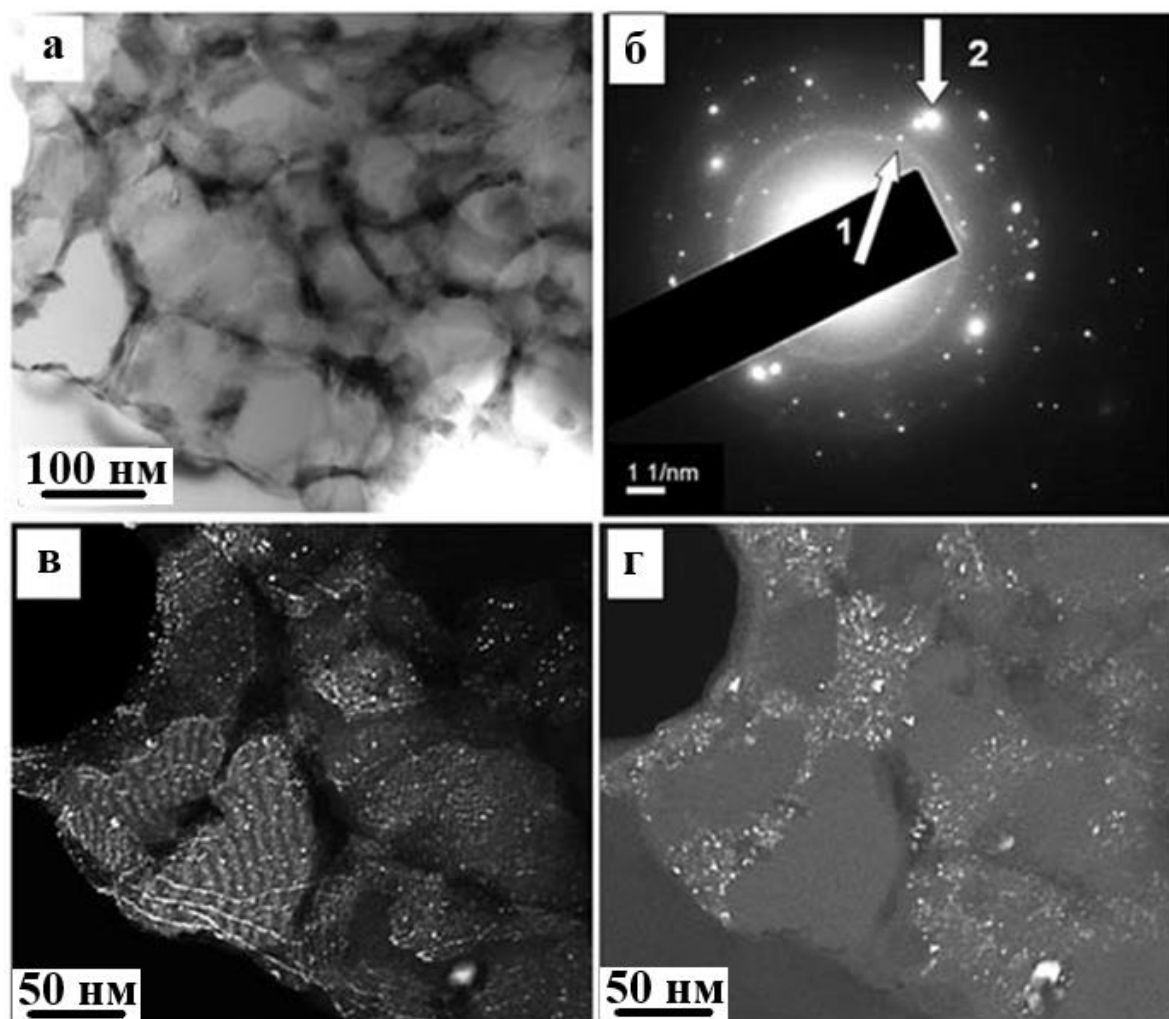


а – светлпольное изображение; б – изображение, полученное в рентгеновском излучении атомов кремния; в – изображение, полученное в рентгеновском излучении атомов иттрия

Рисунок. 6.31 – Микрорентгеноспектральный анализ (метод картирования) элементного состава сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭВЛ (метод STEM)

Результаты количественного анализа элементного состава участка образца, представленного на рисунке 6.31а, показали наличие следующих элементов Si (6,8 масс. %), Mg (1,4 масс. %), Ni (1,0 масс. %), Fe (0,5 масс. %), Y (1,5 масс. %), O (0,5 масс. %). Обращает на себя внимание низкая концентрация атомов кислорода, что может косвенно свидетельствовать об отсутствии оксидной фазы на границах ячеек кристаллизации.

Фазовый анализ поверхностного слоя сплава, подвергнутого ЭВЛ, исследовали методами ПЭМ с привлечением методики темнопольного анализа и индицирования соответствующих микроэлектроннограмм (рисунок 6.32).



а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма, стрелками указаны рефлексy, в которых получены темные поля; в – темное поле, полученное в рефлексах, обозначенных 2  $[111]\text{Al} + [112]\text{YSi}_2$ ; г – темное поле, полученное в рефлексах 1  $[111]\text{Si} + [111]\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  (кольцо)

Рисунок 6.32 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭВЛ

Анализ рисунка 6.32 показывает, что поверхностный слой сплава, подвергнутого ЭВЛ, обладает структурой ячеистой кристаллизации. Отчетливо видно, что ячейки имеют овальную форму. Размеры ячеек изменяются в пределах от 150 нм до 350 нм. Микродифракционный анализ показал, что ячейки являются твердым раствором на основе алюминия (рисунок 6.32 г). В объеме ячеек методами темнопольного анализа выявляются частицы второй фазы; размеры частиц изменяются в пределах единиц нанометров (рисунок 6.32 в). Анализ



микроэлектроннограммы (рисунок 6.32 б) дает основание сказать, что данные частицы являются силицидами иттрия состава  $YSi_2$ . Ячейки алюминия разделены прослойками второй фазы. Анализ микроэлектроннограммы (рисунок 6.32) показывает, что прослойки сформированы кремнием и силикатом иттрия состава  $Y_2Si_2O_7$ .

Методами ПЭМ анализа установлено, что в поверхностном слое сплава АК10М2Н, после ЭВЛ, формируется многослойная тонкая структура. Характерное электронно-микроскопическое изображение такой структуры, приведено на рисунке 6.33.

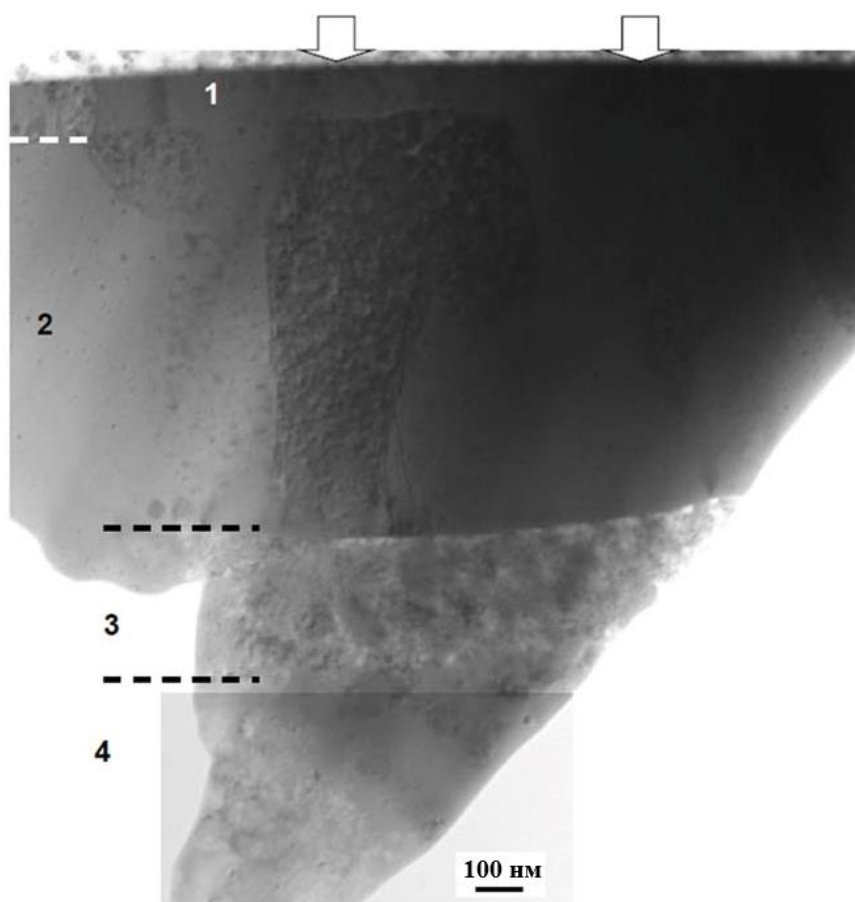


Рисунок 6.33 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Al-Si-Y-O. Стрелками показана поверхность воздействия ЭВЛ, цифрами обозначены номера выявленных слоев

Отчетливо видно, что формируется многослойная структура, представленная поверхностным слоем (слой 1), промежуточными слоями (слой 2 и слой 3) и переходным слоем (слой 4). Самым протяженным из выявленных



слоев является слой 2, толщина которого  $\approx 900$  нм, самым тонким является слой 1 -  $\approx 100$  нм. Формирование многослойной структуры может быть обусловлено действием ряда факторов: градиентом температурного поля, вариацией элементного состава, градиентом скорости охлаждения и т.д.

Элементный состав участка поверхностного слоя сплава, представленного на рисунке 6.33, определяли методами микрорентгеноспектрального анализа. Результаты анализа приведены в таблице 6.12. В результате выполненных исследований установлено, что анализируемый объем фольги является многоэлементным сплавом, основные элементы которого кислород, алюминий, иттрий кремний и титан.

Таблица 6.12 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка фольги, представленного на рисунке 6.33.

Элемент	Энергия возбуждения, кэВ	Относительное содержание, ат. %
O (K)	0,525	49,80
Al (K)	1,486	27,18
Si (K)	1,739	0,60
Ti (K)	4,508	1,27
Fe (K)	6,398	0,25
Ni (K)	7,471	0,19
Y (L)	1,922	20,71

Метод картирования позволил выявить предпочтительное расположение данных элементов в анализируемом материале. Представленные на рисунке 6.34 результаты картирования показывают, что атомы кислорода и иттрия расположены предпочтительно в слоях 1, 2 и 4; атомы алюминия – в слое 3; атомы кремния и титана - в слоях 1-3.

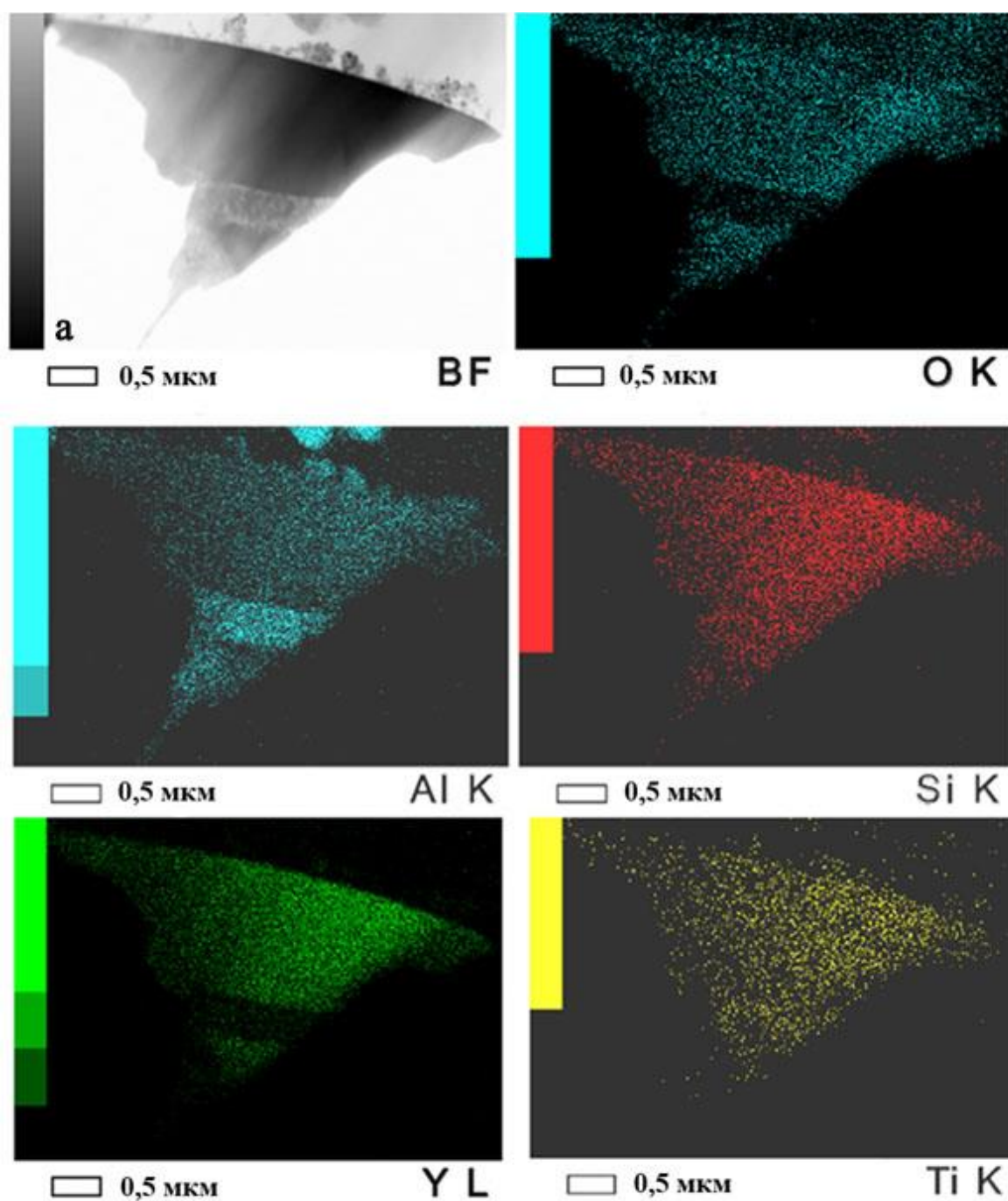


Рисунок 6.34 – Карты распределения атомов элементов, формирующих поверхностный слой участка образца сплава АК10М2Н, электронно-микроскопическое изображение которого представлено на (а)

Фазовый состав и дефектную субструктуру представленных на рисунке 6.33 слоев анализировали методами дифракционной электронной микроскопии. Предваряя данные исследования, провели анализ фазообразования, имеющего место в системе Al-Si-Y в равновесных условиях. Система Al-Si относится к простому эвтектическому типу с небольшой растворимостью компонентов друг в

друге в твердом состоянии [271]. Максимальная растворимость Si в твердом ( $A_1$ ) наблюдается при эвтектической температуре 577 °C и равна  $\sim 1,5 \pm 0,1$  ат.% (ат.). Следовательно, в системе Al-Si можно говорить о существовании твердого раствора на основе алюминия. Максимальное значение растворимости  $A_1$  в (Si) очень мала и равна  $0,016 \pm 0,003$  ат.% при температуре 1190 °C, что свидетельствует о присутствии в системе практически чистых кристаллов кремния.

В системе Al-Y содержится пять интерметаллических соединений ( $Al_3Y$ ,  $Al_2Y$ ,  $AlY$ ,  $Al_2Y_3$  и  $AlY_2$ ), которые образуются в результате разных реакций. Соединения  $Al_2Y$  и  $Al_2Y_3$  плавятся конгруэнтно при температурах 1485 °C и 1100 °C, соответственно. Соединения  $Al_3Y$ ,  $AlY$  и  $AlY_2$  образуются по перитектическим реакциям при температурах 980 °C, 1130 °C и 985 °C, соответственно. В системе имеют место две эвтектических реакции:  $L \leftrightarrow (Al) + Al_3Y$  и  $L \leftrightarrow (Y) + AlY_2$  при температурах 639 °C и 960 °C соответственно. Растворимость Y в (Al) невысокая и составляет 0,052 % (ат.) [271].

В системе Si-Y установлено существование пяти интерметаллических соединений:  $Y_5Si_3$ ,  $Y_5Si_4$ ,  $YSi$ ,  $YSi_2$ -X ( $YSi_{1.56}$ ) и  $YSi_2$  [271]. Из этих соединений только одно  $Y_5Si_3$  плавится конгруэнтно при 1875 °C. Соединение  $YSi_2$  является метастабильным. В системе Si-Y наблюдаются два эвтектических превращения:  $L \leftrightarrow Y_3Si_5 + (Si)$  и  $L \leftrightarrow (\alpha Y) + Y_5Si_3$  при температурах 1230 °C и 1260 °C соответственно [271].

В системе Al-Si-Y из трех сплавов образующих элементов кремний относят к неметаллам, поскольку кремний довольно легко присоединяет еще четыре электрона. Атомы Si имеют четыре электрона на внешних  $s$ - и  $p$ -оболочках –  $[Ne]3s^23p^2$ . Другие два сплавообразующих элемента в этой системе являются металлами и обладают кардинально отличными электронными конфигурациями: Al –  $[Ne]3s^23p^1$  и Y –  $[Kr] 5d^16s^2$ . Это отражает важную роль электронных факторов в проблеме стабильности и образования интерметаллических соединений на основе этих элементов.

На рисунке 6.35 представлены изотермические сечения тройной системы Al–Si–Y [272, 273] из анализа которых следует возможность образования в сплаве шести трехкомпонентных соединений:  $\tau_1(\text{Y}_5\text{Al}_{14}\text{Si})$ ,  $\tau_2(\text{Y}_6\text{Al}_3\text{Si})$ ,  $\tau_3(\text{Y}_{33.3}\text{Al}_{46.7}\text{Si}_{20})$ ,  $\tau_4(\text{YAl}_2\text{Si})$ ,  $\tau_5(\text{Y}_{33.3}\text{Al}_{36.7}\text{Si}_{30})$ ,  $\tau_6(\text{YAl}_2\text{Si}_2)$ . Очевидно, что наличие в поверхностном слое сплава атомов кислорода внесет свои коррективы в фазовый состав материала.

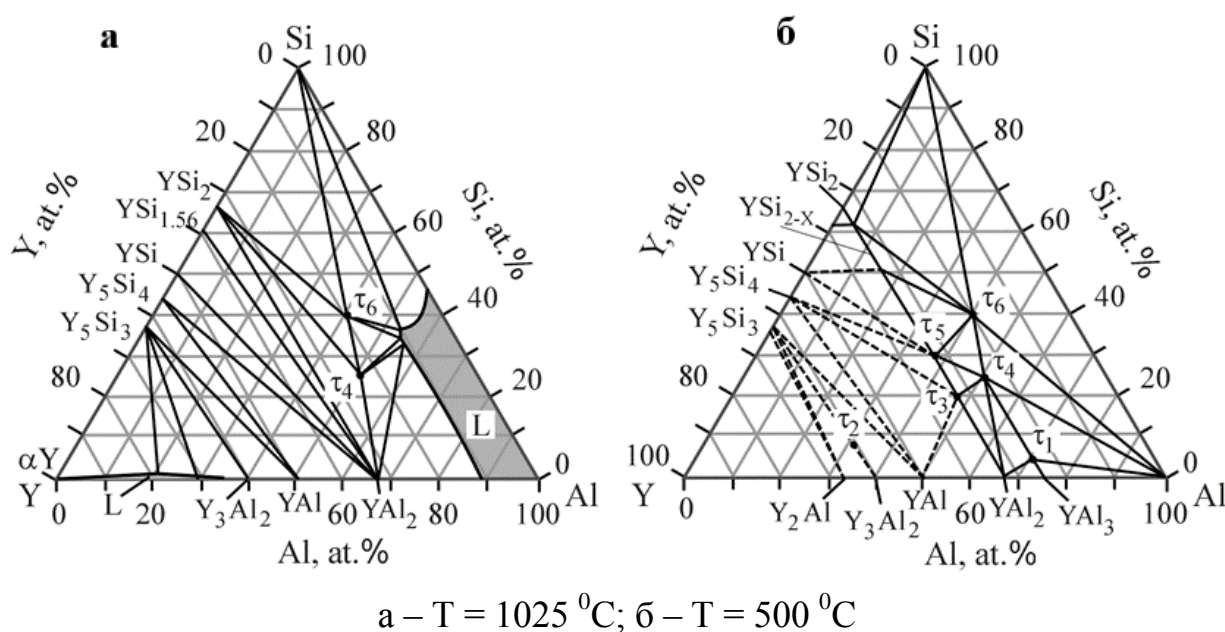
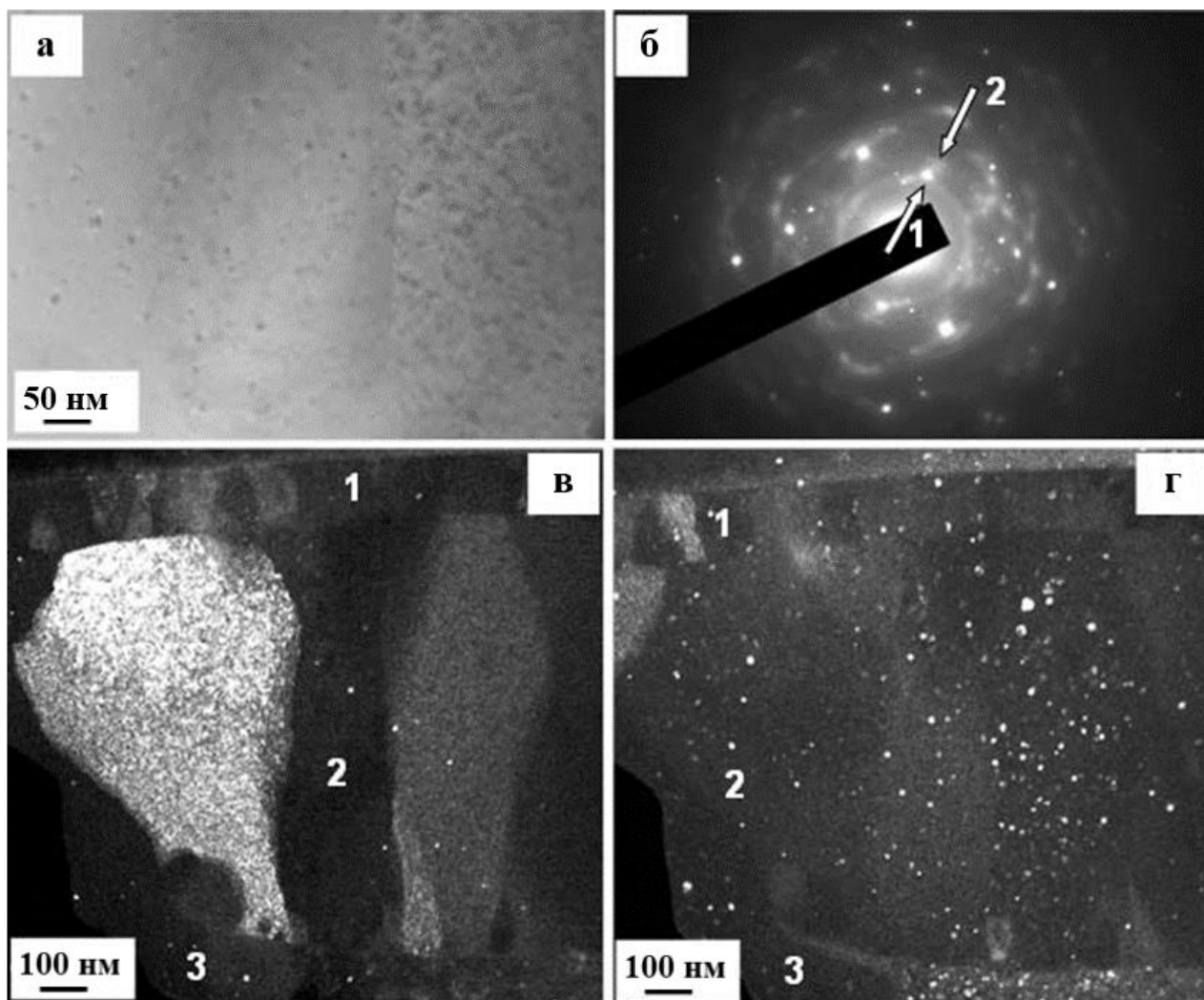


Рисунок 6.35 – Изотермические сечения тройной системы Al-Si-Y при разных температурах [273]

На рисунке 6.36 приведены результаты анализа структуры и фазового состава слоев 1 и 2. Отчетливо видно, что данные слои имеют столбчатую структуру. Поперечные размеры столбцов слоя 1 изменяются в пределах от 60 нм до 75 нм. Поперечные размеры столбиков слоя 2 изменяются в пределах от 250 нм до 600 нм. Индицирование микроэлектронограммы (рисунок 6.36 б) свидетельствует о том, что данные слои сформированы оксидом иттрия  $\text{Y}_2\text{O}_3$ .

Слой 1 и слой 2 содержат включения второй фазы. Частицы имеют округлую форму; размеры частиц изменяются в пределах от 5 нм до 12 нм (рисунок 6.36г). Индицирование микроэлектронограммы, представленной на

рисунке 6.36 б указывает на то, что данные частицы являются алюмосиликатами состава  $\text{Al}_2\text{SiO}_5$ .



а – светлопольное изображение слоя 2; б – микроэлектронограмма участка (а); в, г – темные поля, полученные в рефлексах  $[111]\text{Y}_2\text{O}_3$  (рефлекс 1 на (б)) и  $[031]\text{Al}_2\text{SiO}_5$  (рефлекс 2, на (б)), соответственно.

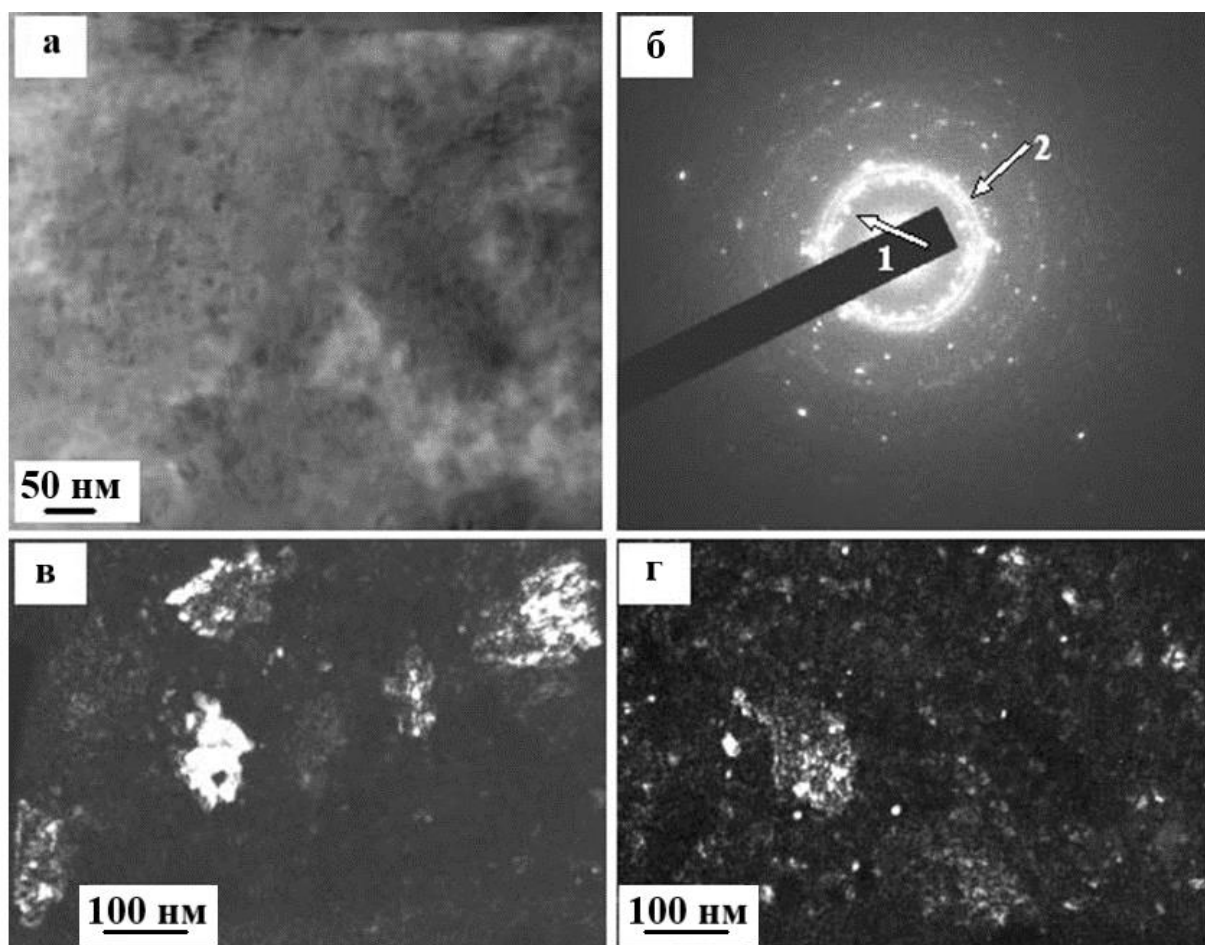
Цифрами на (в) и (г) указаны слои, соответственно рисунку 6.33

Рисунок 6.36– Электронно-микроскопическое изображение структуры слоев 1 и 2, указанных на рисунке 6.33

Результаты электронно-микроскопического микродифракционного анализа структурно-фазового состояния слоя 3 представлены на рисунке 6.37. Отчетливо видно, что слой имеет нанокристаллическую структуру, размеры кристаллитов изменяются в пределах (5-10) нм (рисунок 6.37 а). Кристаллиты объединены в разориентированные области, размеры которых составляют (80-150) нм



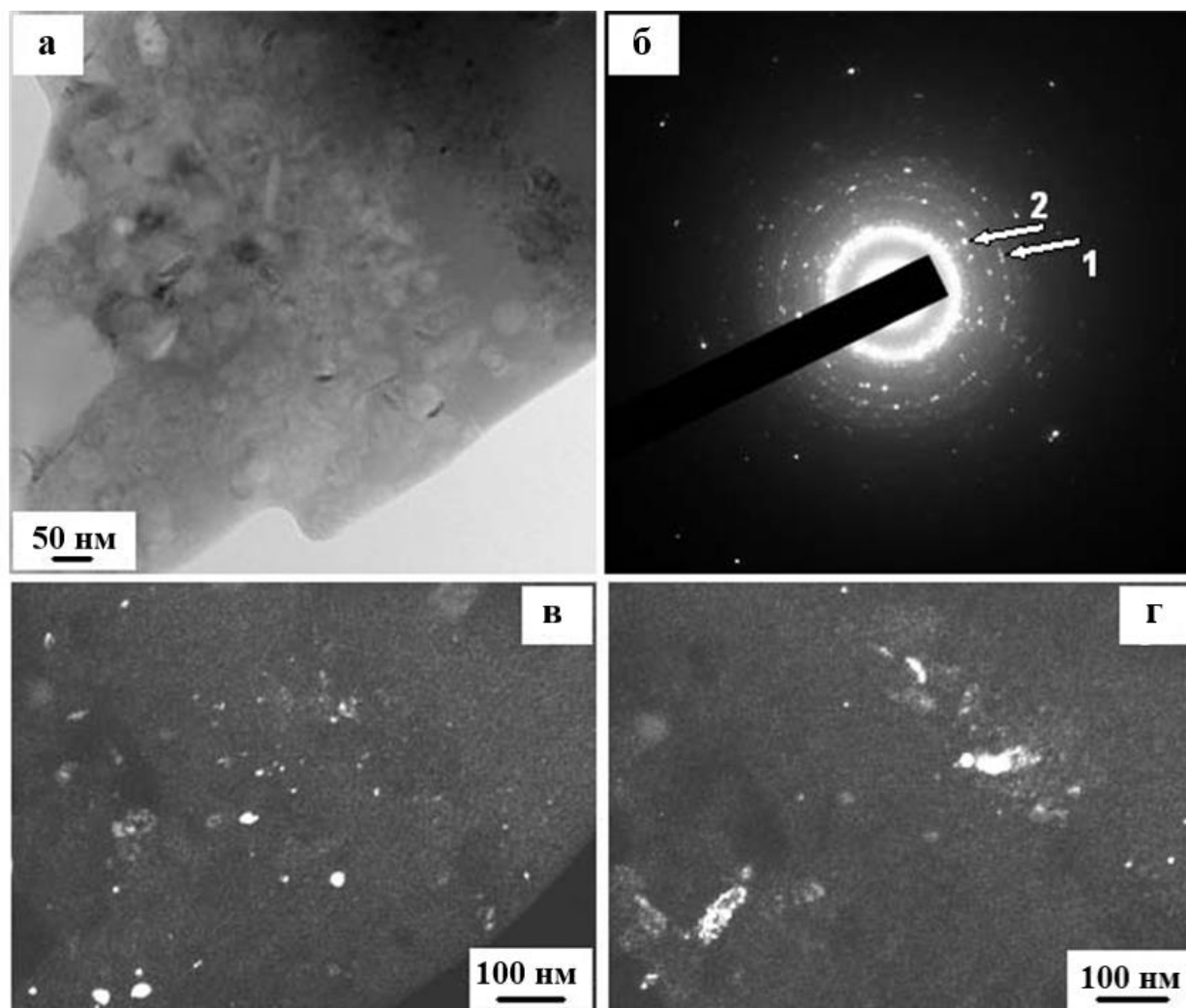
(рисунок 6.37 в). Индицирование микроэлектроннограммы, полученной с такой структуры (рисунок 6.37 б), позволило выявить рефлексы оксида алюминия состава  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (рисунок 6.37 в) и алюмосиликата состава  $\text{Al}_2\text{SiO}_5$  (рисунок 6.37 г).



а – светлопольное изображение; б – микроэлектроннограмма участка (а); в, г – темные поля, полученные в рефлексах  $[200]\text{Al}_2\text{O}_3$  (рефлекс 1 на (б)) и  $[131]\text{Al}_2\text{SiO}_5$  (рефлекс 2, на (б)), соответственно

Рисунок 6.37 – Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя 3, указанного на рисунке 6.33

На рисунке 6.38 представлены результаты электронно-микроскопического микродифракционного анализа структуры и фазового состава слоя 4, указанного на рисунке 6.38. Данный слой, как и слой 3, имеет нанокристаллическое строение. Размеры кристаллитов изменяются в пределах до 50 нм. Микродифракционный анализ слоя 4 с последующим индицированием микроэлектроннограммы позволил выявить рефлексы алюминиды иттрия состава  $\text{Y}_3\text{Al}_2$  (рисунок 6.38 в) и силиката иттрия состава  $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  (рисунок 6.38 г).



а – светлопольное изображение; б – микроэлектроннограмма участка (а); в, г – темные поля, полученные в рефлексах  $[224]\text{Y}_3\text{Al}_2$  (рефлекс 1 на (б)) и  $[311]\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  (рефлекс 2, на (б)), соответственно

Рисунок 6.38 – Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя 4, указанного на рисунке 6.33

Таким образом, жидкофазное легирование сплава АК10М2Н атомами иттрия и кислорода, реализующееся в условиях сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, имеющих место при воздействии ЭВЛ, позволяет формировать в поверхностном слое материала многослойную многофазную нанокристаллическую структуру, представленную преимущественно оксидами и силикатами алюминия и иттрия.

Выполнен термодинамический анализ фазовых превращений, имеющих место в равновесных условиях в системе Al-Si-Y; выявлена возможность образования в сплаве шести трехкомпонентных соединений:  $\tau_1$  ( $Y_5Al_{14}Si$ ),  $\tau_2$  ( $Y_6Al_3Si$ ),  $\tau_3$  ( $Y_{33.3}Al_{46.7}Si_{20}$ ),  $\tau_4$  ( $YAl_2Si$ ),  $\tau_5$  ( $Y_{33.3}Al_{36.7}Si_{30}$ ),  $\tau_6$  ( $YAl_2Si_2$ ). Осуществлено модифицирование поверхностного слоя сплава путем обработки плазмой, формирующейся при электрическом взрыве фольги алюминия с навеской порошка оксида иттрия. Методами электронной дифракционной микроскопии осуществлен анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры поверхностного модифицированного слоя. Выявлено образование многослойной, многофазной нанокристаллической структуры, сформированной преимущественно оксидами и силикатами алюминия и иттрия.

### 6.5 Выводы по разделу 6

1. Методом ЭВЛ осуществлено модифицирование поверхностного слоя сплава АК10М2Н системой Al- $Y_2O_3$ , в шести различных режимах.
2. Распределение профиля HV по глубине показало, что HV, как в зернах, так и в эвтектике модифицированных образцов, снижается (независимо от режима ЭВЛ) по мере удаления от поверхности модифицирования и на глубине порядка 100 мкм становится равно значению исходного материала.
3. Определены оптимальные режимы обработки, приводящие к максимальному увеличению HV: режим 2 (напряжение разряда – 2,8 кВ; масса алюминиевой фольги – 58,9 мг.; масса порошка  $Y_2O_3$  – 58,9 мг.) и режим 5 (напряжение разряда – 2,6 кВ; масса алюминиевой фольги – 58,9 мг.; масса порошка  $Y_2O_3$  – 88,3 мг.)
4. Выявлено, что ЭВЛ с оптимальными параметрами приводит к формированию поверхности износостойкость, HV и нанотвердость которой многократно превышает значения сплава в исходном состоянии.
5. Исследования структуры профиля поверхности сплава АК10М2Н методами металлографической и атомно-силовой микроскопии показали, что ЭВЛ приводит к формированию многослойной структуры, которая состоит из



высокопористого покрытия, неоднородного по толщине, слоя жидкофазного легирования и слоя термического влияния.

6. Установлено, что ЭВЛ сопровождается формированием высокопористого поверхностного слоя толщиной 50 – 150 мкм, характеризующегося неоднородностью в распределении легирующих элементов (кремния, иттрия и кислород), субмикро- и наноразмерной многофазной структурой, упрочняющими фазами которой являются частицы кремния,  $Y_2O_3$ ,  $YSi_2$  и  $Y_2Si_2O_7$ ,

7. Методами электронной дифракционной микроскопии осуществлен анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры поверхностного модифицированного слоя. Выявлено образование многослойной, многофазной нанокристаллической структуры, сформированной преимущественно оксидами и силикатами алюминия и иттрия.

## **7 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА АК10М2Н ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО- ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

Раздел 7 посвящён исследованию сплава АК10М2Н, подвергнутого электронно-ионно-плазменной обработке состоящей из последовательного ЭВЛ системой Al-Ti-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (масса фольги Al-Ti 58,9 мг., масса порошковой навести Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 58,9 мг. и 88,3 мг., напряжение разряда 2,6 кВ и 2,8 кВ) и обработки сформированного покрытия ИИЭП по режимам 25 Дж/см<sup>2</sup> и 35 Дж/см<sup>2</sup> [212, 274-276].

Установлено, что электронно-ионно-плазменная обработка, независимо от режима, сопровождается увеличением износостойкости и HV, снижением коэффициента трения поверхности сплава АК10М2Н [277-281]. Структурно-фазовые методы исследования обнаружили формирование поверхностного слоя с неоднородным распределением атомов легирующих элементов [282-283], состоящего из многофазной субмикро- наноразмерной структуры, размеры кристаллитов которой изменяются в пределах от единиц до сотен нанометров [284-286].

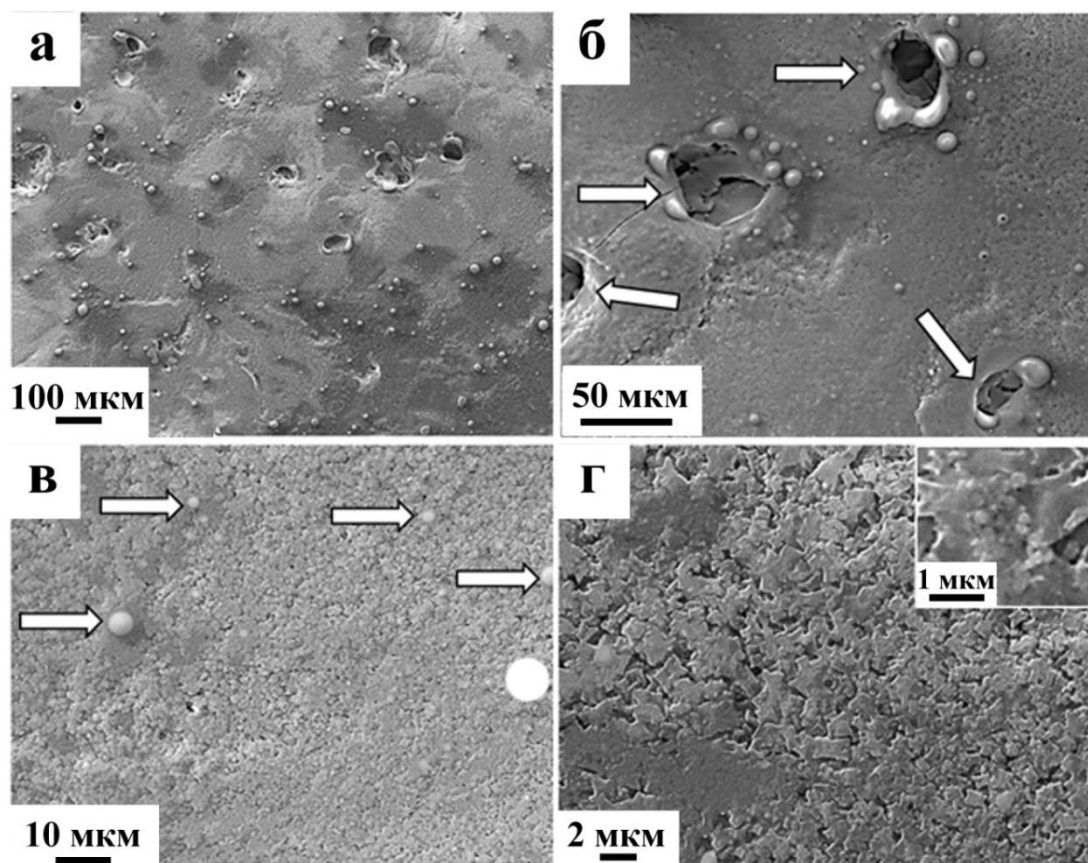
Полученные экспериментальные данные зарегистрированы в виде одной базы данных [287].

### **7.1 Структурно-фазовые состояния, элементный состав и параметры кристаллического строения сплава АК10М2Н после электронно-ионно-плазменных воздействий**

Характерные электронно-микроскопические изображения структуры, полученное методами СЭМ, поверхности сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭИПО по режиму 1 (таблица 2.5), приведены на рисунке 7.1.

Отчетливо видно, что в результате обработки формируется рельефная поверхность, содержащая большое количество микрократеров (рисунок 7.1 а, б, микрократеры указаны стрелками) и частиц капельной фракции (рисунок 7.1 в, частицы указаны стрелками). Формирующийся поверхностный слой разбит на

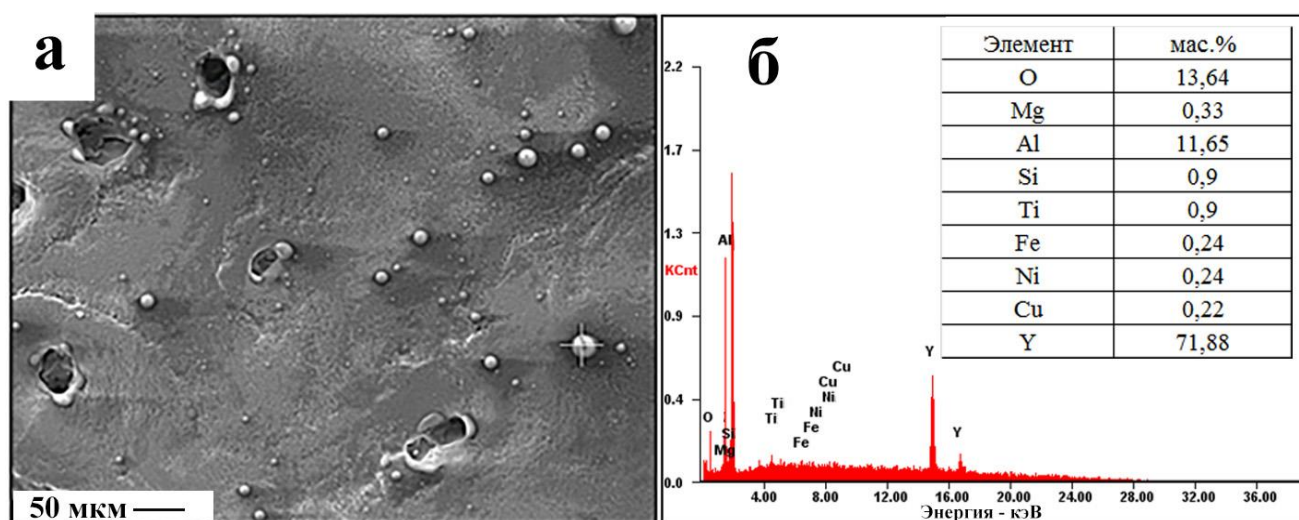
области, размеры которых не превышают 1 мкм (рисунок 7.1 г). Области имеют поликристаллическое строение; размеры кристаллитов изменяются в пределах от 60 нм до 100 нм (рисунок 7.1 г, вставка).



а – структура поверхности; б – микрократеры; в – частицы капельной фракции;  
г – поликристаллиты наноразмерного масштаба

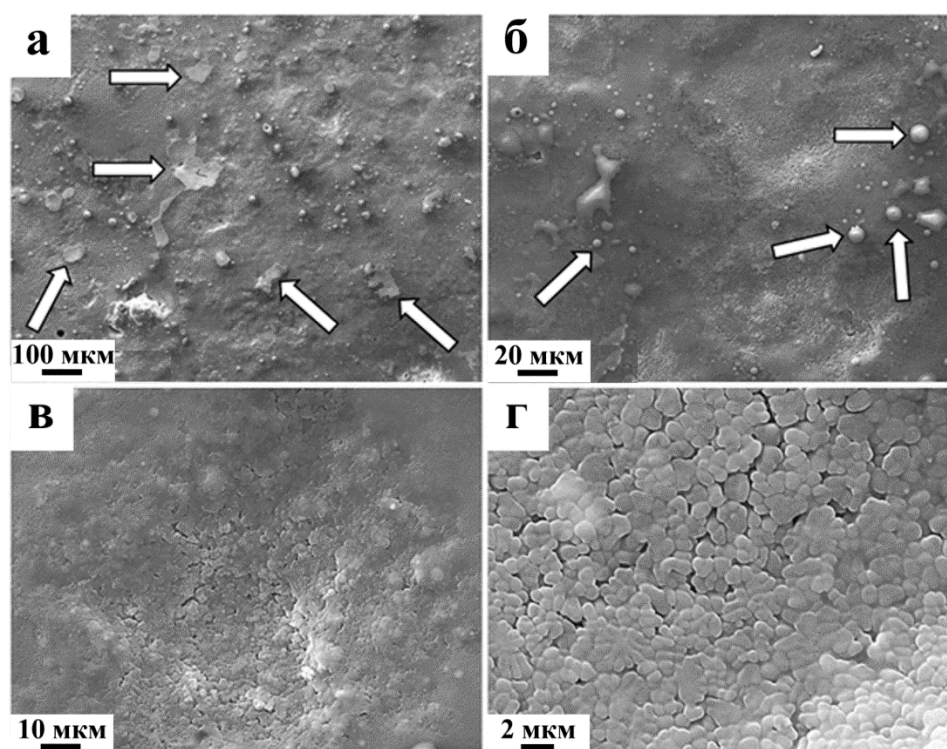
Рисунок 7.1 – Электронно-микроскопические изображения поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режиму 1

Элементный состав поверхностного слоя модифицированного сплава изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Результаты выполненных исследований показали, что в поверхностном слое сплава, обработанного по режиму 1 средняя концентрация атомов иттрия составляет 14,3 масс. %, атомов кислорода – 6,7 масс. %. Концентрация атомов иттрия и кислорода в частицах капельной фракции существенно выше (рисунок 7.2).



а - структура модифицированной поверхности с отмеченной для микрорентгеноспектрального анализа областью; б – рентгенограмма и количественные данные по химическому составу микрокапли, указанной на (а) значком (+)

Рисунок 7.2 – Электронно-микроскопическое изображение и рентгенограмма поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режиму 1



а - тонкопленочные образования; б – частицы капельной фракции округлой формы; в, г – структура ячеистой кристаллизации

Рисунок 7.3 – Электронно-микроскопические изображения поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режиму 2

На рисунке 7.3 приведены характерные электронно-микроскопические изображения структуры (методом СЭМ) поверхности сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭИПО по режиму 2 (таблица 2.5).

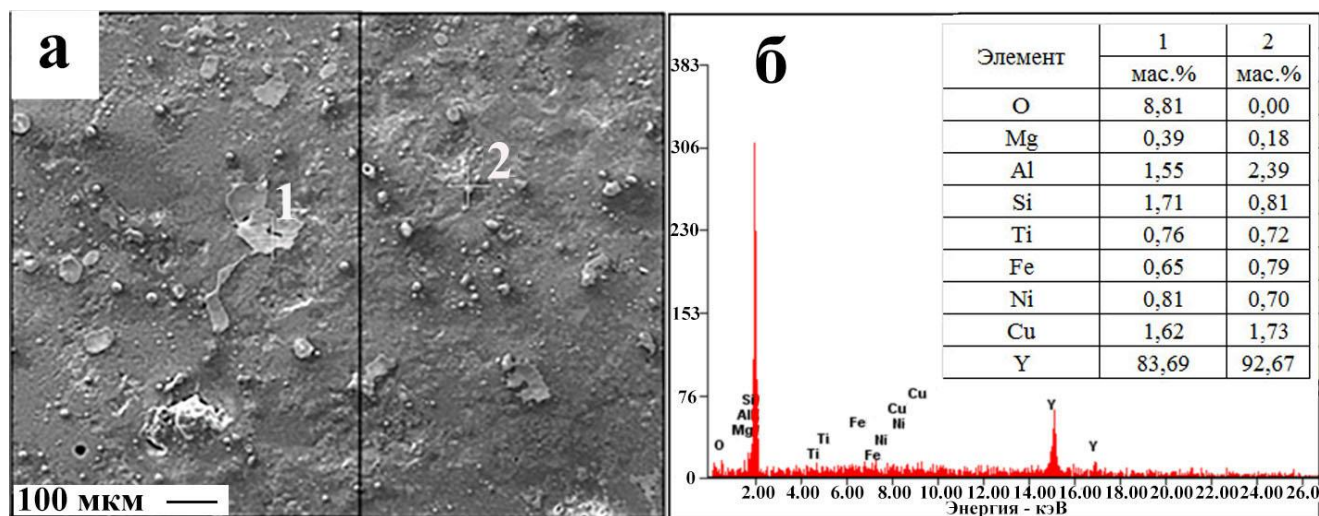
Сравнивая результаты, представленные на рисунках 7.1 и 7.3, можно заключить, что изменение режима ЭВЛ, при неизменном режиме ИИЭП, приводит, во-первых, к существенному снижению количества микрократеров на модифицируемой поверхности, во-вторых, присутствию на поверхности тонкопленочных образований осколочной формы (рисунок 7.3 а, указано стрелками), в-третьих, формированию в поверхностном слое областей, имеющих субмикроструктурную структуру со средним размером кристаллитов 0,83 мкм (рисунок 7.3 в, г).

Исследования элементного состава поверхностного слоя, выполненные методами микрорентгеноспектрального анализа, показали, что в поверхностном слое сплава, обработанного по режиму 2 (таблица 2.5) средняя концентрация атомов иттрия составляет 12,5 масс. %, атомов кислорода – 5,1 масс. %. Выше отмечалось, что на поверхности сплава, обработанного по режиму 2, присутствуют тонкопленочные образования и микрокапли. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что концентрация атомов иттрия и в пленках, и в микрокаплях кратно превышает среднее значение концентрации иттрия; концентрация кислорода в каплях близка к нулю (рисунок 7.4). Минимальная концентрация атомов иттрия (3,5 масс. %; при концентрации атомов кислорода 2,5 масс. %) выявлена в областях, имеющих субмикроструктурную структуру, представленную на рисунок 7.3 в, г.

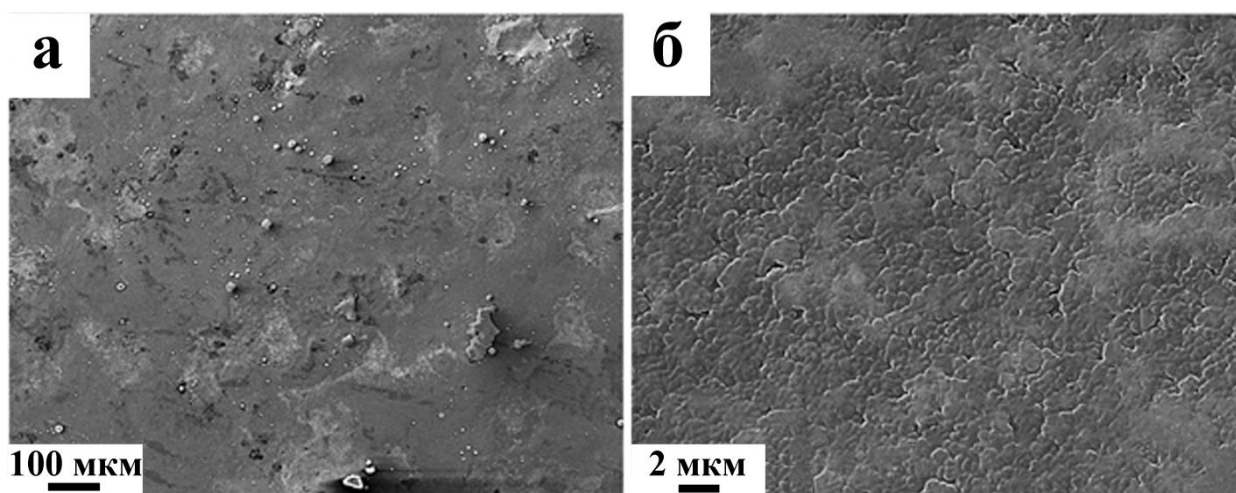
Таким образом, результаты, полученные методами СЭМ модифицированной по режимам 1 и 2 поверхности, показывают, что увеличение в 1,5 раза массы порошка  $Y_2O_3$  в распыляемой навеске и снижение напряжения разряда в 1,1 раза (таблица 2.5) приводит к изменению морфологии поверхности обработки и к незначительному снижению средней концентрации атомов иттрия и кислорода в поверхностном слое материала.



Электронно-микроскопические изображения поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режимам 3 и 4 (таблица 2.5), полученные методами СЭМ, приведены на рисунках 7.5, 7.6.



а - структура модифицированной поверхности с отмеченными для микроанализа областями 1 и 2; б – рентгенограмма и количественные данные по химическому составу областей 1 и 2, указанных на (а)  
Рисунок 7.4 – Электронно-микроскопическое изображение и рентгенограмма поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режиму 2



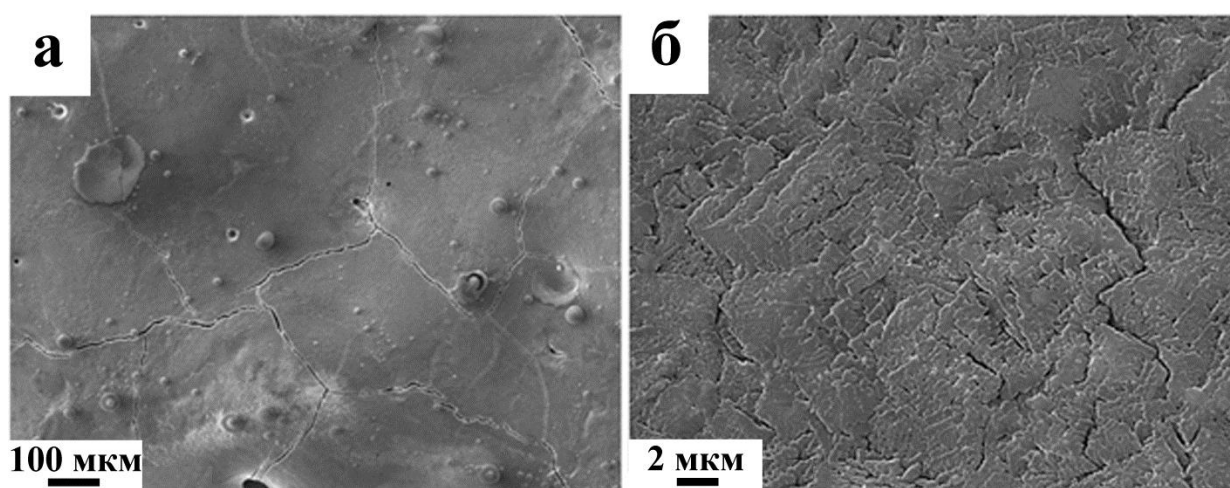
а - рельефная поверхность, содержащая области, различающиеся контрастом; б - субмикрокристаллическая структура

Рисунок 7.5 – Электронно-микроскопические изображения поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режиму 3

Отчетливо видно, что в результате комплексной обработки формируется рельефная поверхность, содержащая области, различающиеся контрастом

(рисунок 7.5 а). Последнее может указывать на неоднородность элементного состава поверхностного слоя материала. Формирующийся поверхностный слой имеет субмикроструктурную структуру, размеры кристаллитов которой не превышают 1 мкм (рисунок 7.5 б).

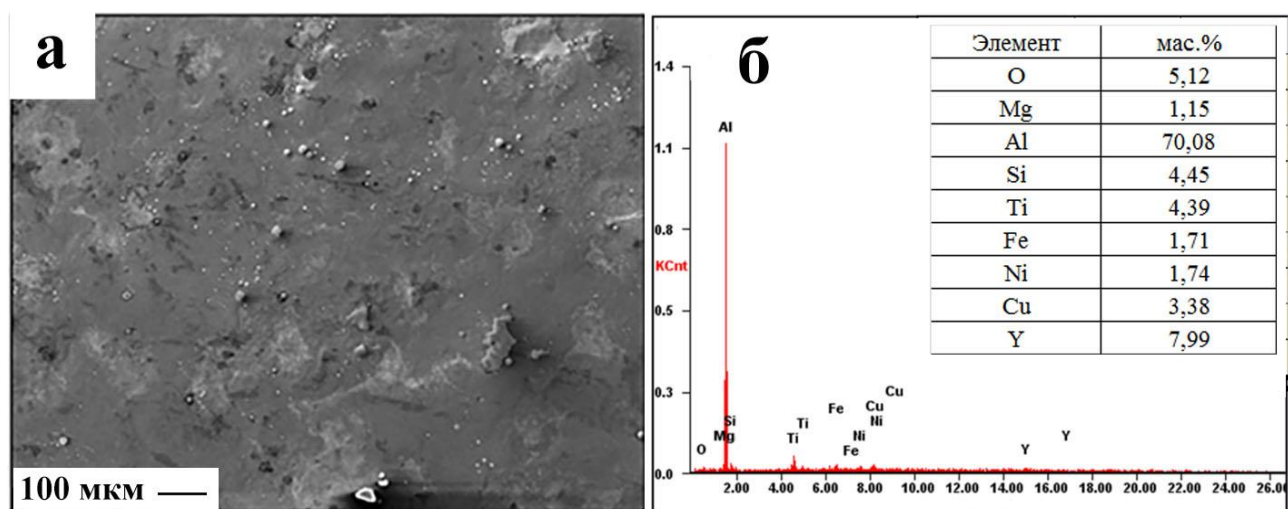
Сравнивая результаты, представленные на рисунках 7.5 и 7.6, можно заключить, что изменение режима ЭВЛ (увеличение на 24,9 мг массы порошка  $Y_2O_3$  в распыляемой навеске и снижение напряжения разряда на 0,2 кВ) приводит к фрагментации поверхностного слоя микротрещинами, на модифицированной поверхности обнаруживаются микропоры, микрократеры, наплывы материала (рисунок 7.6 а). Микроструктура поверхностного слоя сформирована кристаллитами размерами (0,4-0,7) мкм (рисунок 7.6 б).



а – фрагментация модифицированной поверхности микротрещинами, микропоры, микрократеры, наплывы материала; б - субмикроструктурная структура

Рисунок 7.6 – Электронно-микроскопические изображения поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режиму 4

Распределение химических элементов в поверхностном слое модифицированного сплава (изображение которого представлено на рисунке 7.7 а), полученное методами микрорентгеноспектрального анализа, демонстрируется на рисунке 7.7 б.



а - структура модифицированной поверхности; б – рентгенограмма и количественные данные химического состава видимой на (а) области материала

Рисунок 7.7 – Электронно-микроскопическое изображение и рентгенограмма поверхности сплава АК10М2Н после ЭИПО по режиму 4

Можно увидеть, что в поверхностном слое сплава, обработанного по режиму 3, средняя концентрация иттрия составляет 8,3 масс. %. Обработка сплава по режиму 4 приводит к формированию поверхностного слоя, средняя концентрация иттрия в котором составляет 17,9 масс. %. Таким образом, увеличение на 24,9 мг массы порошка  $Y_2O_3$  в распыляемой навеске и снижение напряжения разряда на 0,2 кВ приводит к увеличению концентрации иттрия в поверхностном слое более чем в 2 раза.

Исследование фазового состава поверхностного слоя модифицированного по режимам 1 и 2 сплава проводили методами рентгенофазового анализа. Результаты исследований, представленные в таблице 7.1, показывают, что независимо от режима ЭИПО в поверхностном слое сплава формируется многофазная структура.

Режим ЭИПО существенным образом влияет на фазовый состав материала.

При режиме 1 основной фазой модифицированного слоя является твердый раствор на основе алюминия ( $\approx 71,2$  масс. %); в существенно меньшем количестве присутствуют фазы  $SiO_2$ ,  $YAlO_3$  и  $YSi_2$ . Переход к режиму 2 сопровождается, во-



первых, увеличением количества фаз, во-вторых, существенным (более чем в 2,5 раза) снижением относительного содержания твердого раствора на основе алюминия, в-третьих, увеличением в  $\approx 2,2$  раза относительного содержания оксида кремния, в-четвертых, присутствием оксида иттрия и металлического иттрия.

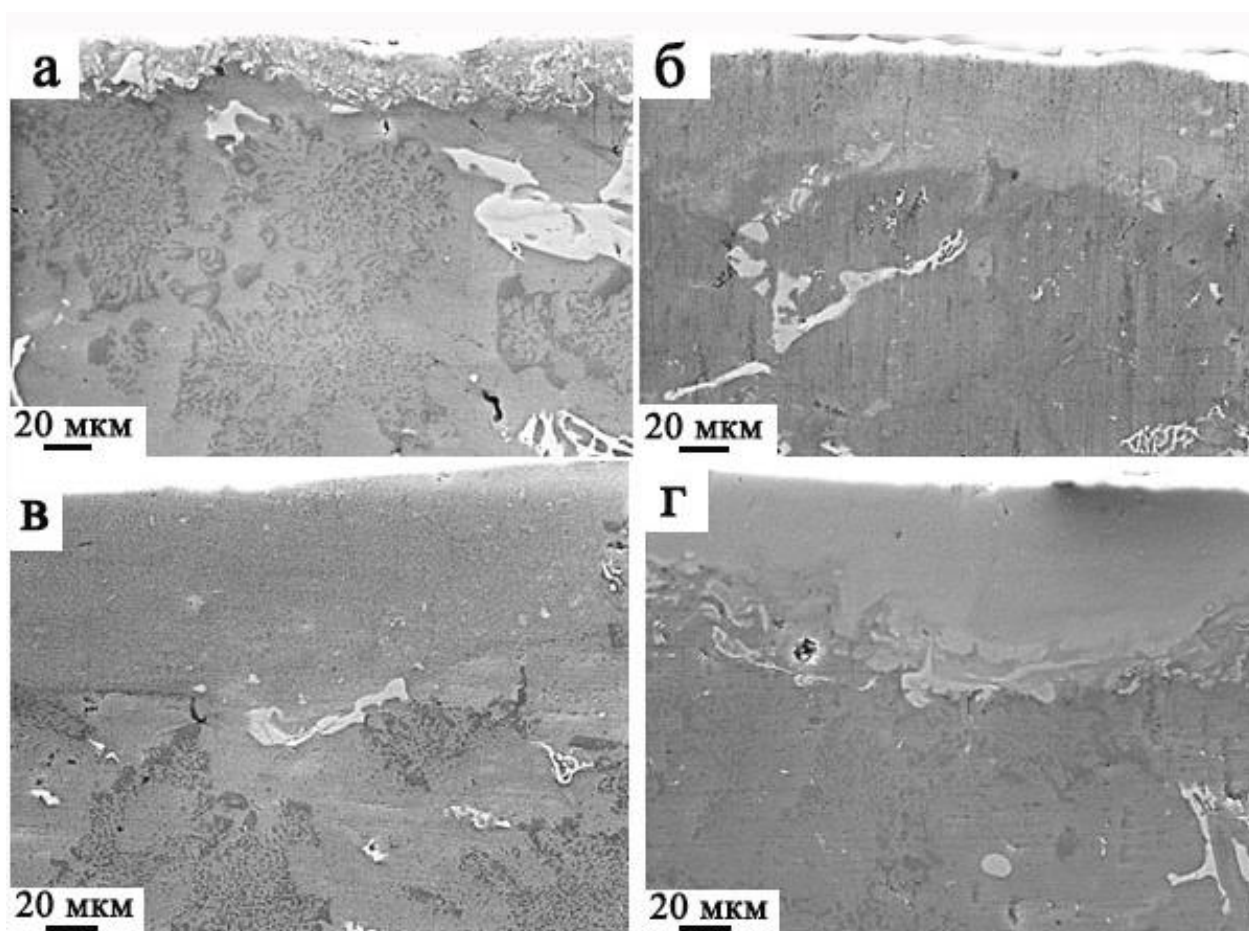
При ЭИПО режиму 3 основной фазой модифицированного слоя является твердый раствор на основе алюминия ( $\approx 85$  масс. %); в существенно меньшем количестве присутствуют фазы  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{YAlO}_3$  и  $\text{Y}_2\text{O}_3$ . При ЭИПО по режиму 4 относительное содержание твердого раствора на основе алюминия существенно снижается вследствие увеличения относительного содержания фаз, сформированных иттрием и кремнием. Очевидно, что кратное (почти в 2 раза) снижение содержания пластичной фазы (алюминий) в поверхностном слое сплава, подвергнутого ЭИПО режиму 4, и явилось основной причиной формирования в модифицированном слое микротрещин при высокоскоростной термической обработке, инициированной облучением интенсивным импульсным электронным пучком (рисунок 7.6 а).

Таблица 7.1 – Результаты рентгенофазового анализа сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭИПО по режимам 1 и 2

Режим ЭИПО	Фазовый состав	Содержание фаз, масс. %	Параметры решетки, нм	Размер ОКР, нм	$\Delta d/d, 10^{-3}$
1	Al	71,23	$a = 0,40476$	87,6	2,52
	$\text{YAlO}_3$	5,83	$a = 0,37199$	17,9	2,140
	$\text{SiO}_2$	18,24	$a = 0,42760$ $c = 0,26873$	46,1	1,133
	$\text{SiO}_2$	2,32	$a = 0,48480$ $c = 0,73880$	15,3	1,877
	$\text{YSi}_2$	1,78	$a = 0,40300$ $b = 0,39769$ $c = 1,34300$	16,85	5,908
2	Al	28,05	$a = 0,39500$	221,05	0,240
	Y	0,03	$a = 0,35451$ $c = 0,56305$	17,5	2,009
	$\text{SiO}_2$	1,0	$a = 0,69886$ $b = 1,22076$ $c = 0,69625$ $\beta = 91,0$	30,8	0,517

Режим ЭИПО	Фазовый состав	Содержание фаз, масс. %	Параметры решетки, нм	Размер ОКР, нм	$\Delta d/d, 10^{-3}$
			град.		
	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3,56	a = 1,05749	17,69	2,229
	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,23	a = 0,35341 c = 0,54933	36,46	1,381
	YAl <sub>3</sub>	21,14	a = 0,62948 c = 0,45775	56,82	0,589
	SiO <sub>2</sub>	45,0	a = 0,42118 c = 0,25660	11,82	7,023
3	Al	84,92	a = 0,40432	360,7	1,82
	SiO <sub>2</sub>	3,71	a = 0,87190	58,54	0,836
	YAL <sub>3</sub>	1,34	a = 0,61971 c = 0,46589	---	---
	SiO <sub>2</sub>	3,42	a = 0,41321 c = 0,26571	80,3	0,323
	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	6,61	a = 1,05199	28,0	6,54
4	Al	43,47	a = 0,40557	---	---
	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	12,58	a = 1,06904	13,3	2,87
	Y <sub>4</sub> Al	10,37	a = 0,73918 b = 1,04285 c = 1,10251	34,4	1,29
	SiO <sub>2</sub>	33,58	a = 0,42567 c = 0,26959	---	---

Структуру и элементный состав модифицированного слоя изучали путем исследования поперечных шлифов (рисунок 7.8). Анализируя структурные особенности плоскости, перпендикулярной относительно поверхности модифицирования, представленной на рисунке 7.8, можно отметить, что толщина модифицированного слоя, для режимов 1 и 2, изменяется в пределах от 40 мкм до 70 мкм, для режимов 3 и 4, от 45 мкм до 80 мкм. Модифицированный слой имеет субмикро- нанокристаллическую структуру и свободен от включений кремния и интерметаллидов, присутствующих в исследуемом исходном состоянии материала.



а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4

Рисунок 7.8 – Электронно-микроскопические изображения поперечного шлифа сплава АК10М2Н после ЭИПО

Методами микрорентгеноспектрального анализа проведены исследования распределения относительного содержания атомов иттрия, кремния и титана по толщине модифицированного слоя. Результаты, представленные на рисунках 7.9 и 7.10, показывают, что концентрация атомов иттрия в объеме модифицированного слоя зависит от режима ИИЭП. При модификации сплава АК10М2Н по режиму 1 (рисунок 7.9) максимальная концентрация иттрия сосредоточена на поверхности; по мере удаления от поверхности концентрация атомов иттрия равномерно снижается. Концентрация атомов титана по глубине квазиоднородна, кроме того, на глубине более 60 мкм, атомы титана отсутствуют, что косвенно говорит о толщине модифицированного слоя. Концентрация атомов

кремния на глубине до 130 мкм меньше чем в структуре исходного сплава, это указывает на частичное растворение кремния в слое подвергнутом ЭИПО.

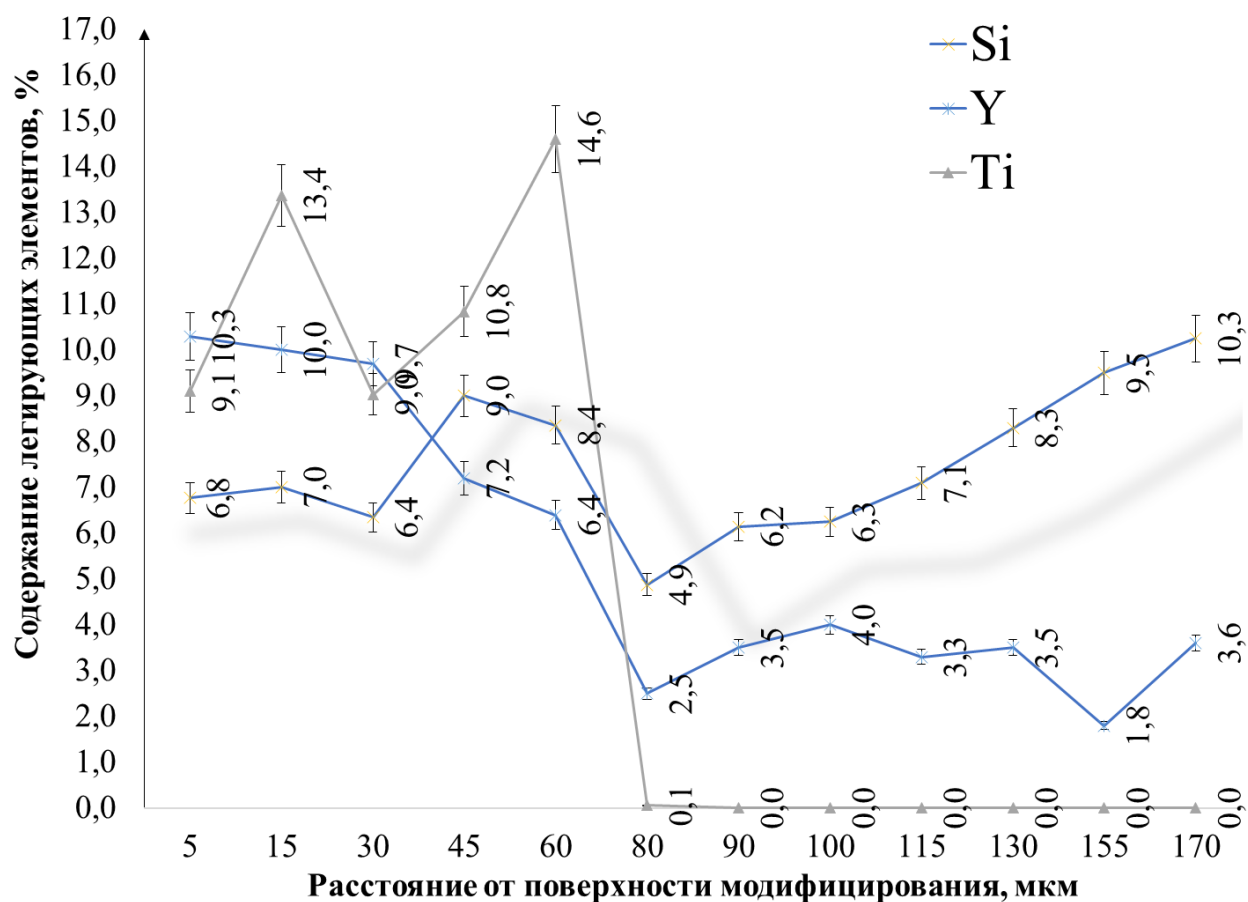


Рисунок 7.9 – Распределение относительного содержания атомов иттрия, кремния и титана по толщине модифицированного слоя (режим 1)

Модифицирование сплава АК10М2Н по режиму 2 приводит к неоднородному распределению атомов иттрия, максимальная концентрация которых выявляется на глубине 30-45 мкм. Кремний распределен в модифицированном слое однородно и его концентрация близка к концентрации сплава в исходном состоянии. Толщина слоя, в котором обнаруживается титан, увеличивается до 80 мкм (рисунок 7.10).

Распределение атомов кислорода практически не зависит от режима ЭИПО и расстояния от поверхности обработки.

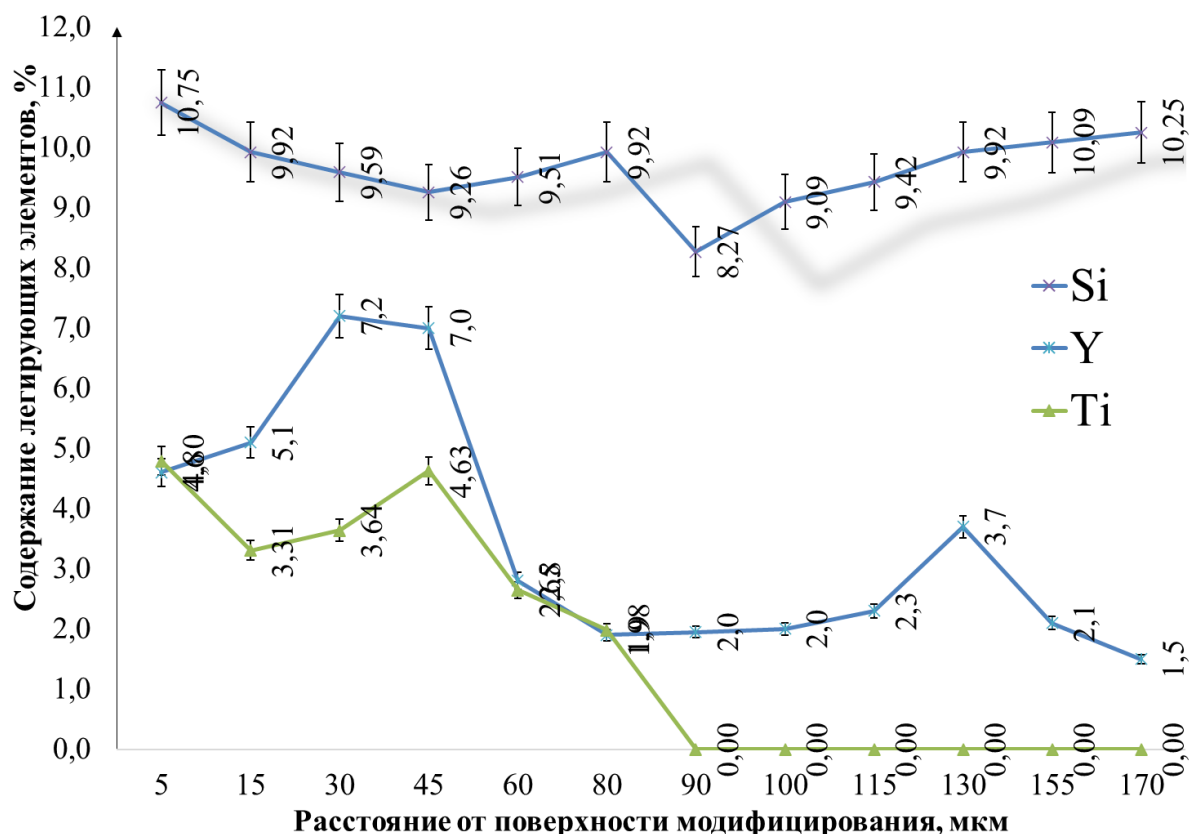


Рисунок 7.10 – Распределение относительного содержания атомов иттрия, кремния и титана по толщине модифицированного слоя (режим 2)

Относительное распределение атомов иттрия для режимов модифицирования 3 и 4 представлено на рисунке 7.11. Можно увидеть, что концентрация атомов иттрия в объеме модифицированного слоя зависит от режимов ЭИПО, а именно большая масса исходного порошка сопровождается большим содержанием иттрия в объеме сплава. От режима ЭИПО также зависит распределение атомов иттрия в слое. При комплексной обработке по режиму 3, концентрационный профиль имеет один максимум (рисунок 7.11, гистограмма Y(3)); по режиму 4 фиксируется два максимума распределения атомов иттрия в объеме модифицированного слоя (рисунок 7.11, гистограмма Y(4)). Часто второй максимум соответствует границе раздела «модифицированный слой / основной объем сплава».

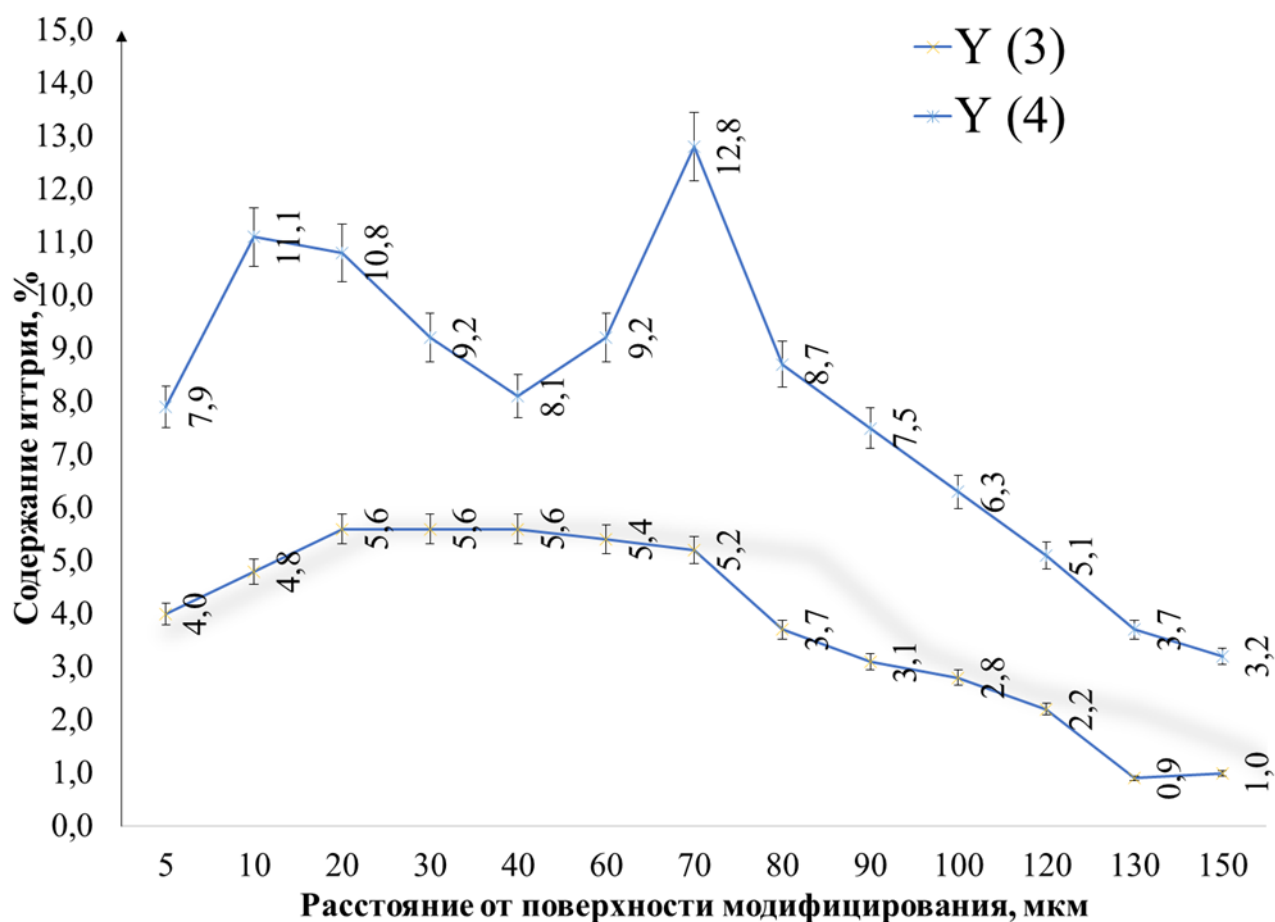


Рисунок 7.11 – Распределение относительного содержания атомов иттрия, по толщине модифицированного слоя (режимы 3 - Y(3) и 4 - Y(4))

Распределение относительного содержания атомов алюминия, титана и кремния по толщине модифицированного слоя, для сплава АК10М2Н, подвергнутого ЭИПО по режиму 4, полученные методом микрорентгеноспектрального анализа, приведены на рисунке 7.12. Отчетливо видно, что толщина легированного слоя, т.е. слоя, в котором обнаруживается титан, не превышает 170 мкм. При увеличении расстояния от поверхности модифицирования относительное содержание титана снижается, концентрация атомов алюминия и кремния увеличивается, достигая значений, характерных для химического состава исходного сплава АК10М2Н.

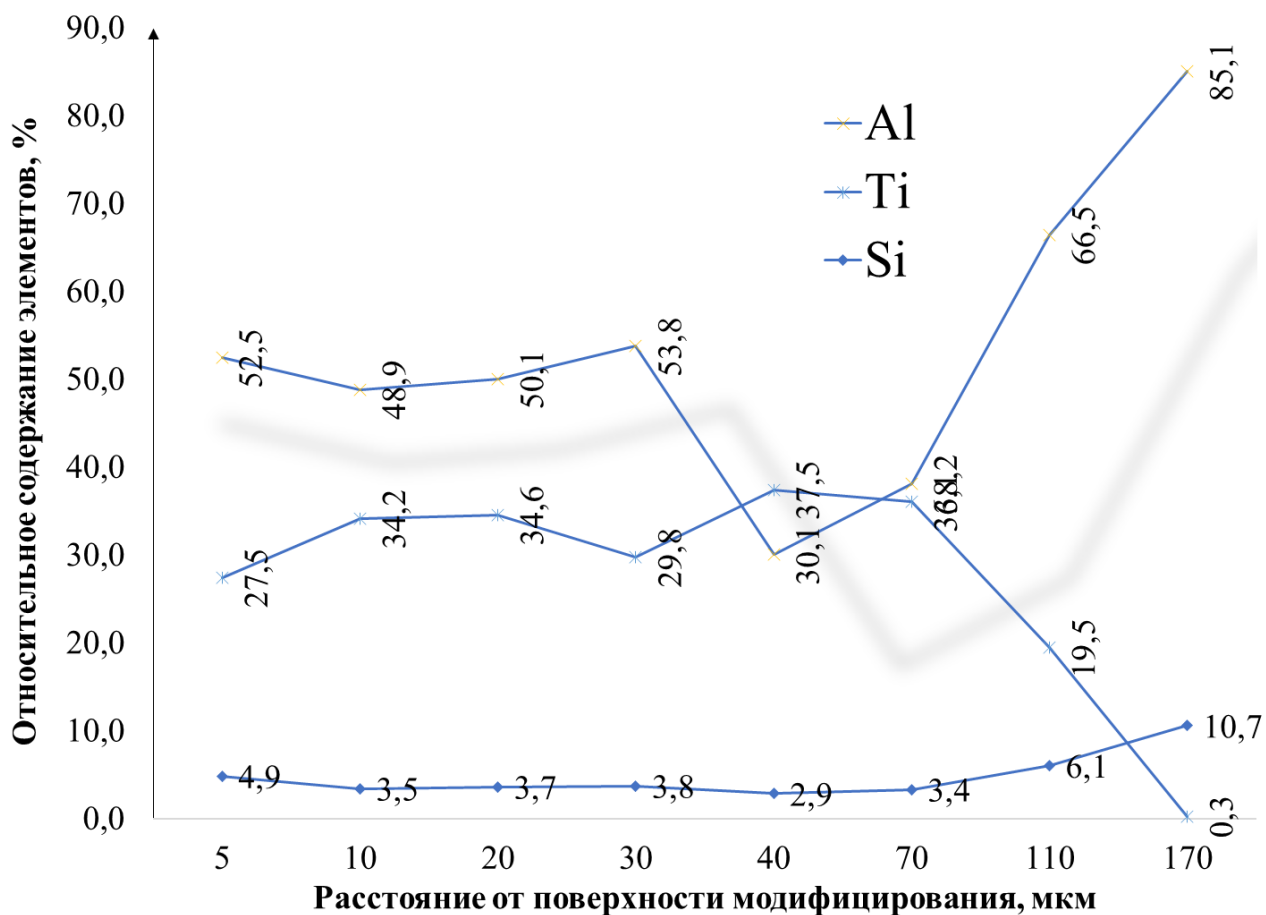


Рисунок 7.12 – Распределение относительного содержания атомов алюминия, титана и кремния по толщине модифицированного слоя (режим 4)

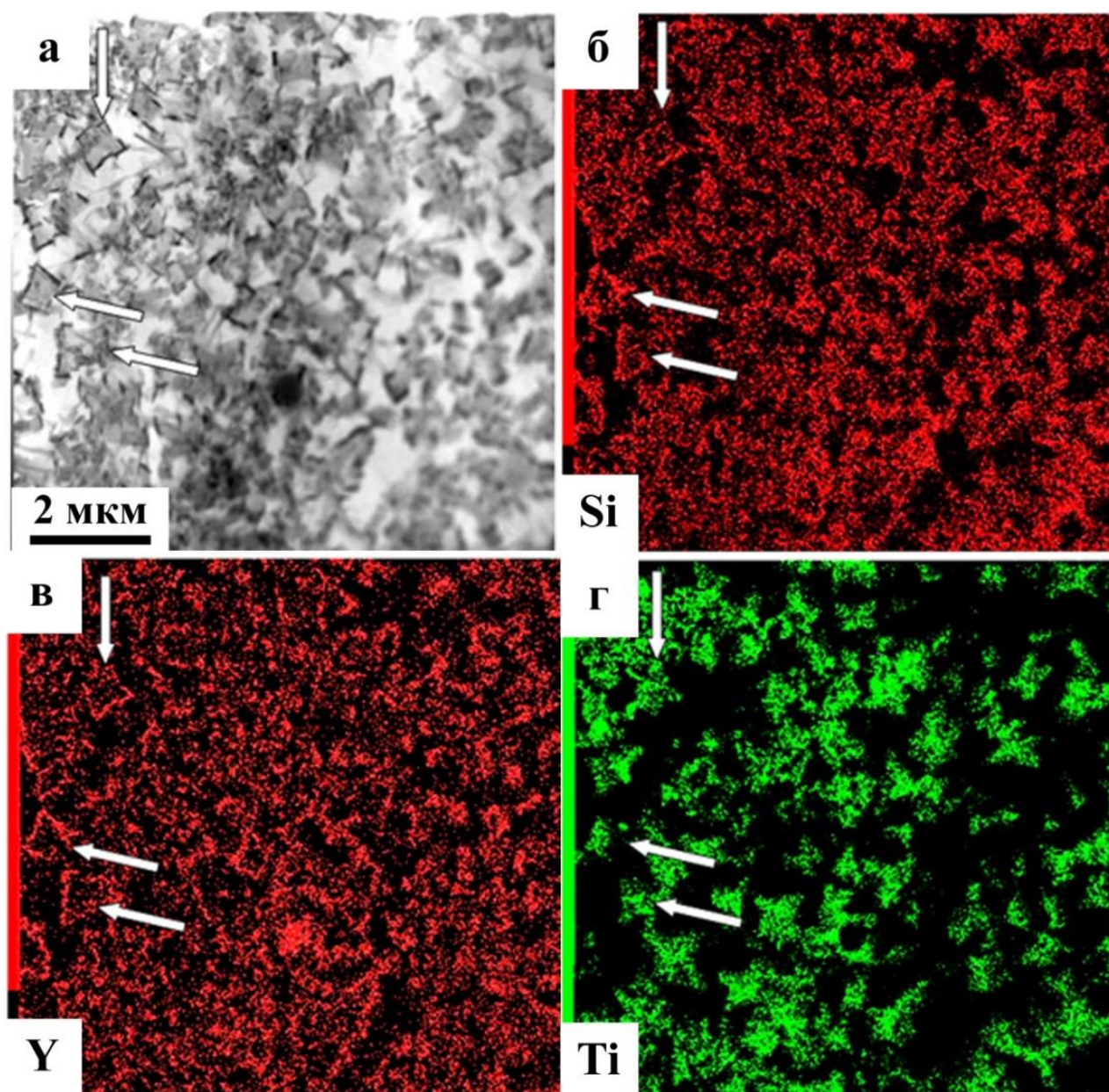
Анализируя совокупность описанных в параграфе результатов, полученных методами СЭМ, микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализа, можно констатировать, что комплексная обработка, сочетающая ЭВЛ сплава марки АК10М2Н оксидом иттрия и последующее облучение ИИЭП, сопровождается формированием многофазного субмикро- нанокристаллического слоя толщиной до 170 мкм, обогащенного атомами иттрия и титана. Фазовый состав модифицированного слоя существенным образом зависит от режимов ЭИПО.

## **7.2 Наноструктуризация и трансформация элементного состава поверхностного слоя сплава АК10М2Н электронно-ионно-плазменными методами**

Элементный и фазовый состав, состояние дефектной субструктуры поверхностного слоя сплава АК10М2Н, подвергнутого комплексной обработке по режиму 1 (таблица 2.5), изучали методами ПЭМ.

Распределение легирующих элементов в модифицированном слое изучали методами картирования [248]. Результаты картирования поверхностного слоя толщиной 10 мкм приведены на рисунке 7.13. Основными элементами, легирующими алюминий, являются титан, кремний и иттрий. Указанные элементы в данном слое распределены неоднородно, формируя включения ограниченной формы субмикронных размеров (рисунок 7.13, включения указаны стрелками). Объем включений обогащен атомами титана, атомы иттрия и кремния формируют оболочку данных включений. В отдельных случаях в оболочке выявляются атомы меди. Подобная структура выявляется на всем протяжении легированного слоя, т.е. слоя толщиной  $\approx 60$  мкм. На большем удалении от поверхности модифицирования выявляется структура высокоскоростной ячеистой кристаллизации, основными легирующими элементами которой являются кремний и медь (рисунок 7.14). Объем ячеек сформирован твердым раствором на основе алюминия (рисунок 7.14 б), по границам ячеек располагаются протяженные прослойки, обогащенные атомами кремния и меди (рисунок 7.14 в, г). Толщина таких прослоек изменяется в пределах от 50 нм до 250 нм. При большем удалении от поверхности модифицирования выявляются структуры характерные для исходного состояния сплава, т.е. выявляются зерна твердого раствора на основе алюминия, включения кремния и интерметаллиды различного элементного состава.

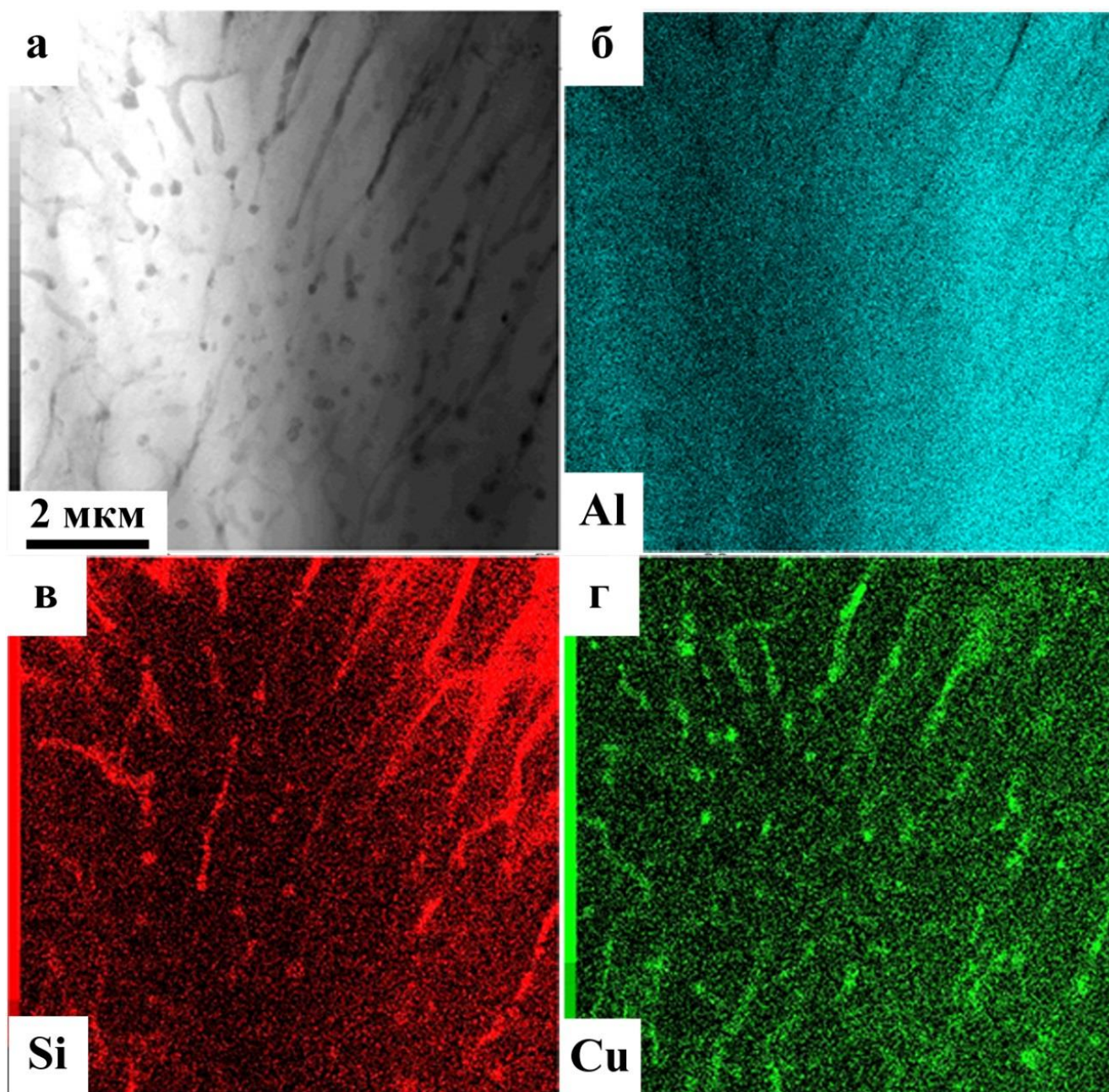




а - электронно-микроскопическое изображение структуры; б – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; в – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Y; г – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ti

Рисунок 7.13 – Электронно-микроскопические изображения и карты распределения атомов элементов, формирующих поверхностный слой участка образца сплава АК10М2Н



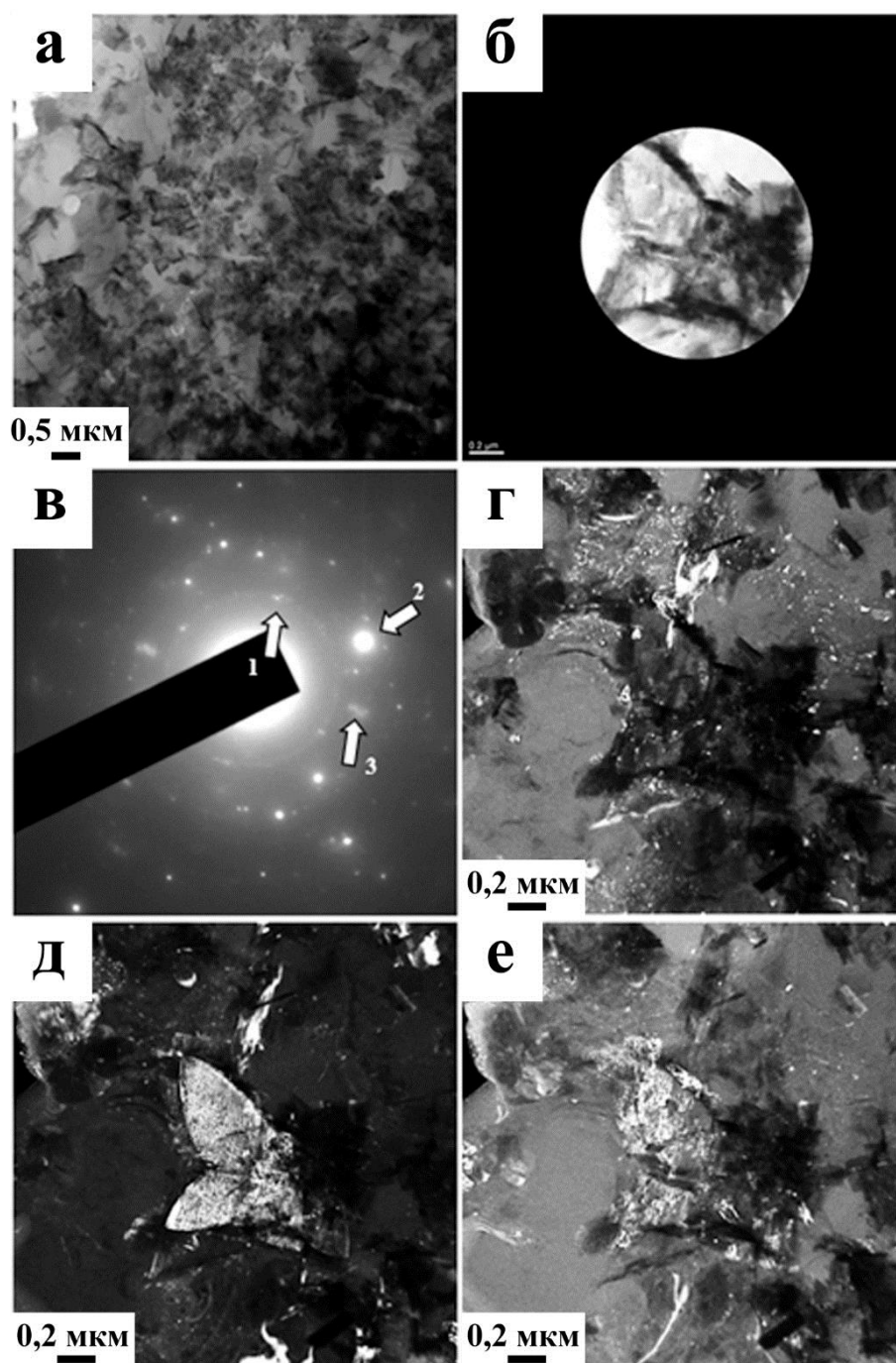


а - электронно-микроскопическое изображение структуры; б – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Al; в – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; г – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cu

Рисунок 7.14 – Электронно-микроскопическое изображение слоя сплава АК10М2Н, расположенного на расстоянии (60-70) мкм от поверхности комплексной обработки

Фазовый состав модифицированного слоя сплава АК10М2Н анализировали методами ПЭМ, используя темнопольные изображения и методику расшифровки микроэлектроннограмм [288, 289].

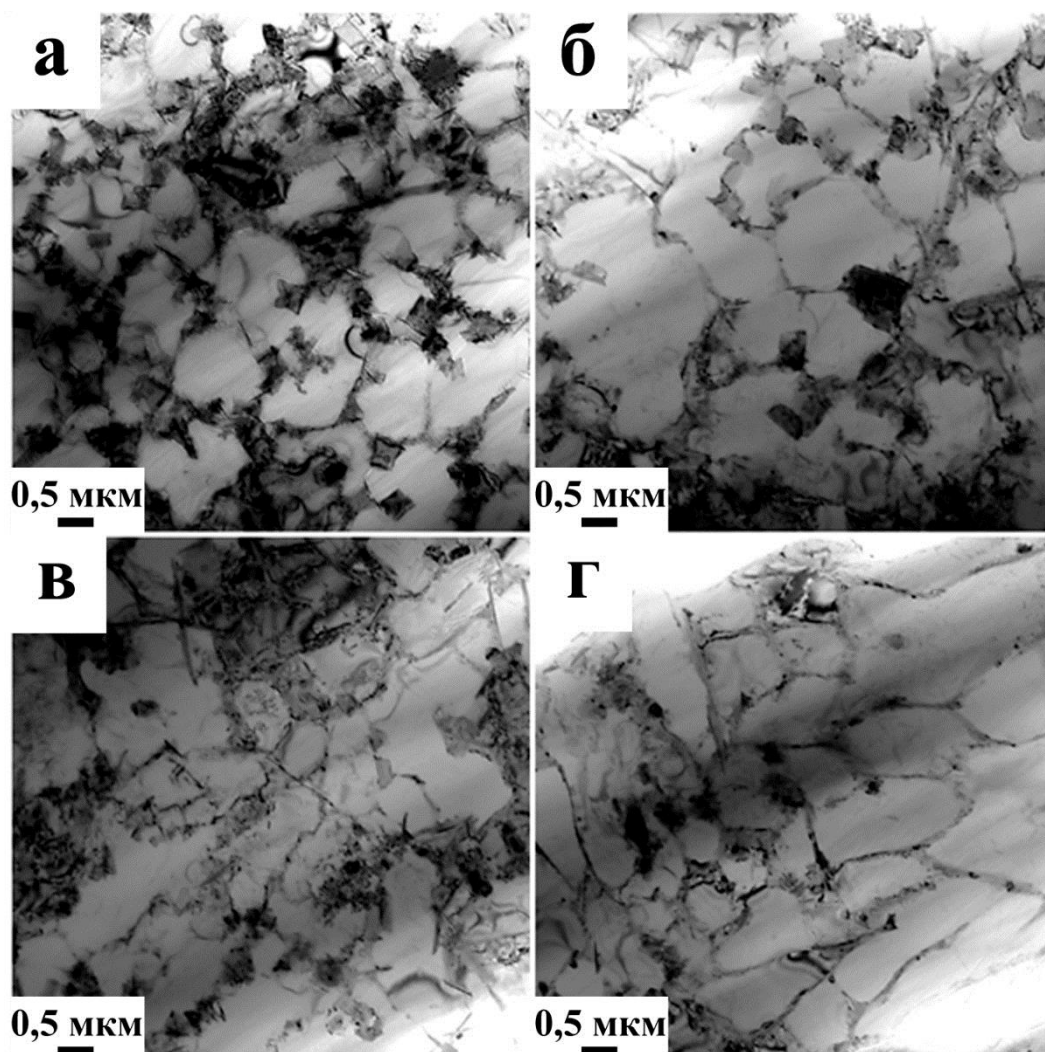
На рисунке 7.15 а приведено электронно-микроскопическое светlopольное изображение поверхностного слоя модифицированного сплава. Микроэлектроннограмма получена с участка фольги выделенного селекторной диафрагмой (рисунке 7.15 б), содержит большое количество рефлексов различной интенсивности (рисунке 7.15 в). Расшифровка микроэлектроннограммы позволила выявить рефлексы следующих фаз: кремния,  $\alpha$ -титана,  $\text{YSi}$ ,  $\text{TiSi}$ ,  $\text{Cu}_2\text{YSi}_2$ . Рефлексы, принадлежащие кристаллической решетки кремния, формируют дифракционные кольца (рисунке 7.15 в, рефлекс 1), что указывает на малые размеры частиц данной фазы. Действительно, темнопольное изображение, полученное в рефлексах кольца  $[111]\text{Si}$  демонстрирует присутствие в структуре сплава наноразмерных (10-20 нм) частиц (рисунке 7.15 г). Наиболее интенсивный рефлекс микроэлектроннограммы (рисунке 7.15 в, рефлекс 2) соответствует  $[101]\alpha\text{-Ti}$ . Темнопольное изображение (рисунке 7.15 д) фольги, полученное в данном рефлексе, свидетельствует о том, что частицы с огранкой сформированы  $\alpha$ -титаном. Наиболее сложным для интерпретации является темнопольное изображение, полученное в близко расположенных рефлексах, обозначенных на рисунке 7.15 в, цифрой 3. Анализ микроэлектроннограммы позволяет предположить, что данные рефлексы принадлежат фазам  $\text{YSi}$ ,  $\text{Cu}_2\text{YSi}_2$  и  $\text{TiSi}$ , которые, судя по темнопольному изображению, представленному на рисунке 7.15 е, формируют оболочку частицы  $\alpha$ -титана.



а, б – светлые поля; в – микроэлектронограмма (стрелками указаны рефлексy, в которых получены темные поля: 1 – (г), 2 – (д), 3 – (е)); г-е – темные поля, полученные в рефлексах  $[111]\text{Si}$  (г),  $[101]\alpha\text{-Ti}$  (д),  $[040]\text{YSi} + [103]\text{Cu}_2\text{YSi}_2 + [210]\text{TiSi}$  (е), соответственно. На (б) показана область фольги, выделенная селекторной диафрагмой, с которой была получена микроэлектронограмма

Рисунок 7.15 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя сплава марки АК10М2Н, подвергнутого комплексному воздействию по режиму 1

Электронно-микроскопические изображения, полученные методами ПЭМ, структуры сплава АК10М2Н на различном расстоянии от поверхности комплексного модифицирования по режиму 2 приведены на рисунке 7.16.



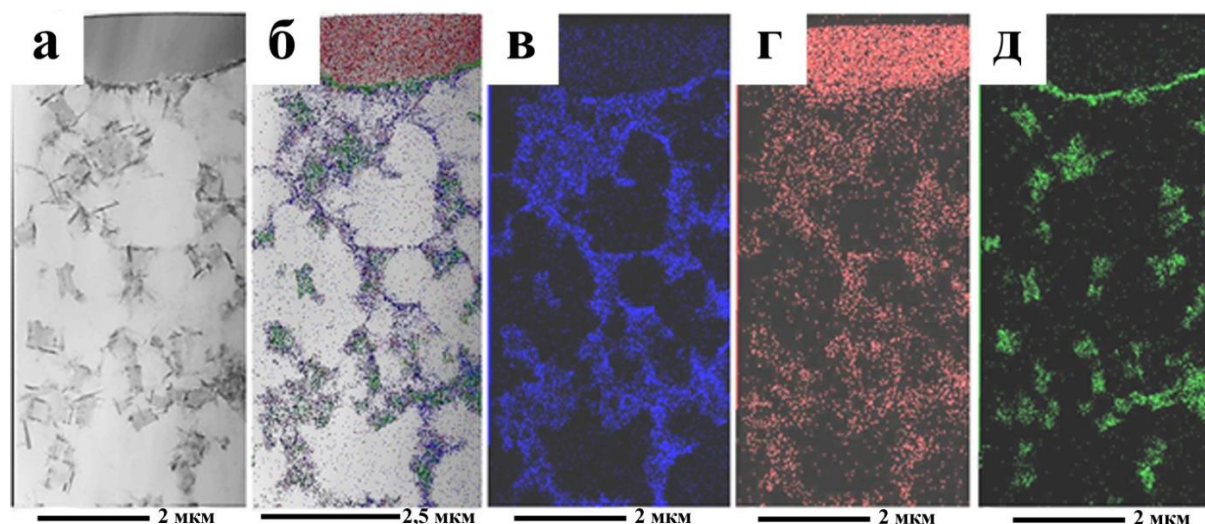
а – структура слоя, расположенного на глубине 20 мкм; б – структура слоя расположенного на глубине 40 мкм; в – структура слоя расположенного на глубине 65 мкм; г – структура слоя расположенного на глубине 80 мкм

Рисунок 7.16 – Структура сплава АК10М2Н, подвергнутого комплексному модифицированию по режиму 2

Анализ представленных на рисунке 7 16 изображений показывает, что в слое толщиной до 80 мкм формируется структура ячеистой кристаллизации. Размер ячеек изменяется в пределах от 0,8 мкм до 1,3 мкм. Ячейки разделены



прослойками второй фазы. Толщина прослоек изменяется в пределах (50-75) нм. Преимущественно в тройных стыках границ ячеек располагаются включения второй фазы, имеющие ограниченную форму в виде кубоида или четырехлепестковых розеток. Размеры таких включений изменяются в пределах (0,5-0,7) мкм. Таким образом, комплексная обработка, сочетающая ЭВЛ и последующее облучение ИИЭП приводит к формированию поверхностного слоя, включения второй фазы которого многократно (в десятки - сотни раз) меньше включений, присутствующих в исходном состоянии сплава.



а - электронно-микроскопическое изображение структуры; б – изображение (а), полученное путем наложения изображений (в-д); в – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; г – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Y; д – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ti

Рисунок 7.17 – Электронно-микроскопические изображения и карты распределения атомов элементов, формирующих поверхностный слой участка образца сплава АК10М2Н

Результаты элементного анализа (метод картирования [248]) слоя, примыкающего к поверхности модифицирования, приведены на рисунке 7.17 и в таблице 7.2. Отчетливо видно, что прослойки, расположенные по границам ячеек высокоскоростной кристаллизации, обогащены атомами кремния и иттрия. Частицы ограниченной формы обогащены атомами титана. Атомы иттрия

формируют тонкие пленки и капли, расположенные на поверхности модифицирования образца.

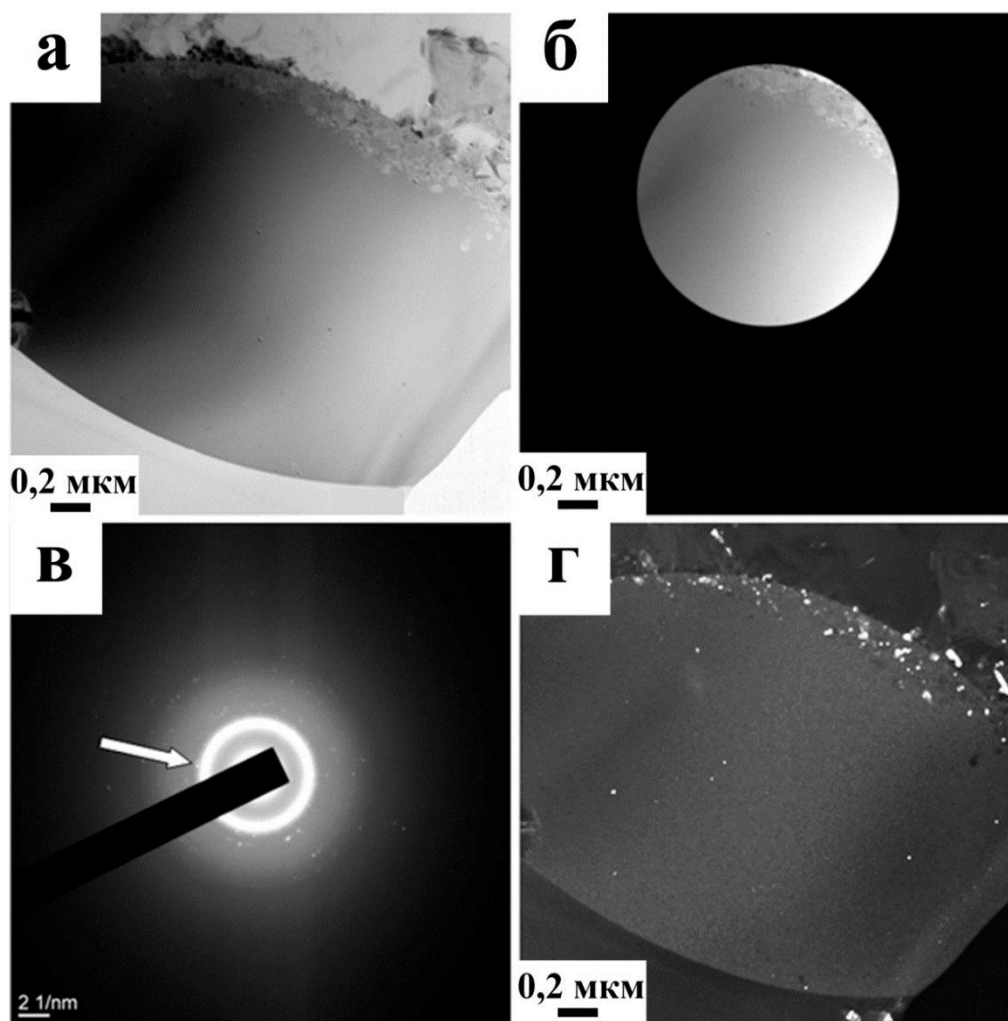
В количественном отношении элементный состав поверхностного слоя, изображение которого представлено на рисунке 6.17а, приведен в таблице 6.2. Анализируя результаты данной таблицы, можно отметить, что основным химическим элементом исследуемого слоя является алюминий, массовая доля которого превышает 75 %. Концентрация выявленных легирующих элементов изменяется в пределах от 1 масс. % до 5 масс. %.

Таблица 7.2 – Химический состав поверхностного слоя сплава марки АК10М2Н, подвергнутого комплексной обработке по режиму 2

Элемент	Энергия(кэВ)	Массовые %	Атомные %
O	0,525	2,30	4,17
Mg	1,253	1,13	1,35
Al	1,486	75,76	81,60
Si	1,739	5,01	5,18
Ti	4,508	5,14	3,12
Fe	6,398	2,49	1,30
Ni	7,471	1,07	0,53
Cu	8,040	3,33	1,52
Y	1,922	3,78	1,23
Общее		100,00	100,00

Используя светлопольные и темнопольные изображения и методику расшифровки микроэлектронограмм [288, 289] методами ПЭМ выполнен анализ фазового состава модифицированного слоя. На рисунке 7.18 а приведено электронно-микроскопическое светлопольное изображение поверхностного слоя, модифицированного по режиму 2 сплава АК10М2Н. Микроэлектронограмма, полученная с участка фольги, выделенного селекторной диафрагмой (рисунке 7.18 б), содержит дифракционное гало, соответствующее аморфному состоянию вещества, и рефлексы, формирующие дифракционные кольца

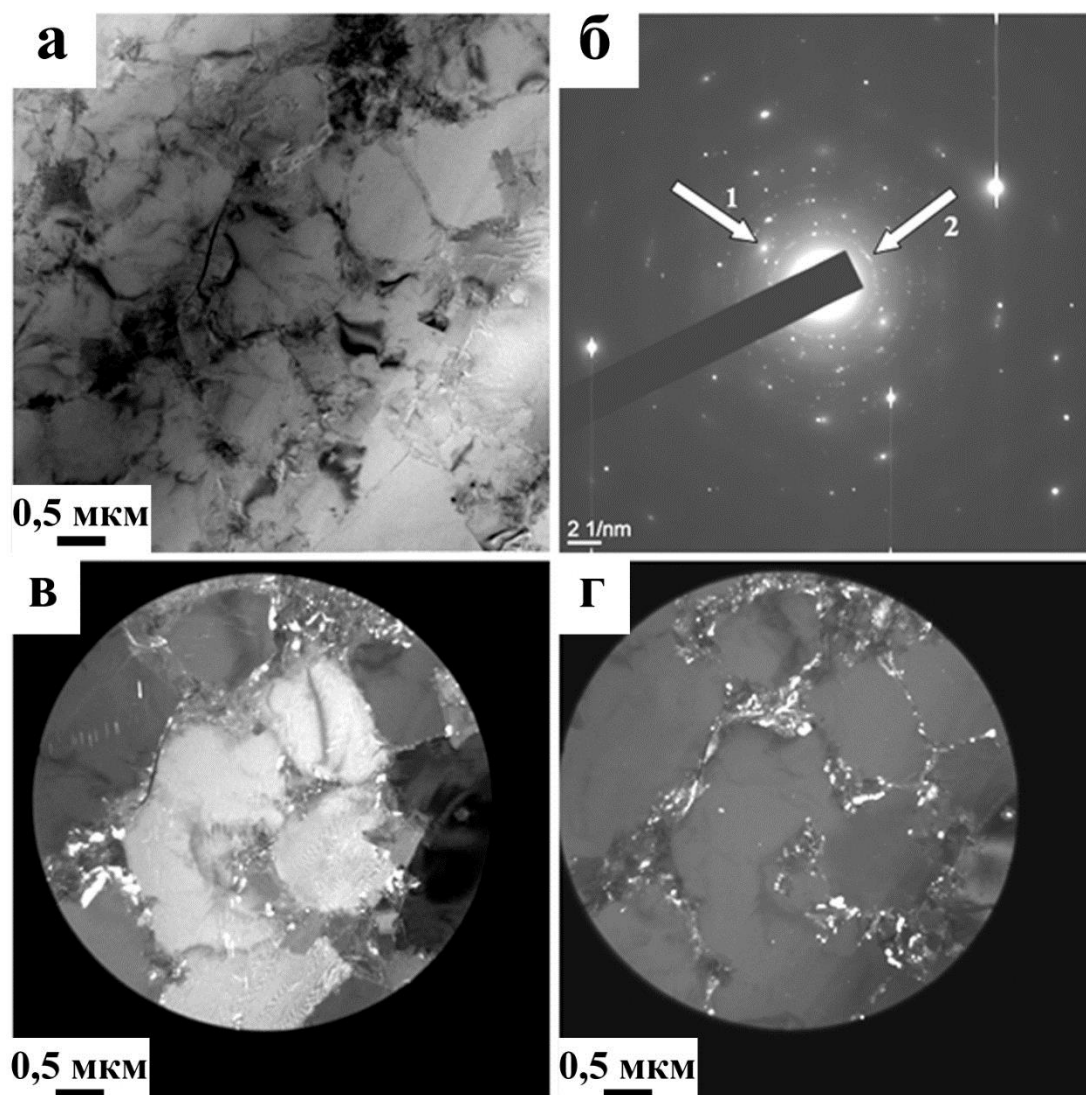
(рисунке 7.18 в). Анализ микроэлектроннограммы позволил выявить рефлексы кремния и силицида иттрия состава  $YSi$ . Следуя результатам микрорентгеноспектрального анализа данного участка фольги, представленным на рисунке 7.17 г, можно предположить, что аморфной фазой является участок поверхности образца (пленка или капля), обогащенный иттрием. Одной из фаз, имеющей нанокристаллическое строение и располагающейся вдоль границы раздела капли и основного объема образца, является силицид иттрия состава  $YSi$ .



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 7.18 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя сплава марки АК10М2Н, подвергнутого комплексному модифицированию по режиму2





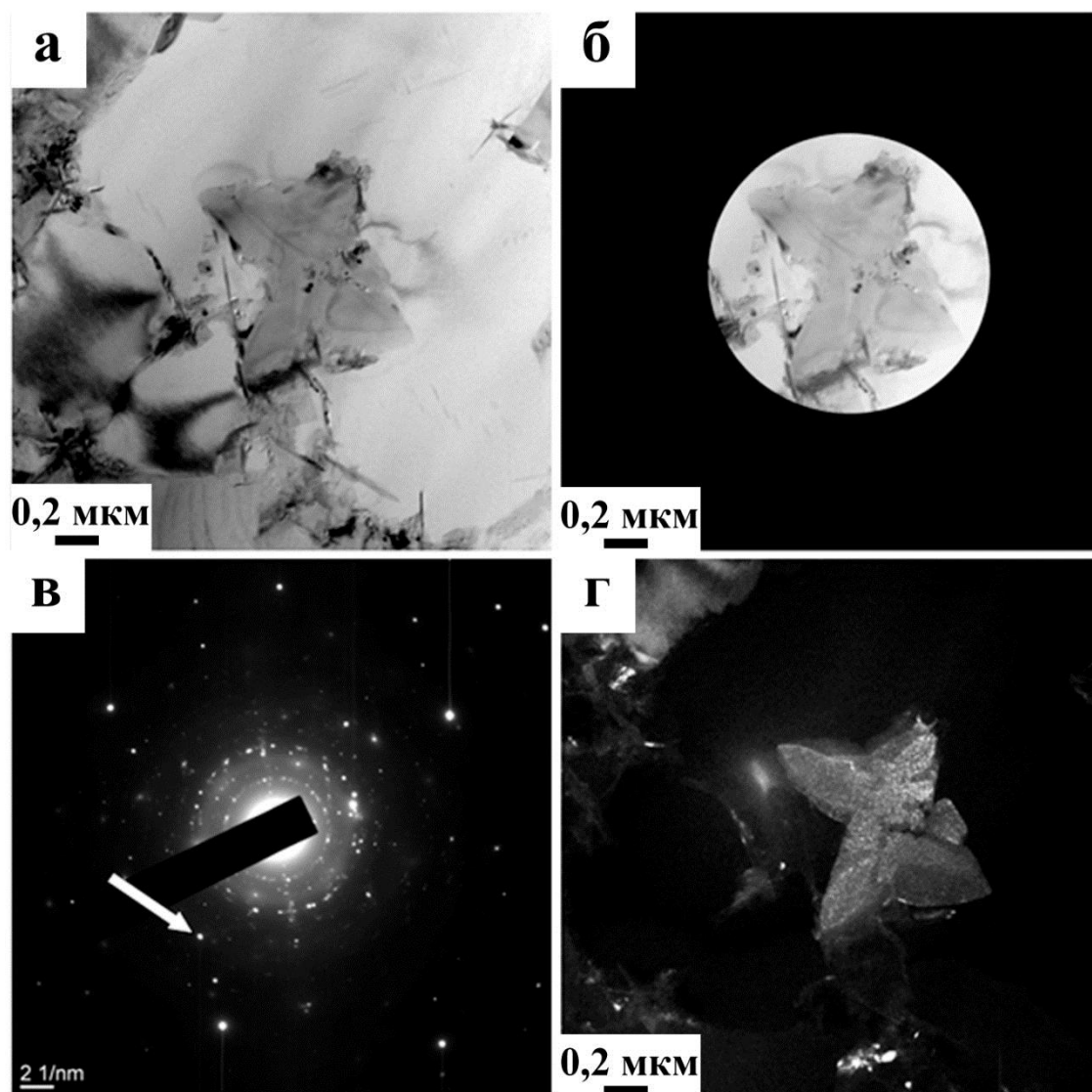
а – светлое поле; б – микроэлектронограмма (стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – (в), 2 – (г)); в, г – темные поля, полученные в рефлексах  $[111]\text{Al}$  (в) и  $[111]\text{Si}$  (г), соответственно

Рисунок 7.19 – Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации поверхностного слоя сплава марки АК10М2Н, подвергнутого комплексному модифицированию по режиму 2

Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации модифицированного слоя приведено на рисунке 7.19. Отчетливо видно, что объем ячеек высокоскоростной кристаллизации сформирован твердым

раствором на основе кристаллической решетки алюминия. Прослойки, разделяющие ячейки кристаллизации, содержат частицы кремния.

Электронно-микроскопическое изображение частиц, имеющих форму четырехлепестковых розеток, приведено на рисунке 7.20. Методами темнопольного анализа показано, что данные частицы являются  $\alpha$ -титаном.

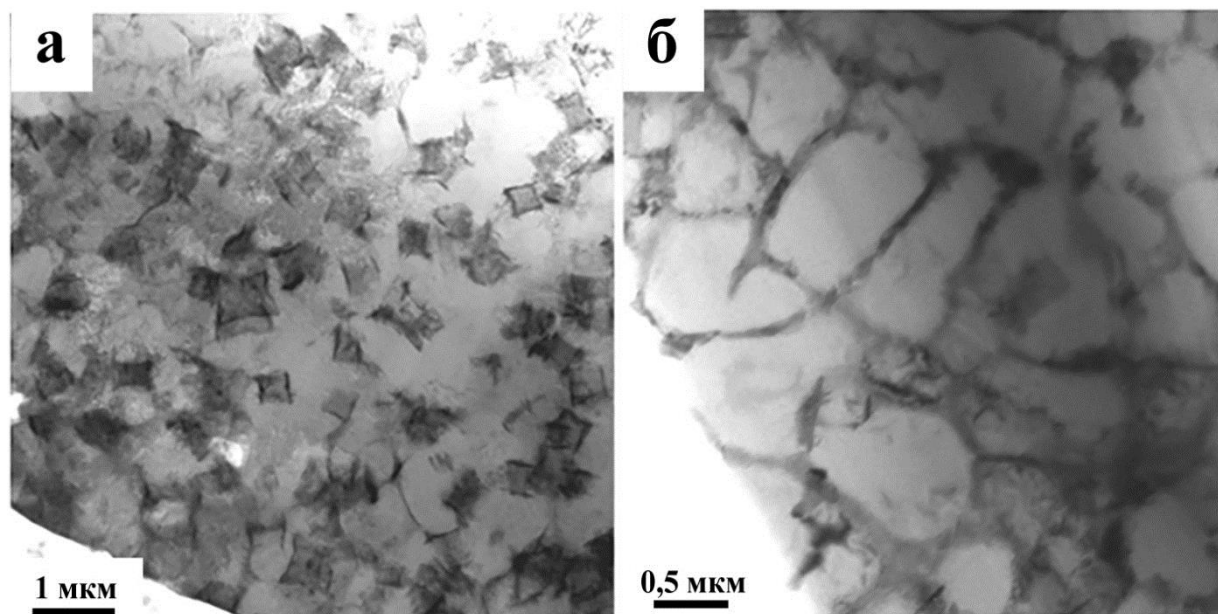


а, б – светлые поля; в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле); г – темное поле, полученное в рефлексе  $[104]\alpha$ -

Ti (г)

Рисунок 7.20 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя сплава марки АК10М2Н, подвергнутого комплексному модифицированию по режиму 2

Воздействие на поверхность сплава АК10М2Н электронно-ионной плазмой по режиму 3, также, как и предыдущие режимы, приводит к формированию в модифицированном слое градиентной субмикро- наноразмерной структуры, характерное изображение которой приведено на рисунке 7.21.

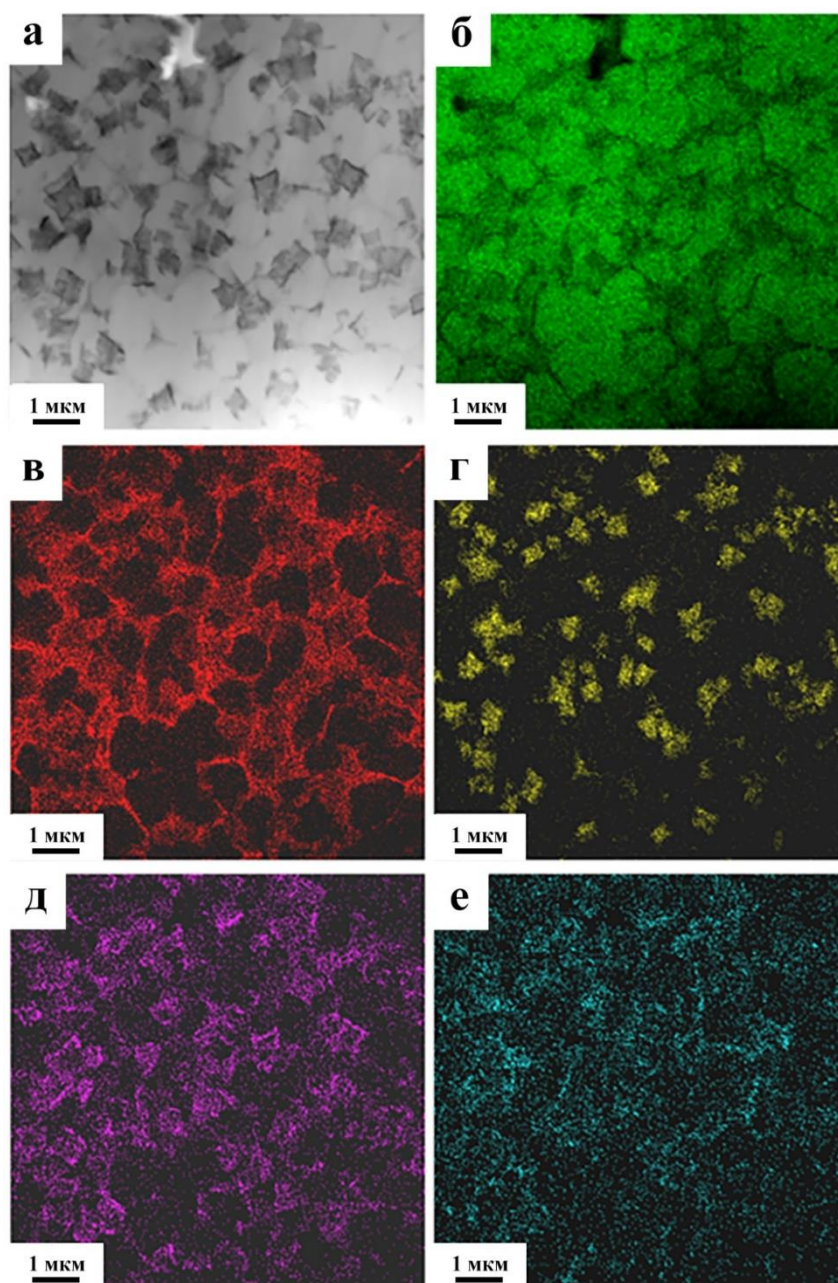


а – структура поверхностного слоя; б – структура слоя, расположенного на глубине (20-30) мкм

Рисунок 7.21 – Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава марки АК10М2Н, подвергнутого комплексной ЭИПО по режиму 3

Установлено, что модифицированный слой толщиной до 70 мкм имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Размеры ячеек изменяются в пределах от 0,5 мкм до 1,2 мкм. Ячейки разделены прослойками второй фазы (рисунок 7.21 б). В структуре поверхностного слоя присутствуют включения ограниченной формы (рисунок 7.21 а, включения темного цвета), размеры которых изменяются в пределах от 0,4 мкм до 0,8 мкм. Относительное содержание таких включений снижается по мере удаления от поверхности модифицирования.

Результаты картирования поверхностного слоя модифицированного сплава приведены на рисунке 7.22.



а - электронно-микроскопическое изображение структуры; б – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Al; в – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; г – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ti; д – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Y; е – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cu

Рисунок 7.22 – Электронно-микроскопические изображения и карты распределения атомов элементов, формирующих поверхностный слой участка образца сплава AK10M2H

Отчетливо видно, что ячейки высокоскоростной кристаллизации обогащены преимущественно атомами алюминия (рисунок 7.22 б). Ячейки разделены прослойками, обогащенными, преимущественно, атомами кремния (рисунок 7.22 в). Включения ограненной формы (рисунок 7.22 а, включения темного цвета) обогащены, преимущественно, атомами титана, алюминия и меди (рисунки 7.22 в, г, е), атомы иттрия преимущественно формируют прослойки по границам включений ограненной формы (рисунок 7.22 д).

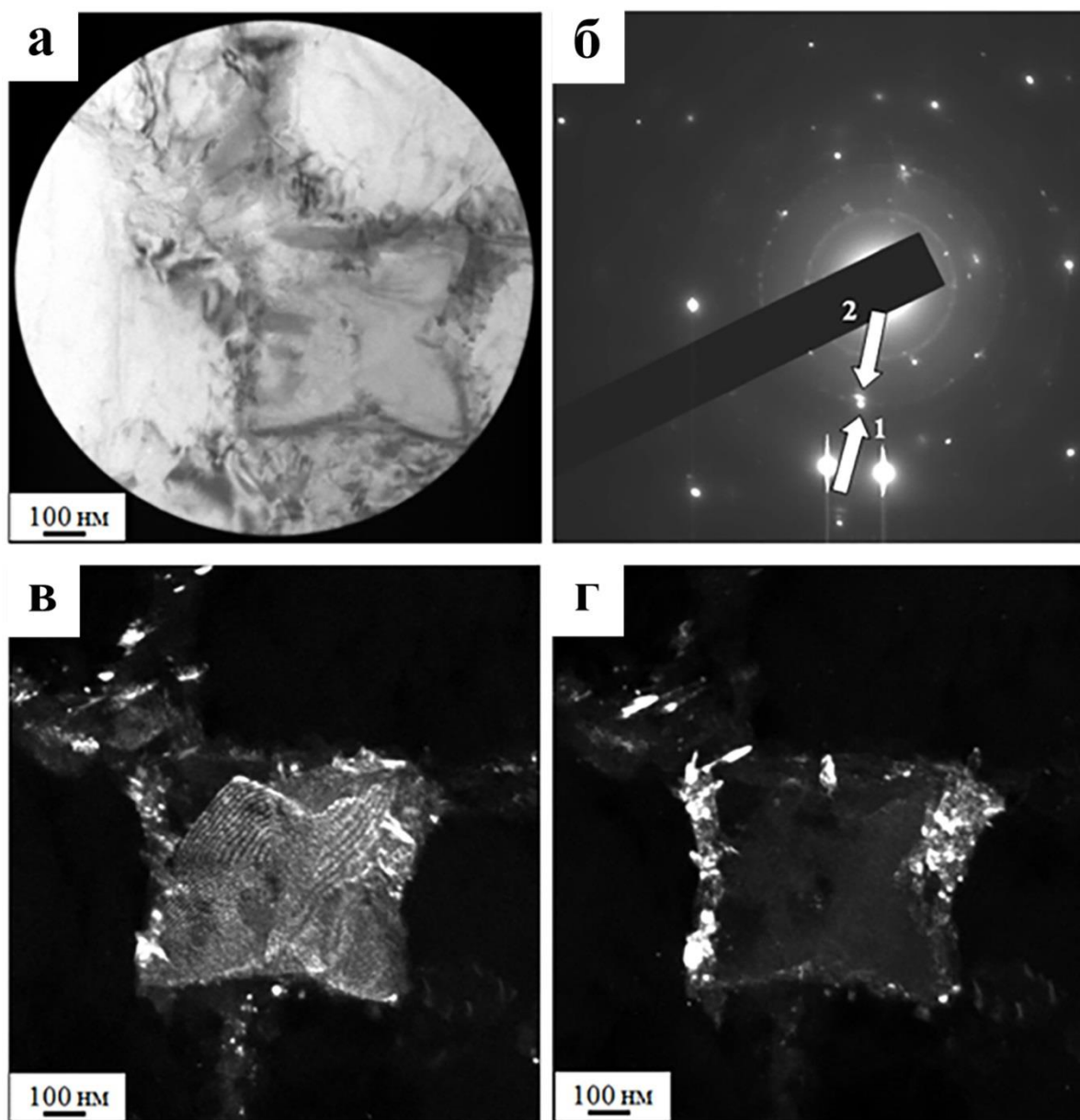
Анализ фазового состава поверхностного слоя модифицированного сплава осуществляли методами ПЭМ, применяя методику, основанную на получении темнопольных изображений и технику индицирования микроэлектроннограмм. На рисунке 7.23 приведены результаты анализа участка фольги, содержащего включения ограненной формы.

Выполненный электронно-микроскопический микродифракционный анализ показывает, что включения ограненной формы образованы фазой состава  $\text{Al}_5\text{CuTi}_2$  (рисунок 7.23 в). Вдоль границ данных включений выявляются прослойки, имеющие фазовый состав  $\text{AlCuY}$  (рисунок 7.23 г).

На рисунке 7.24 приведено характерное изображение структуры ячеистой кристаллизации сплава АК10М2Н.

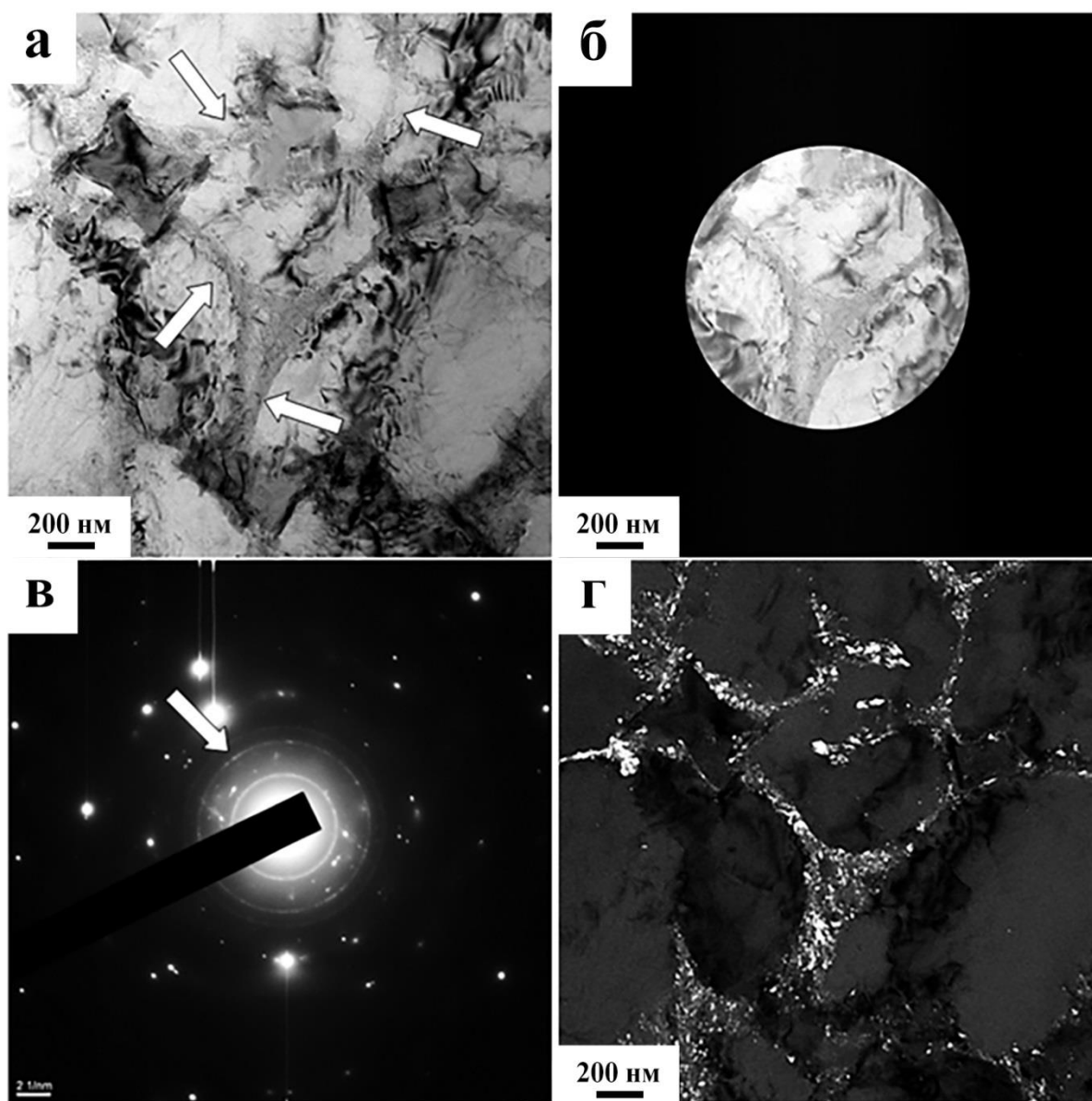
Микроэлектроннограмма, полученная с данного участка фольги, содержит отдельно расположенные точечные рефлексы и рефлексы, формирующие кольца (рисунок 7.24 в). Индицирование микроэлектроннограммы показало, что рефлексы, формирующие дифракционные кольца, принадлежат кристаллической решетке кремния. Темнопольное изображение структуры поверхностного слоя сплава, полученное в рефлексах дифракционного кольца (рисунок 7.24 в, рефлексы указаны стрелкой) приведено на рисунок 7.24 г. Анализируя результаты, представленные на рисунок 7.24 г, можно отметить, что прослойки кремния, располагающиеся вдоль границ и в стыках границ ячеек кристаллизации, сформированных твердым раствором на основе алюминия, имеют нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов, изменяющимся в пределах (10-20) нм.





а – светлое поле (участок фольги, ограниченный селекторной диафрагмой); б – соответствующая светлomu полю микроэлектронограмма; в, г – темные поля, полученные в рефлексах  $[200]\text{Al}_5\text{CuTi}_2$  и  $[300]\text{AlCuY}$ , соответственно. На (б) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля: 1 – (в); 2 – (г)

Рисунок 7.23 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя сплава АК10М2Н, подвергнутого комплексной обработке по режиму 3



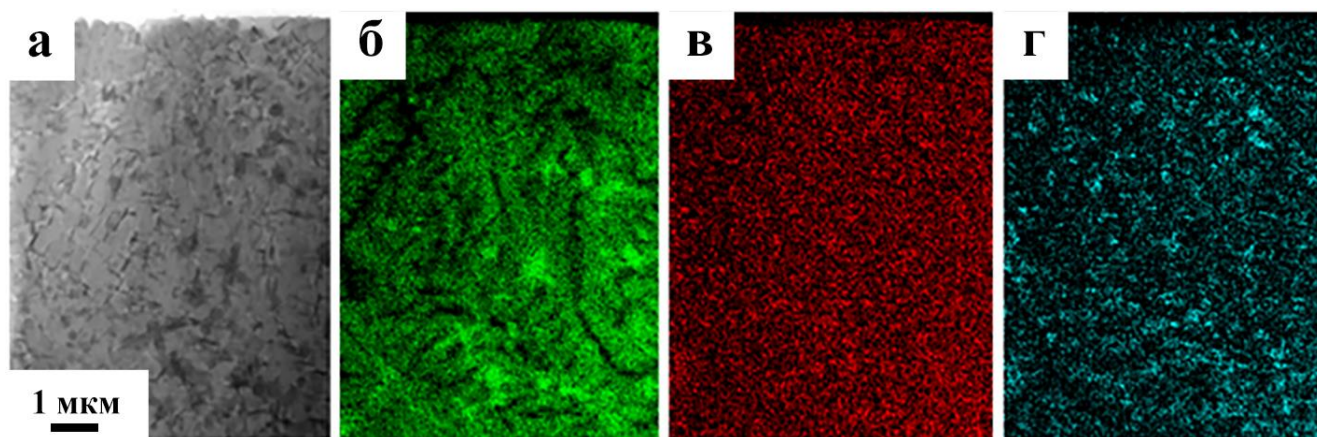
а, б – светлые поля; в – микроэлектронограмма, полученная с участка фольги, ограниченного селекторной диафрагмой (изображение участка приведено на (б)); г – темное поле, полученное в рефлексе  $[220]\text{Si}$ , указанном на (в) стрелкой.

Стрелками на (а) указаны прослойки кремния

Рисунок 7.24 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя сплава марки АК10М2Н, подвергнутого комплексной обработке по режиму 3

Визуализировать распределение химических элементов модифицированного слоя образца сплава АК10М2Н, подвергнутого модифицированию по режиму 4, позволяет микрорентгеноспектральный анализ, а именно, метод картирования. На рисунке 7.25 приведены результаты исследования распределения атомов титан, кремний и иттрий в слое толщиной  $\approx 10$  мкм, примыкающем к поверхности комплексной обработки. Отчетливо видно, что атомы данных элементов распределены в поверхностном слое неоднородно, формируя включения различной формы и размеров. Следует отметить, что структура подобного типа наблюдается в слое толщиной до 40 мкм.

Результаты количественного анализа элементного состава участка фольги, приведенного на рисунке 7.25а, представлены в таблице 7.3.



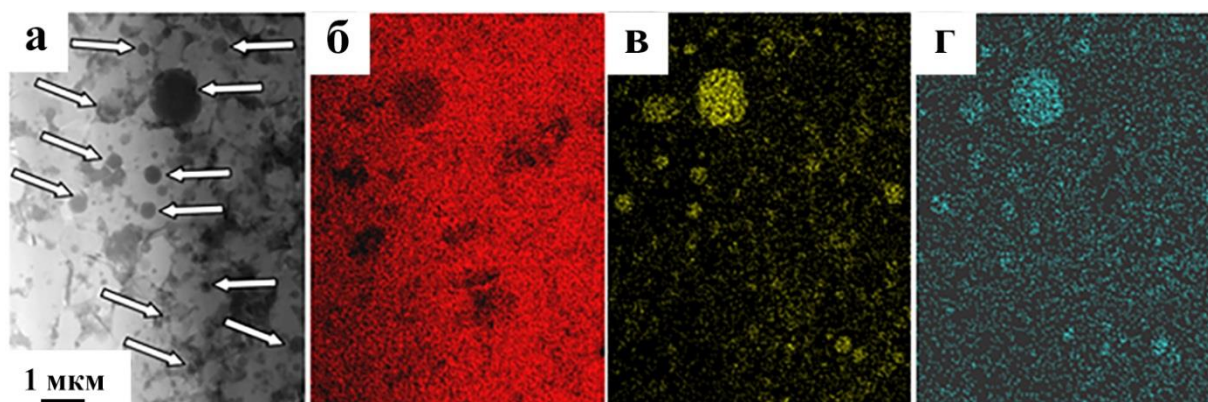
а - электронно-микроскопическое изображение структуры; б – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ti; в – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; г – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Y

Рисунок 7.25 – Электронно-микроскопическое изображения и карты распределения атомов элементов, формирующих поверхностный слой участка образца сплава АК10М2Н, модифицированного по режиму 4



Таблица 7.3 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка фольги, представленного на рисунке 7.25 а.

Элемент	Энергия(кэВ)	Массовые %	Атомные %
O	0,525	0,83	1,76
Al	1,486	52,18	65,51
Si	1,739	4,87	5,87
Ti	4,508	28,13	19,89
Cr	5,411	0,26	0,17
Fe	6,398	2,76	1,67
Ni	7,471	0,94	0,54
Cu	8,040	5,04	2,68
Y	1,922	4,99	1,90
Общее		100,00	100,00



а - электронно-микроскопическое изображение структуры; б – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Al; в – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Y; г – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов O. Стрелками на (а) указаны частицы оксида иттрия.

Рисунок 7.26 – Электронно-микроскопические изображения и карты распределения атомов элементов слоя сплава АК10М2Н, расположенного на расстоянии (40-50) мкм от поверхности комплексной обработки по режиму 4

На расстоянии (40-50) мкм от поверхности комплексной обработки обнаруживается слой материала, содержащий частицы сферической формы, обогащенные атомами иттрия и кислорода (рисунке 7.26, частица указаны стрелками). Форма частиц и их элементный состав позволяют предположить, что данные частицы являются частицами исходного порошка оксида иттрия, не разрушившимися при ЭВЛ. Размеры частиц изменяются в пределах от 50 нм до 1,2 мкм. Результаты микрорентгеноспектрального количественного анализа данного участка фольги приведены в таблице 7.4.

Таблица 7.4 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка фольги, представленного на рисунке 7.26 а.

Элемент	Энергия (кэВ)	Массовые %	Атомные %
O	0,525	0,87	1,91
Al	1,486	45,17	59,15
Si	1,739	3,34	4,20
Ti	4,508	38,24	28,20
Cr	5,411	0,29	0,20
Fe	6,398	2,36	1,50
Ni	7,471	0,82	0,49
Cu	8,040	5,10	2,83
Y	1,922	3,82	1,52
Общее		100,00	100,00

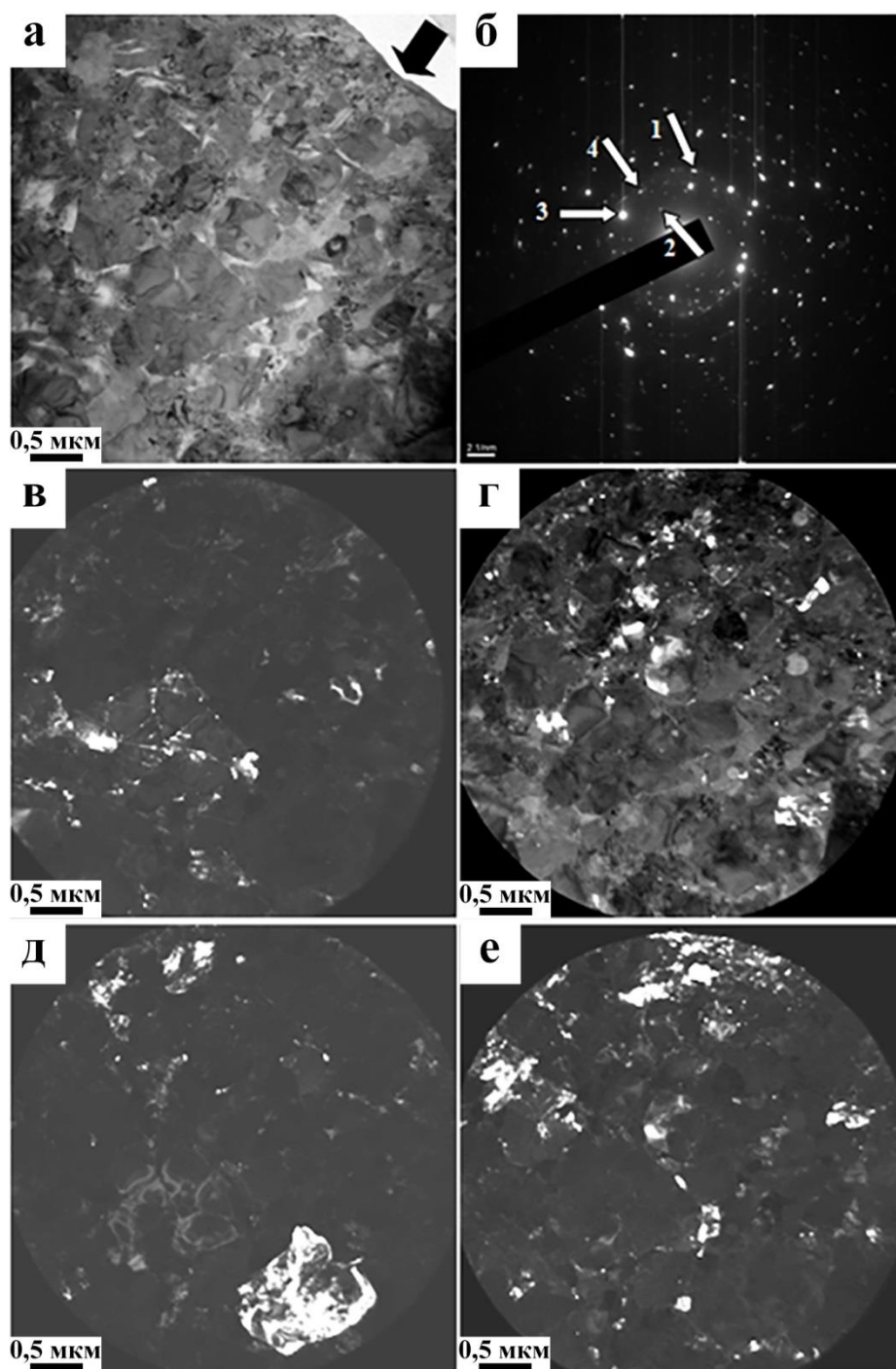
Размеры, форму и взаимное распределение фаз в объеме модифицированного по режимы 4 слоя материала, анализировали методами ПЭМ тонких фольг. Фазовый состав материала изучали, анализируя микроэлектронограммы и применяя методику темнопольного изображения.

На рисунке 7.27 приведены результаты микродифракционного электронно-микроскопического анализа поверхностного слоя сплава АК10М2Н (поверхность модифицирования указана стрелкой на рисунке 7.27 а). Отчетливо видно, что

размеры кристаллитов, формирующих исследуемый слой материала, изменяются в пределах от единиц до сотен нанометров, т.е. модифицируемый слой является субмикро- нанокристаллическим материалом. Микрорентгеноспектральный анализ поверхностного слоя модифицированного материала показал, что основными химическими элементами данного слоя являются алюминий и титана, в существенно меньшем количестве присутствуют кремний, медь и иттрий (рисунок 7.25, таблица 7.3). Результаты темнопольного анализа фазового состава данного слоя приведены на рисунках 7.27 в-е. Анализ микроэлектронограмм показывает, что кристаллиты субмикронных размеров сформированы твердым раствором на основе алюминия (рисунке 7.27 д). Включения наноразмерного диапазона сформированы частицами алюминидов титана и иттрия состава  $\text{Al}_3\text{Ti}$  и  $\text{Y}_3\text{Al}_2$ , а также силицидами титана состава  $\text{TiSi}_2$ .

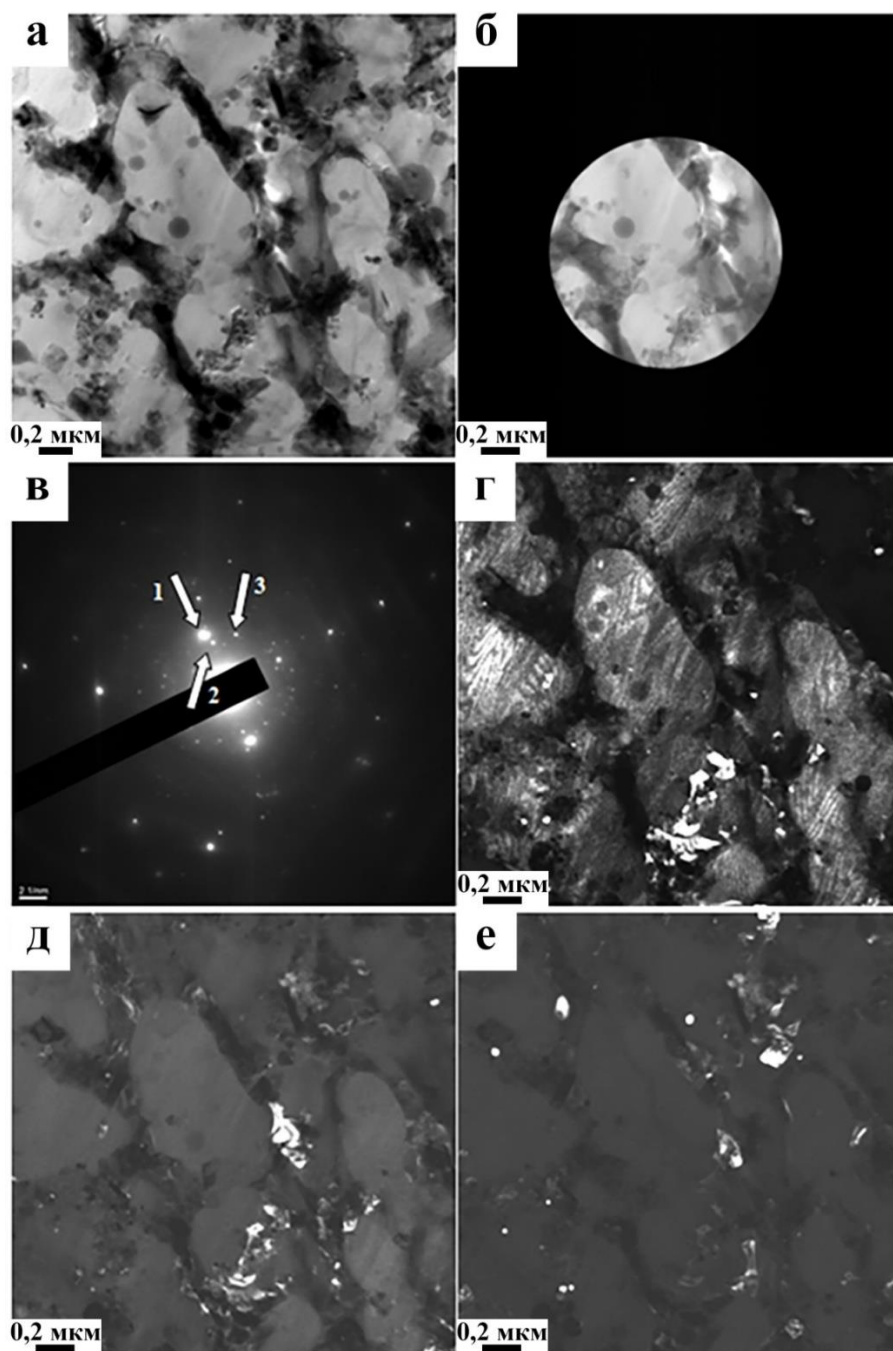
Результаты микродифракционного электронно-микроскопического анализа слоя, расположенного на расстоянии  $\approx 70$  мкм, приведены на рисунке 7.28. Отчетливо видно, что на данном расстоянии от поверхности модифицирования структура сплава представлена ячейками высокоскоростной кристаллизации. Размеры ячеек изменяются в пределах (0,5-0,6) мкм. Анализ микроэлектронограммы (рисунок 7.28 в) показывает, что ячейки кристаллизации сформированы твердым раствором на основе алюминия (рисунок 7.28 г). Ячейки разделены прослойками второй фазы, поперечные размеры которых изменяются в пределах (50-70) нм.

Микродифракционный анализ с привлечением методики темнопольного изображения показывает, что по границам ячеек кристаллизации располагаются частицы кремния (рисунок 7.28 г, д) и частицы соединения  $\text{Cu}_{2,7}\text{Fe}_{6,3}\text{Si}$  (рисунок 7.28 е). Результаты микрорентгеноспектрального анализа, представленные на рисунке 7.29, подтверждают возможность формирования прослоек данного элементного состава.



а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в-е – темные поля, полученные в рефлексах  $[004]\text{TiSi}_2$ ,  $[002]\text{Y}_3\text{Al}_2$ ,  $[111]\text{Al}$ ,  $[118]\text{Al}_3\text{Ti}$ , соответственно; стрелками указано: на (а) – поверхность модифицирования, на (б) – рефлексы, в которых получены темные поля (1) – в, (2) – г, (3) – д, 4 – е

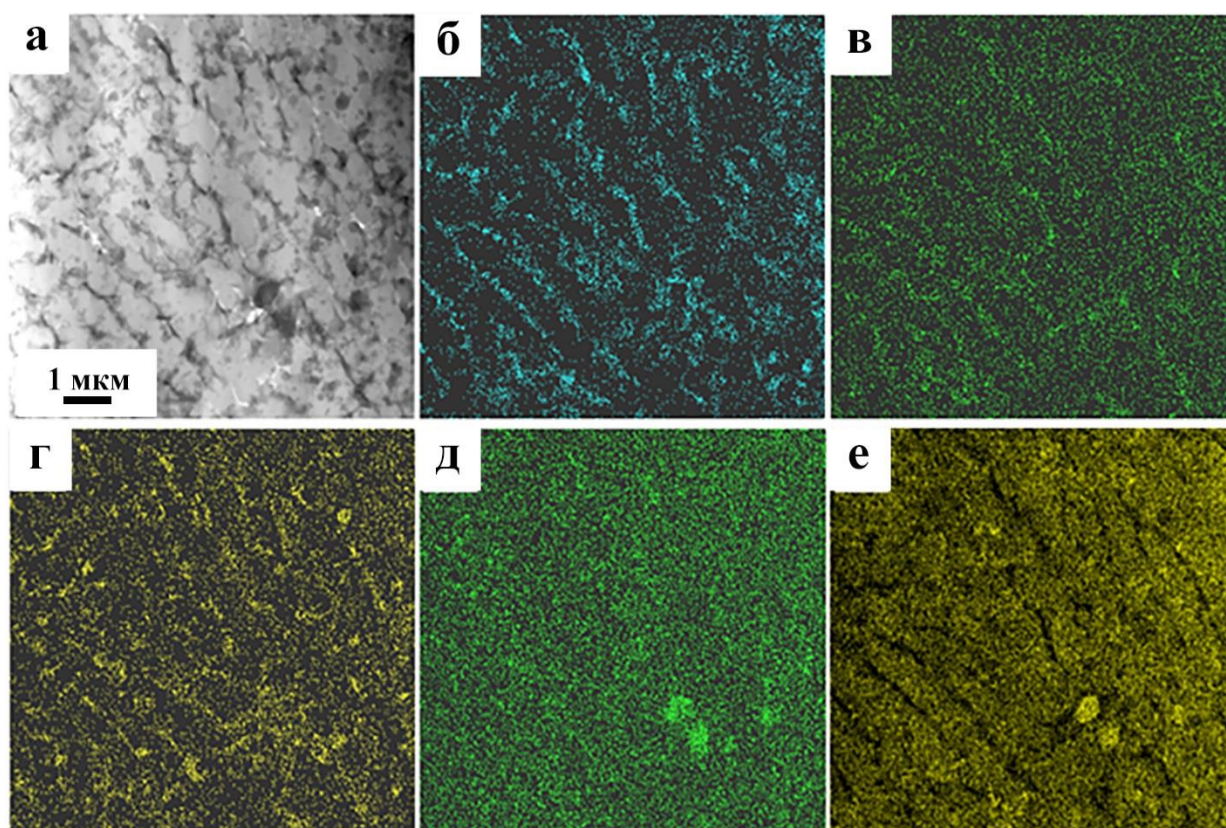
Рисунок 7.27 – Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, примыкающего к поверхности модифицирования сплава марки АК10М2Н



а, б – светлые поля; в – микроэлектронोगрамма; г-е – темные поля, полученные в рефлексах  $[111]\text{Al} + [302]\text{Si}$ ,  $[111]\text{Si}$ ,  $[111]\text{Cu}_{2,7}\text{Fe}_{6,3}\text{Si}$ , соответственно; на (в) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темные поля (1) – г, (2) – д, (3) – е

Рисунок 7.28 – Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя, расположенного на расстоянии  $\approx 70$  мкм от поверхности модифицирования





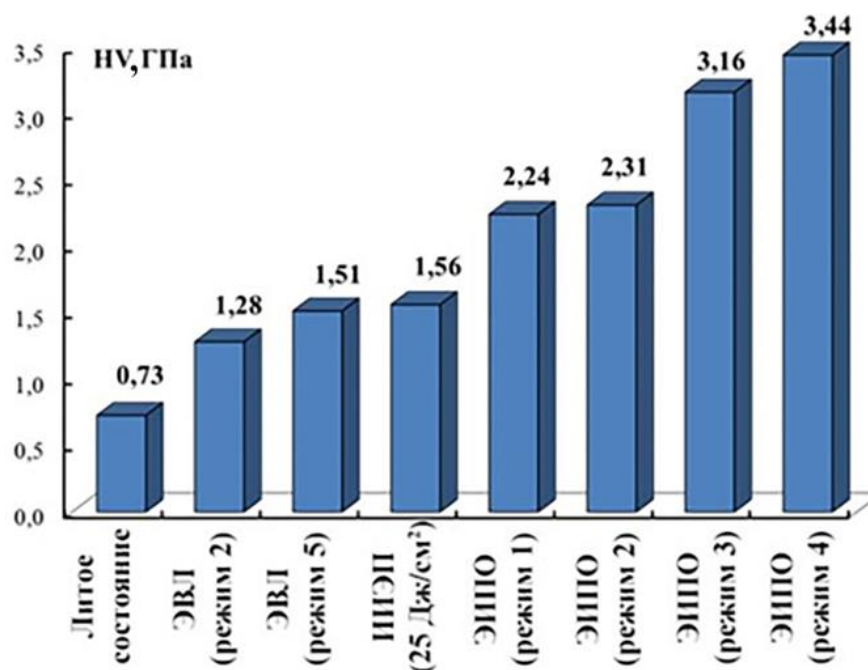
а - электронно-микроскопическое изображение структуры; б – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Fe; в – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Cu; г – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Y; д – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Si; е – изображение (а), полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ti

Рисунок 7.29 – Электронно-микроскопические изображения и карты распределения атомов элементов слоя сплава АК10М2Н, расположенного на расстоянии ( $\approx 70$ ) мкм от поверхности комплексной обработки по режиму 4

### 7.3 Влияние электронно-ионно-плазменного воздействия на физические и механические свойства сплава АК10М2Н

Выявленные преобразования поверхностного слоя сплава должны оказать существенное влияние на механические и трибологические свойства материала. В качестве механических свойств в работе оценивали изменение HV в зависимости от способа и режима модификации.

Изменение HV непосредственно на поверхности модификации, после ЭВЛ с оптимальными параметрами (масса порошковой навески  $Y_2O_3 = 58,9$  мг, напряжение разряда  $U=2,8$  кВ и  $Y_2O_3 = 88,3$  мг  $U=2,6$  кВ) и после ИИЭП в оптимальных режимах ( $25 \text{ Дж/см}^2$  и  $35 \text{ Дж/см}^2$ ) были оценены в предыдущих разделах. Однако для удобства сравнения все данные нанесены на один график и представлены на рисунке 7.30.



1 – исходное состояние; 2 – ЭВЛ (масса порошковой навески  $Y_2O_3 = 58,9$  мг, напряжение разряда  $U=2,8$  кВ); 3 – ЭВЛ ( $Y_2O_3 = 88,3$  мг  $U=2,6$  кВ); 4 – ИИЭП ( $25 \text{ Дж/см}^2$ ) 5 – комплексная обработка (режим 1 таблица 2.5); 6 - комплексная обработка (режим 2 таблица 2.5); 7 - комплексная обработка (режим 3 таблица 2.5); 8 - комплексная обработка (режим 4 таблица 2.5)

Рисунок 7.30 – HV поверхности сплава АК10М2Н в зависимости от способа модификации

Анализ графика дает основание говорить о том, что независимо от параметров модификации ЭВЛ или ИИЭП (как самостоятельных методов) увеличение HV составляет 97 % (0,71 ГПа). Комплексная обработка, с энергией пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup> (режимы 1 и 2 – таблица 2.5), приводит к увеличению HV в ~ 3,1 раза (2,24 ГПа и 2,31 ГПа – соответственно) по сравнению с 0,73 ГПа – исходное состояние. Комплексная обработка с энергией пучка электронов 35 Дж/см<sup>2</sup> (режимы 3 и 4 – таблица 2.5), приводит к увеличению HV в 4,3 раза (3,16 ГПа) и в 4,7 раза (3,44 ГПа) в зависимости от режима, по сравнению с 0,73 ГПа – исходное состояние, что коррелирует с данными трибологических испытаний.

Кроме того, была выполнена оценка изменения HV (рисунок 7.31) на поперечных шлифах, в зависимости от расстояния до поверхности обработки, для режимов 1 и 3.

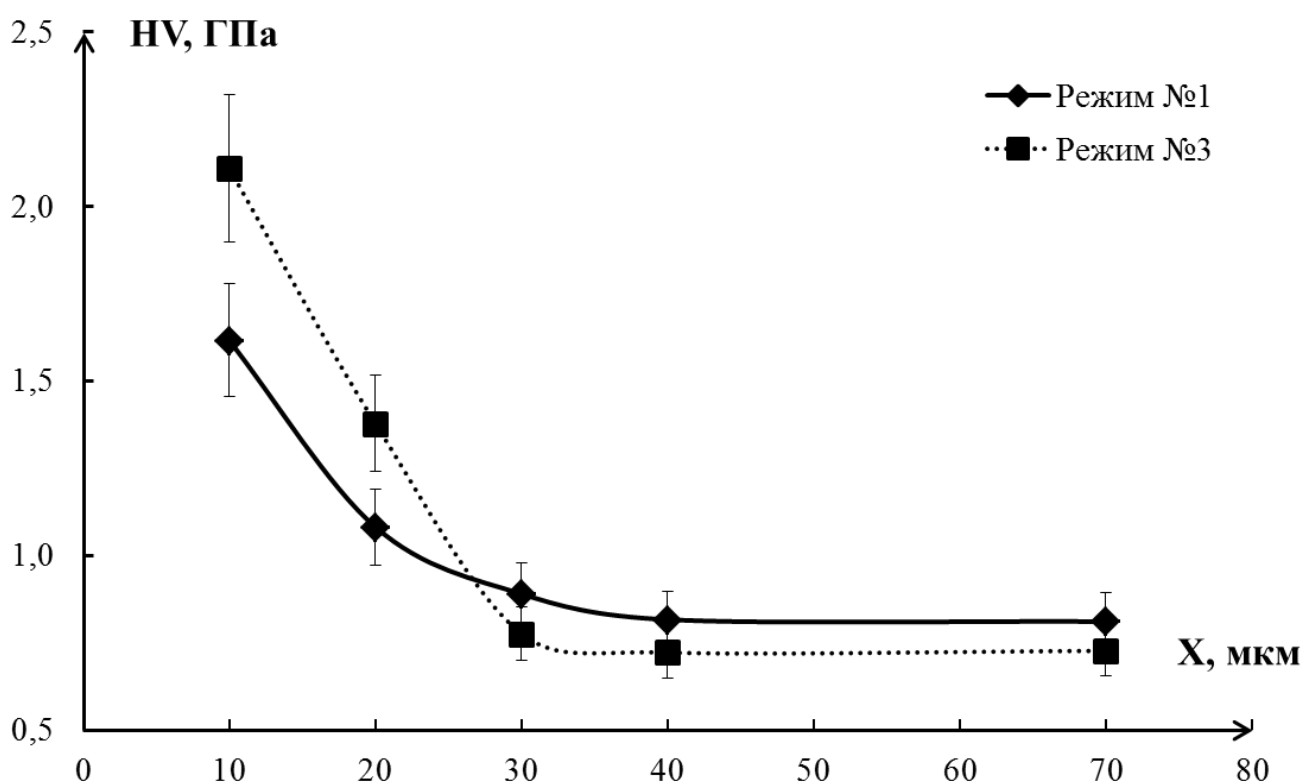


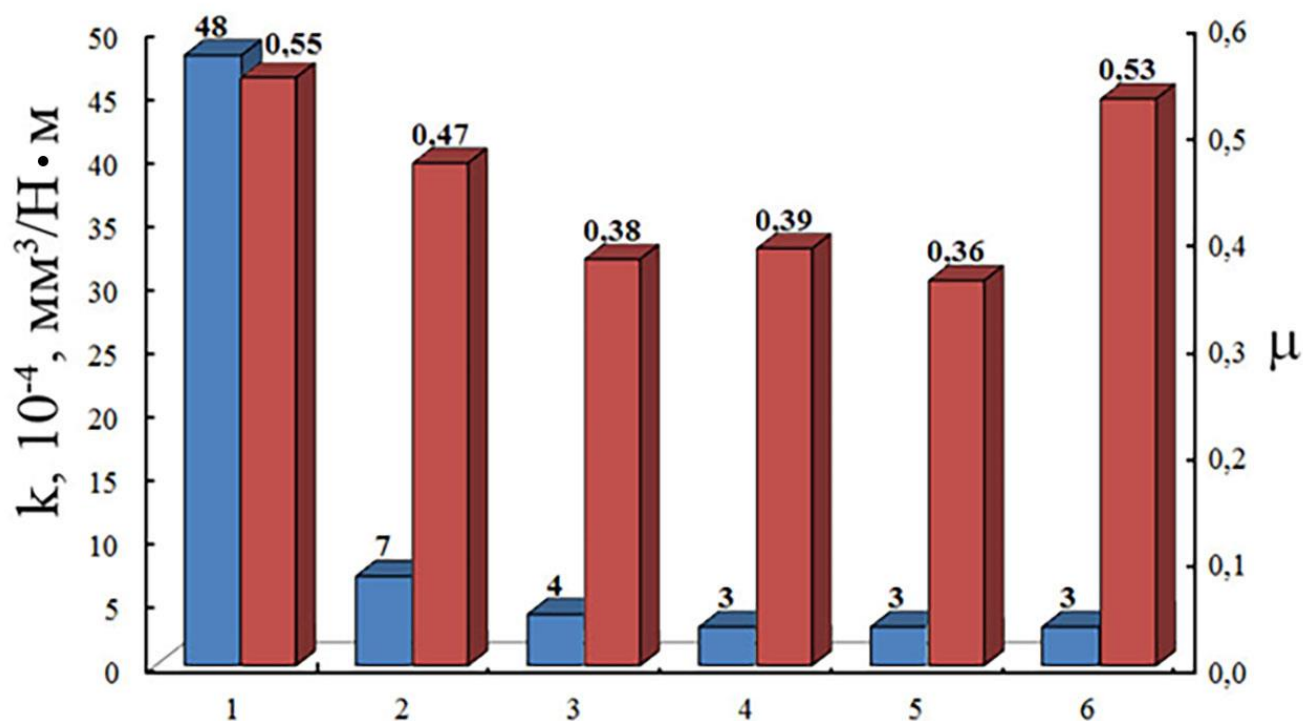
Рисунок 7.31 – Значения HV слоев сплава, расположенных на различных расстояниях (X) от поверхности подвергнутой комплексной обработке в режиме 1 и 3

Анализ зависимости изменения HV от расстояния до поверхности модифицирования (X), представленной на рисунке 7.31, говорит, что независимо



от режима комплексной обработки в слое расположенном на глубине 10 мкм значение HV максимально ( $1,58 \pm 0,16$  ГПа для режима 1 и  $2,07 \pm 0,21$  ГПа для режима 3). Дальнейшее продвижение вглубь материала приводит к монотонному снижению HV с достижением значения характерного для сплава, не подвергнутого модифицированию на расстоянии 40-50 мкм ( $0,80 \pm 0,81$  ГПа для режима 1 и  $0,71 \pm 0,70$  ГПа для режима 3).

В качестве фрикционных свойств в работе оценивались коэффициент трения  $k$  и параметр износа  $\mu$  (величина, обратная износостойкости) результаты измерения, которых приведены на рисунке 7.32.



1 – исходное состояние; 2 – состояние после облучения ИИЭП ( $25 \text{ Дж/см}^2$ ); 3-6 – состояние после комбинированной обработки, сочетающей ЭВЛ и облучение ИИЭП: 3 – режим 1; 4 – режим 2; 5 – режим 3; 6 – режим 4

Рисунок 7.32 – Зависимость коэффициента трения ( $\mu$ ) и величины параметра износа ( $k$ ) от состояния образцов сплава АК10М2Н;

Выполненные испытания показали, что комплексная поверхностная обработка сплава АК10М2Н приводит к многократному увеличению износостойкости модифицированного слоя и снижению коэффициента трения,

что обусловлено, формированием многофазного субмикро- нанокристаллического состояния.

Параметр износа слабо зависит от режимов комбинированной обработки. По отношению к исходному сплаву выявлено повышение износостойкости в (18-20) раз; по отношению к сплаву, облученному интенсивным импульсным электронным пучком, повышение износостойкости составило (2,6-2,8) раз. Коэффициент трения изменяется менее однозначно, а именно, снижается при вариантах комбинированной обработки 1-3 по отношению к исходному сплаву в  $\approx 1,5$  раза и по отношению к сплаву, облученному интенсивным импульсным электронным пучком, в  $\approx 1,3$  раза. При режиме комбинированной обработки 4 коэффициент трения увеличивается, достигая значения, близкого к величине коэффициента трения исходного сплава.

#### **7.4 Выводы по разделу 7**

1. Осуществлена комплексная обработка поверхности сплава АК10М2Н, сочетающая ЭВЛ алюминий титановой фольгой и оксидом иттрия и последующее облучение ИИЭП.

2. Исследования, выполненные методами современного физического материаловедения, выявили формирование протяженного поверхностного слоя, концентрация титана и иттрия в котором зависит от режима ЭВЛ и от расстояния до поверхности модифицирования.

3. Методом картирования выявлено неоднородное распределение атомов легирующих элементов в модифицированном слое.

4. Установлено, что ЭВЛ сопровождается как легированием поверхностного слоя элементами плазмы, так и внедрением в поверхностный слой частиц исходного порошка оксида иттрия.

5. Установлено, что комплексная обработка приводит к формированию в поверхностном слое сплава многофазного субмикро- наноразмерного состояния, размеры кристаллитов которого изменяются в пределах от единиц до сотен нанометров.

6. Показано, что износостойкость материала слабо зависит от варианта комбинированной обработки. По отношению к исходному сплаву выявлено повышение износостойкости в (18-20) раз; по отношению к сплаву, облученному интенсивным импульсным электронным пучком, повышение износостойкости составило (2,6-2,8) раз.

7. Выявлено, что коэффициент трения снижается при режимах комбинированной обработки 1-3 по отношению к исходному сплаву в  $\approx 1,5$  раза и по отношению к сплаву, облученному интенсивным импульсным электронным пучком, в  $\approx 1,3$  раза. При комбинированной обработки по режиму 4 коэффициент трения модифицированного слоя близок к величине коэффициента трения исходного сплава.

8. Установлено, что комплексная обработка с энергией пучка электронов  $25 \text{ Дж/см}^2$  приводит к увеличению HV в  $\sim 3,1$  раза. Комплексная обработка, в энергией пучка электронов  $35 \text{ Дж/см}^2$  приводит к увеличению HV в 4,3 раза и в 4,7 раза в зависимости от режима ЭВЛ.

## **8 ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ СРОКА ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ**

### **8.1 Значение результатов диссертационной работы для промышленности и их патентная защищенность**

Полученные в диссертационном исследовании данные возможно использовать для развития научных, научно-технических и технологических направлений по увеличению физических и механических свойств изделий из сплавов на основе алюминия для их дальнейшего применения в автомобильной и космической промышленности, что подтверждается выполненным аналитическим обзором литературы [290]. Результаты работы способствуют развитию последующих опытно-конструкторских работ по внедрению ЭИПО в цикл производства металлургических предприятий. Это позволило разработать рекомендации и предложения по использованию результатов в уже развивающихся инновационных проектах, что подтверждается актами об использовании результатов работы на предприятиях Юга Кузбасса. Например, установленный в диссертационном исследовании рациональный режим ЭВЛ (масса взрывааемой алюминиевой фольги – 58,9 мг, масса порошковой навески оксида иттрия – 88,3 мг, напряжение разряда конденсаторной батареи – 2,6 кВ), был использован на предприятии ООО «Вест 2002» для упрочнения и повышения эксплуатационных параметров червячного колеса (рисунок 8.1), изготовленного из антифрикционного AlSi сплава и установленного в редуктор шлифовально-полировочного станка 6ШП-100. Испытания показали, что после ЭВЛ, ресурс работы червячного колеса увеличился в 3,5 раза. Ожидаемый годовой экономический эффект от использования результатов опытно-промышленных испытаний составляет 1,3 млн. рублей. (Приложение 1).



Рисунок 8.1 – Червячное колесо

ООО «Ремкомплект» была установлена целесообразность использования обработки ИИЭП для увеличения срока эксплуатации механизмов приводов (рисунок 8.2), применяемых на предприятии. Рекомендуемые параметры ИИЭП: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, длительность импульса пучка электронов 150 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов  $0,3 \text{ с}^{-1}$ , давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки  $2 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$ , плотность энергии пучка электронов  $25 \text{ Дж/см}^2$ . Ожидаемый экономический эффект  $\sim 1,95 \text{ млн. руб.}$  в год (Приложение 2).



Рисунок 8.2 – Механизмы приводов, применяемых на предприятии ООО «Ремкомплект»

Обнаруженное в научно-исследовательской работе снижение микротвердости и увеличение пластичности вследствие магнитного воздействия,

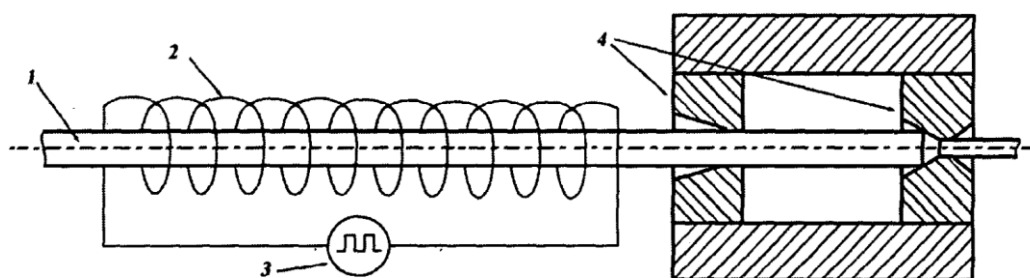
в совокупности с данными по ее релаксации после прекращения действия магнитного поля, использовано в процессах обработки алюминия давлением. В рамках предприятия АО «Аркони́к СМЗ», установленные в НИР, режимы магнитного воздействия использовались при прокате слитков в плиты/листы/ленту и штамповке кузнечной продукции. Применение обработки магнитным полем непосредственно перед процессом прокатки и штамповки позволило снизить усилие, требуемое для проката слитков в плиты/листы/ленту на прокатном стане и давление прессы при штамповке, без изменений требований к оснастке и качеству смазки.

Предварительный оцененный годовой экономический эффект от использования результатов НИР на предприятии АО «Аркони́к СМЗ» составляет 2 млн. рублей (Приложение 3).

Рассмотрев материалы диссертационной работы «Модификация структуры и свойств алюминия и доэвтектических силуминов методами электронно-ионно-плазменных и магнитных воздействий» в рамках АО «РУСАЛ Новокузнецк», можно констатировать, что установленные в работе Загуляева Д.В. оптимальные режимы электронно-ионно-плазменной обработки  $AlSi$  сплавов, которые приводят к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя материала, заключающемуся в формировании покрытия с субмикроструктурной структурой, свободного от кремниевых включений и интерметаллидов микронных и субмикронных размеров, характерных для исходного сплава, несомненно, представляют практический интерес, поскольку дробление грубых пластин кремния и отсутствие интерметаллидов приведут к увеличению функциональных характеристик деталей и узлов изготавливаемых из  $AlSi$  сплавов (Приложение 4).

Практическая важность полученных результатов подтверждается объектами интеллектуальной собственности, полученными в ходе выполнения работы, а именно шестью патентами РФ [185-187, 215, 268-269] и семью свидетельствами о государственной регистрации базы данных [216-218, 246-247, 270].

Разработан способ волочения алюминиевой проволоки, заключающийся в воздействии перед волочением на заготовку импульсным магнитным полем, индукция которого не превышает 0,7 Тл, создаваемым посредством установленного перед волокой индуктора, на который подают импульсы тока с амплитудой от 2 до 30 кА и частотой от 10 до 1000 Гц от источника токовых импульсов.



1 – проволока; 2 – соленоид генерирующий импульсные магнитные поля; 3 – источник токовых импульсов; 4 – волока

Рисунок 8.3 – Схема, поясняющая способ волочения алюминиевой проволоки в магнитных полях

Реализация способа поясняется рисунков 8.3 и заключается в следующем. Предварительно перед волокой 4 устанавливается соленоид 2, генерирующий импульсные магнитные поля с индукцией до 1 Тл и регулируемой частотой импульсов, на соленоид подаются импульсы тока от источника токовых импульсов 3. Частота импульсов подбирается исходя из скорости волочения для воздействия на весь материал заготовки.

Разработан способ обработки поверхностного слоя силумина АК5М2, заключающийся в облучении поверхностного слоя интенсивным импульсным электронным пучком в среде аргона при остаточном давлении  $2 \cdot 10^{-2}$  Па с количеством импульсов  $n=3$ , частотой следования импульсов -  $0,3 \text{ с}^{-1}$ . Облучение осуществляют интенсивным электронным пучком с энергией электронов 17 кэВ, длительностью импульса пучка электронов  $\tau=200$  мкс, плотностью энергии пучка электронов  $I=30\text{-}50 \text{ Дж/см}^2$ . Сформированный упрочненный поверхностный слой силумина марки АК5М2 обладает улучшенной структурой, высокой микротвердостью и износостойкостью.

Разработан способ нанесения износостойких покрытий на основе алюминия и оксида иттрия на силумин. Способ включает электрический взрыв композиционного электрически взрываемого проводника, состоящего из двухслойной плоской алюминиевой оболочки массой 60-150 мг и сердечника в виде порошка оксида иттрия массой, равной 0,5-2,0 массы оболочки, формирование из продуктов взрыва импульсной многофазной плазменной струи, оплавление ею поверхности силумина при поглощаемой плотности мощности 4,5-5,0 ГВт/м<sup>2</sup>, осаждение на поверхность продуктов взрыва и формирование на ней композиционного покрытия системы Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al. Полученные покрытия обладают высокой износостойкостью и микротвердостью. Изобретение может быть использовано при нанесении предлагаемым способом покрытий на детали и изделия, изготавливаемые из силумина и подверженные фрикционному износу.

## **8.2 Возможности использования результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе**

Результаты, представленные в диссертационной работе, имеют фундаментальный характер и вносят вклад в развитие существующих представлений о закономерностях влияния ЭИПО на структуру и свойства сплавов на основе алюминия.

Основные положения работы представляют интерес как учебный материал в курсе лекций по физике конденсированного состояния, физического материаловедения, металловедения и термообработки, что подтверждается справками об использовании результатов работы в ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», а именно установленные в работе положения нашли отражение в лекционном материале и практических заданиях по дисциплинам «Материаловедение и технологии материалов и наноматериалов», «Методы упрочнения и модификации поверхности», «Механические и физические свойства материалов», «Физика твердого тела», «Функциональные материалы», «Методы исследования структуры и свойств материалов», «Электронная микроскопия», «Композиционные и полимерные



композиционные материалы». Обучающиеся бакалавриата и магистратуры по направлению 22.03.01 – Материаловедение и технологии материалов, используют результаты работы при написании курсовых и дипломных проектов. Аспиранты направления 03.06.01 – Физика и астрономия руководствуются основными выводами работы при написании аналитических, литературных обзоров и формировании кандидатских диссертаций (Приложение 5).

Обнаруженные в работе Загуляева Д.В. закономерности использованы сотрудниками кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Самарского университета при формировании учебно-методических комплексов по дисциплинам «Физическое материаловедение», «Материаловедение» и «Конструкционные материалы» (Приложение 6).

В целом реализация предлагаемой работы поспособствовала развитию нового научного направления, подготовки специалистов и научно-образовательных кадров в области новых металлургических, материаловедческих и физических, в том числе и nano технологий.

Научная важность полученных результатов подтверждается выполнением работы в рамках грантов, финансируемых Министерством науки и высшего образования Российской Федерации (государственное задания № 3.1283.2017/4.6, соглашение № 14.B37.21.1166) и Российским научным фондом (проект № 19-79-10059).

### **8.3 Выводы по разделу 8**

1. Представлены результаты практического использования диссертационной работы в промышленности, научной деятельности и учебном процессе.

2. Описаны объекты интеллектуальной собственности, в частности способы и методы разработанные в ходе выполнения работы и имеющие патентную защиту.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результатом выполнения работы стала установленная физическая природа и закономерности увеличения механических и трибологических свойств Al-Si сплавов, за счет формирования субмикро- и нанокристаллических, градиентных структур возникающих в материалах после электронно-ионно-плазменных воздействий. В результате теоретических оценок, базирующихся на полученных экспериментальных данных, влияния магнитного поля на процесс пластического деформирования Al установлено, что основным механизмом, отвечающим за их изменение, является увеличение подвижности дислокаций за счет снижения энергетического барьера их закрепления. Совокупность полученных научных результатов отражается в основных выводах:

1. Установлено, что воздействие постоянными магнитными полями величиной до 0,3 Тл, приводит к обратимому снижению HV алюминия независимо от чистоты металла, релаксация HV происходит по экспоненциальному закону. Исследования процесса ползучести показали, что зависимость скорости ползучести от величины магнитной индукции носит немонотонный характер: влияние магнитного поля с  $B = 0 - 0,15$  Тл приводит к увеличению скорости ползучести на 55 %, а при  $B = 0,15 - 0,30$  Тл она уменьшается на такую же величину, это связано с слабополевыми и сильнополевыми способами влияния магнитного поля на поведение точечных дефектов.

2. Методами сканирующей и просвечивающей электронных микроскопий установлено, что присутствие магнитного поля в процессе ползучести приводит к (1) большему накоплению скалярной плотности дислокаций, (2) к более развитому процессу формирования дислокационных петель, (3) к формированию вдоль границ блоков вторичной блочной системы, (4) снижению средних размеров ямок вязкого разрушения.

3. Установлено, что основным механизмом, отвечающим за изменение HV и скорости ползучести Al в условия действия магнитных полей, является

увеличение подвижности дислокаций за счет снижения энергетического барьера их закрепления.

4. Выполнена модификация поверхности сплавов АК5М2 и АК10М2Н ИИЭП в различных режимах, отличающихся плотностью энергии электронного пучка от 10 до 50 Дж/см<sup>2</sup> и временем импульса от 50 до 200 мкс. Произведена обработка сплава АК10М2Н многофазной плазмой (Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), полученной методом электрического взрыва проводника, по шести режимам.

5. В результате анализа изменений HV, k и  $\mu$  сплавов АК5М2 и АК10М2Н, вызванных ИИЭП и ЭВЛ в различных режимах, определены по два оптимальных режима для каждого из воздействий, приводящие к максимальному увеличению HV, снижению k и  $\mu$ . Установленные режимы воздействия были скомбинированы для ЭИПО, сочетающей ЭВЛ системой Al-Ti-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и последующее облучение ИИЭП, поверхности сплава АК10М2Н.

6. Установлено, что независимо от параметров модификации ЭВЛ или ИИЭП (как самостоятельных методов), комплексная обработка, приводит к более существенным изменениям HV, k и  $\mu$  для сплава АК10М2Н. Определено, что максимальное увеличение HV при комплексной обработке составляет 4,7 раза, параметр k при комплексной обработке, независимо от режима, снижается в 18-20 раз, максимальное снижение  $\mu$  составляет 1,5 раза.

7. Установлено, что воздействие ИИЭП с параметрами 30-50 Дж/см<sup>2</sup>, не зависимо от длительности импульсов (50 мкс., 150 мкс. или 200 мкс.) и химического состава сплава АК5М2 или АК10М2Н, приводит к растворению интерметаллидов и формированию на всей поверхности облучения ячеистой структуры (зерна Al) разделенной прослойками второй фазы (Si). Размеры ячеек колеблются в интервале 10-200 нм., размеры прослоек 10-20 нм., эти два фактора являются причиной повышенных трибологических свойств модифицированного слоя.

8. Обнаружено, что ЭВЛ сплава АК10М2Н сопровождается формированием высокопористого поверхностного слоя толщиной 50 – 150 мкм, характеризующегося неоднородностью в распределении легирующих элементов

(кремния, иттрий и кислород), субмикро- и наноразмерной многофазной структурой, упрочняющими фазами которой являются частицы кремния,  $Y_2O_3$ ,  $YSi_2$  и  $Y_2Si_2O_7$ ;

9. Комплексное модифицирование поверхности сплава АК10М2Н приводит к формированию протяженного поверхностного слоя, концентрация Ti и Y в котором зависит от режима обработки, и от расстояния до поверхности модифицирования. Структура модифицированного слоя менее пористая в сравнении с ЭВЛ и характеризуется многофазным субмикро- наноразмерным состоянием, размеры кристаллитов структуры изменяются в пределах от единиц до сотен нанометров.

10. Разработан способ управления деформационными характеристиками Al заключающийся в воздействии магнитным полем величиной 0,3 Тл. Предложены рациональные режимы электронно-ионно-плазменных воздействий, позволяющие значительно повысить (2-2,5 раза) срок службы деталей и узлов изготавливаемых из силуминов.

**СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ**

HV – микротвердость;

АСМ – атомно-силовая микроскопия;

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия;

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия;

ИИЭП – интенсивный импульсный электронный пучок;

ЭВЛ – электровзрывное легирование;

ЭИПО – электронно-ионно-плазменная обработка;

k – параметр износа;

ОКР – область когерентного рассеяния электронов;

$\mu$  - коэффициент трения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чёсов, Ю. С. Структура плазменных износостойких покрытий из порошкового материала марки ПГ-С27 / Ю. С. Чёсов, Е. А. Зверев, А. В. Плохов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2010. – № 1. – С. 14–18.
2. Чёсов, Ю. С. Технологическое обеспечение качества плазменных покрытий / Ю. С. Чёсов, Е. А. Зверев, П. В. Трегубчак // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 1. – С. 10–13.
3. Li, Y. Microstructure and properties of Ti/TiBCN coating on 7075 aluminum alloy by laser cladding / Y. Li, P. Zhang, P. Bai, L. Wu, B. Liu, Z. Zhao // Surface and Coatings Technology. – 2018. – Vol. 334. – P. 142–149.
4. Wan, Q. Bonding and wear behaviors of supersonic plasma sprayed Fe-based coatings on Al-Si alloy substrate / Q. Wang, X. Rui, Q. Wang, Y. Bai, Z. Du, W. Niu, W. Wang, K. Wang, Y. Gao // Surface and Coatings Technology. – 2019. – Vol. 367. – P. 288–301.
5. Ardila-Rodríguez, L.A. Surface modification of aluminum alloys with carbon nanotubes by laser surface melting / L. A. Ardila-Rodríguez, B. R. C. Menezes, L. A. Pereira, R. J. Takahashi, A. C. Oliveira, D. N. Travessa // Surface and Coatings Technology. – 2019. – Vol. 377. – P. 124930.
6. Kubatík, T. F. Preparation and properties of plasma sprayed NiAl10 and NiAl40 coatings on AZ91 substrate / T. F. Kubatík, F. Lukáč, J. Stoulil, P. Ctibor, F. Průša, K. Stehlíková // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Vol. 319. – P. 145–154.
7. Кошуро, В. А. Влияние микродугового оксидирования на структуру и твердость алюмооксидных покрытий, сформированных на титане плазменным напылением / В. А. Кошуро, А. А. Фомин, И. В. Родионов, М. А. Фомина // Физикохимия поверхности и защита материалов. – 2018. – Т. – 54. – № 5. – С. 499–504.
8. Журавина, Т. В. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошков системы титан – тантал – ниобий на титан ВТ1-0 / Т. В. Журавина, И.

А. Батаев, А. А. Руктуев, А. П. Алхимов, О. Г. Ленивцева, О. А. Бутыленкова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – Т. 54. – № 1. – С. 90–95.

9. Голковский, М. Г. Многослойная электронно-лучевая наплавка танталсодержащих порошковых смесей на заготовки из титана BT1-0 / М. Г. Голковский, В. В. Самойленко, А. И. Попелюх, А. А. Руктуев, Н. В. Плотникова, Н. С. Белоусова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – Т. 61. – № 4. – С. 44–48.

10. Рощин, М. Н. Повышение износостойкости вариаторов хода комбайнов из алюминиевого сплава плазменным напылением / М. Н. Рощин // Journal of Advanced Research in Technical Science. – 2019. – Т. 1. – № 14. – С. 27–30.

11. Пат. 2427666 РФ. МПК C22F 1/18, C23C 8/36. Способ упрочнения поверхности изделий из титановых сплавов / А. Е. Михеев, А. В. Гирн, С. С. Ивасев, Е. В. Вахтеев; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М.Ф. Решетнева». – № 2009147581/02, заявл. 21.12.2009; опубл. 27.08.2011. Бюл. № 24.

12. Пат. № 2417841 РФ. МПК B01J 37/025, B01J 23/83, B01J 23/85, B01J 21/02, B01D 53/94. Способ изготовления каталитического композиционного покрытия / Т. С. Виноградова, Т. А. Тараканова, Б. В. Фармаковский, И. В. Улин, С. Е. Шолкин, М. А. Юрков; Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «ПРОМЕТЕЙ» (ФГУП «ЦНИИ КМ «ПРОМЕТЕЙ»), Российская Федерация, от имени которой выступает Министерство промышленности и торговли Российской Федерации (Минпромторг России). – № 2009138705/04, заявл. 19.10.2009; опубл. 10.05.2011. Бюл. № 13.

13. Пат. № 2700344 РФ. МПК C23C 14/24, C23C 14/14, C23C 14/02, C23C 14/34. Способ упрочнения режущего инструмента осаждением покрытий системы

Ti-Al / Р. Н. Хуснимарданов, Э. Л. Варданян, А. Ю. Назаров, К. Н. Рамазанов, Е. А. Брюханов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уфимский государственный авиационный технический университет». – № 2019103188, заявл. 05.02.2019; опубл. 16.09.2019. Бюл. № 26.

14. Пат. № 2429311 РФ. МПК C23C 14/06, C23C 14/24, C23C 14/35. Способ получения покрытий на основе сложных нитридов / В. Н. Анциферов, А. Л. Каменева; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Пермский государственный технический университет». – № 2010100449/02, заявл. 11.01.2010; опубл. 20.09.2011. Бюл. № 26.

15. Пат. № 2518037 РФ. МПК C23C 4/10, C23C 14/32. Способ электровзрывного напыления композиционных износостойких покрытий системы TiC-Mo на поверхности / Д. А. Романов, О. В. Олесюк, Е. А. Будовских, В. Е. Громов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2013113149/02, заявл. 25.03.2013; опубл. 10.06.2014. Бюл. № 16.

16. Пат. № 2699474 РФ. СПК B23K 9/04. Способ наплавки на титан и титановые сплавы жаростойких и износостойких покрытий на основе алюминидов титана / А. И. Ковтунов, А. Г. Бочкарев, А. А. Гущин, Ю. Ю. Хохлов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Тольяттинский государственный университет». – № 2019102302, заявл. 28.01.2019; опубл. 05.09.2019. Бюл. № 25.

17. Пат. № 2670317 РФ. СПК B23K 9/04. Способ наплавки интерметаллидных сплавов на основе системы титан-медь / А. И. Ковтунов, А. М. Острянка, А. Г. Бочкарев; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Тольяттинский государственный университет». – № 2017140951, заявл. 23.11.2017; опубл. 22.10.2018. Бюл. № 30.



18. Wang, J. T. Improving creep properties of 7075 aluminum alloy by laser shock peening / J. T. Wang, L. Xie, K. Y. Luo, W. S. Tan, L. Cheng, J. F. Chen, Y. L. Lu, X. P. Li, M. Z. Ge // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 349. – P. 725–735.
19. Gao, Y. K. Improvement of fatigue property in 7050–T7451 aluminum alloy by laser peening and shot peening / Y. K. Gao // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (10-11). – P. 3823–3828.
20. Liu, P. Effect of laser shock peening on the microstructure and corrosion resistance in the surface of weld nugget zone and heat-affected zone of FSW joints of 7050 Al alloy / P. Liu, S. Sun, J. Hu // *Optics and Laser Technology*. – 2019. – Vol. 112. – P. 1–7.
21. Li, J. Study on mechanical properties and microstructure of 2024-T351 aluminum alloy treated by cryogenic laser peening / J. Li, J. Zhou, Y. Sun, A. Feng, X. Meng, S. Huang, Y. Sun // *Optics and Laser Technology*. – 2019. – Vol. 120. – P. 105670.
22. Gottardi, G. Cavitation erosion behaviour of an innovative aluminium alloy for Hybrid Aluminium Forging / G. Gottardi, M. Tocci, L. Montesano, A. Pola // *Wear*. – 2018. – Vol. 394–395. – P. 1–10.
23. Tong, Z. Improvement in cavitation erosion resistance of AA5083 aluminium alloy by laser shock processing / Z. Tong, J. Jiao, W. Zhou, Y. Yang, L. Chen, H. Liu, Y. Sun, X. Ren // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 377. – P. 124799.
24. Wang, J. Mechanical properties and microstructural response of 2A14 aluminum alloy subjected to multiple laser shock peening impacts / J. Wang, Y. Lu, D. Zhou, L. Sun, L. Xie, J. Wang // *Vacuum*. – 2019. – Vol. 165. – P. 193–198.
25. Жиркова, О. Н. Влияние непрерывного лазерного излучения на изменение структуры и свойств титана / О. Н. Жиркова, А. П. Морозов // *Фундаментальные исследования*. – 2006. – № 6. – С. 100.

26. Жиркова, О. Н. Структура и физико-механические свойства титана под воздействием лазерного излучения / О. Н. Жиркова, А. П. Морозов // *Фундаментальные исследования*. – 2006. – № 5. – С. 62.
27. Муратов, В. С. Влияние непрерывного лазерного излучения на изменение структуры и свойств технически чистого титана / В. С. Муратов, Е. А. Морозова // *Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований*. – 2011. – № 5. – С. 41.
28. Проскуряков, В. И. Сравнительный анализ лазерного упрочнения титановых и циркониевых образцов / В. И. Проскуряков, И. В. Родионов, М. В. Новиков // *Прогрессивные технологии и процессы*. – 2019. – С. 224–228.
29. Yilbas, B. S. Laser surface modification treatment of aluminum bronze with  $B_4C$  / B. S. Yilbas, A. Matthews, A. Leyland, C. Karatas, S. S. Akhtar, B. J. Abdul Aleem // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 263. – P. 804–809.
30. Tang, C. H. Effect of laser surface melting on the corrosion and cavitation erosion behaviors of a manganese–nickel–aluminium bronze / C. H. Tang, F. T. Chenga, H. C. Man // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 373. – P. 195–203.
31. Tang, C. H. Laser surface alloying of a marine propeller bronze using aluminium powder. Part I: Microstructural analysis and cavitation erosion study / C. H. Tang, F. T. Cheng T, H. C. Man // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200. – P. 2602–2609.
32. Devojnoa, O. G. On the formation features, structure, microhardness and tribological behavior of single tracks and coating layers formed by laser cladding of Al- Fe powder bronze / O. G. Devojnoa, E. Feldshteinb, M. A. Kardapolavaa, N. I. Lutsko // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 358. – P. 195–206.
33. Пат. № 2684176 РФ. МПК C21D 1/09. Способ лазерного упрочнения поверхности детали / В. П. Бирюков, Э. Г. Гудушаури, Д. Ю. Татаркин, А. А. Фишков; В. П. Бирюков, Э. Г. Гудушаури, Д. Ю. Татаркин, А. А. Фишков. – № 2017106881, заявл. 02.03.2017; опубл. 04.04.2019. Бюл. № 10.

34. Пат. № 2661131 РФ. МПК C21D 9/30, C21D 1/09. Способ и система для лазерного упрочнения поверхности обрабатываемой детали / А. Габилондо, Х. Домингуэс, К. Сорьяно, Х. Л. Оканья; ЭТХЕ-ТАР, С.А. – № 2015111857, заявл. 29.08.2013; опубл. 10.11.2016. Бюл. № 31.

35. Пат. № 2669257 РФ. МПК C23C 4/10, C23C 4/12, C23C 4/18. Способ получения структурированного пористого покрытия на титане / И. Г. Жевтун, С. Б. Ярусова, П. С. Гордиенко, Е. П. Субботин; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук (ИХ ДВО РАН). – № 2017146878, заявл. 08.08.2017; опубл. 09.10.2018. Бюл. № 28.

36. Пат. № 2686973 РФ. МПК C22F 3/00, B23K 26/14. Способ получения многослойной модифицированной поверхности титана / Г. А. Евстюнин; Общество с ограниченной ответственностью «Новые технологии лазерного термоупрочнения» (ООО «НТЛТ»). – № 2017146878, заявл. 29.12.2017; опубл. 06.05.2019. Бюл. № 13.

37. Пат. № 2603751 РФ. МПК C23C 8/20. Способ получения покрытия их микроструктурированного карбида титана на поверхности изделия из титана или титанового сплава с использованием лазерного излучения / Д. В. Абрамов, С. М. Аракелян, Д. А. Кочуев, В. Г. Прокошев, К. С. Хорьков; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых» (ВлГУ). – № 2015120778/02, заявл. 01.06.2015; опубл. 27.11.2016. Бюл. № 33.

38. Пат. № 2004129402 РФ. МПК C21D 1/09. Способ поверхностного упрочнения металлов / Ф. И. Рузанов, П. Г. Пыриков; Государственное образовательное учреждение Высшего профессионального образования Брянская Государственная инженерно-Технологическая академия. – № 2004129402/02, заявл. 05.10.2004; опубл. 10.03.2006. Бил. № 7.

39. Пат. № 2425894 РФ. МПК C21D 1/09, B23K 26/14. Способ лазерной термообработки сложных пространственных поверхностей крупногабаритных

деталей / О. С. Сироткин, В. В. Блинков, И. В. Вайнштейн, Д. И. Кондратюк, С. Н. Чижиков, М. В. Кожурин; Открытое акционерное общество «Национальный институт авиационных технологий» (ОАО НИАТ). – № 2009146753/02, заявл. 03.03.2010; опубл. 10.08.2011. Бюл. № 22.

40. Потемкин, Г. В. Модификация поверхностных свойств высокодисперсного AlB<sub>12</sub> мощным пучком ионов углерода / Г. В. Потемкин, О. К. Лепакова // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 6. – С.5–12.

41. Ковивчак, В. С. Формирование регулярных структур на поверхности металлов при воздействии мощного ионного пучка наносекундной длительности / В. С. Ковивчак, Т. В. Панова, К. А. Михайлов // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 48–51.

42. Devyatkov, V. N. Generation and propagation of high-current low-energy electron beams / V. N. Devyatkov, N. N. Koval, P. M. Schanin, V. P. Grigoryev, T. B. Koval // Laser and Particle Beams. – 2003. – Vol. 21. – P. 243–248.

43. Ivanov, Yu.F. Modification of the Structure and Phase Composition of Structural Steel by a Microsecond E-Beam / Yu.F. Ivanov, Yu.A. Kolubaeva, V.N. Devyatkov, O.V. Krygina, N.N. Koval, P.V. Schanin // 7th Intern. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Tomsk. – 2004. – P.236–239.

44. Овчаренко, В. Е. Влияние модифицирования импульсной электронно-пучковой обработкой поверхностного слоя на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni<sub>3</sub>Al / В. Е. Овчаренко, Е. Н. Боянгин // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 12. – С. 09–13.

45. Мейснер, Л. Л. Анализ методами рентгеновской дифрактометрии градиента внутренних напряжений в никелиде титана после электронно-пучковой обработки поверхности / Л. Л. Мейснер, А. И. Лотков, М. Г. Остапенко, Е. Ю. Гудимова // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15. – № 3. – С. 79–89.

46. Громов, В. Е. Модифицирование структурно-фазовых состояний поверхности нержавеющей стали электронно-пучковой обработкой / В. Е. Громов,

Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Горбунов, С. В. Коновалов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2010. – № 4. – С. 31–37.

47. Горбунов, С. В. Формирование градиентной структуры поверхностного слоя при электронно-лучевой обработке аустенитной стали / С. В. Горбунов, С. В. Воробьев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Коновалов // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 1. – С. 61–65.

48. Иванов, Ю. Ф. Структура поверхностного слоя, формирующегося в стали 08X18H10T, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком, в условиях многоциклового усталости / Ю. Ф. Иванов, С. В. Горбунов, С. В. Воробьев // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 1. – С. 75–82.

49. Громов, В. Е. Структурно-фазовые превращения при многоциклового усталости нержавеющей стали, обработанной электронными пучками / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Горбунов, С. В. Коновалов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2011. – № 1. – С. 57–63.

50. Громов, В. Е. Формирование поверхностных градиентных структурно-фазовых состояний при электронно-пучковой обработке нержавеющей стали / В. Е. Громов, С. В. Горбунов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2011. – № 10. – С. 62–67.

51. Иванов, Ю. Ф. Формирование структурно-фазового состояния поверхностного слоя стали 08X18H10T при обработке высокоинтенсивным электронным пучком / Ю. Ф. Иванов, С. В. Горбунов, В. Е. Громов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов // Материаловедение. – 2011. – № 5. – С. 43–47.

52. Иванов, Ю. Ф. Структурно-фазовое состояние поверхностного слоя, формирующееся в стали 20X13 в результате облучения высокоинтенсивным электронным пучком / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Воробьев, Д. А. Бесонов, Ю. А. Колубаева, С. В. Коновалов // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 111–115.

53. Кормышев, В. Е. Модифицирование электронным пучком борированного слоя, сформированного на стали HARDOX-450 порошковой проволокой / В. Е. Кормышев, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, А. Д. Тересов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2016. – Т. 13. – № 3. – С. 382–386.

54. Воробьев, С. В. Формирование градиентной структуры и фазового состава поверхностных слоев стали 20X13 после облучения высокоинтенсивным электронным пучком / С. В. Воробьев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Д. А. Бессонов, Н. Н. Коваль, А. Д. Тересов // Физика и химия обработки материалов – 2012. – № 4. – С. 97–99.

55. Воробьев, С. В. Градиенты структуры и фазового состава поверхности аустенитной стали 20X23N18 после электронно-пучковой обработки // С. В. Воробьев, В. В. Сизов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов // Вестник СибГИУ. – 2012. – № 1. – С. 11–13.

56. Гришунин, В. А. Электронно-пучковая модификация структуры и свойств стали / В. А. Гришунин, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Денисова. – Новокузнецк: Изд-во «Полиграфист», 2012. – 308 с.

57. Иванов, Ю. Ф. Градиентные структурно-фазовые состояния, формирующиеся в стали 08X18N10T при многоциклового усталости до разрушения / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Горбунов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов // Физика металлов и материаловедение. – 2011. – Т. 112. – № 1. – С. 83–85.

58. Иванов, Ю. Ф. Многоцикловая усталость нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком: структура поверхностного слоя / Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль, С. В. Горбунов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов // Известия вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 5. – С. 61–69.

59. Иванов, Ю. Ф. Эволюция структуры и фазового состава стали 20X13 в процессе упрочняющей электронно-пучковой обработки и последующего усталостного нагружения / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Д. А. Бессонов, С. В.

Воробьев, С. В. Коновалов // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 12. – С.19–23.

60. Бессонов, Д. А. Повышение усталостной долговечности стали 20X13 электронно-пучковой обработкой / Д. А. Бессонов, С. В. Воробьев, Ю. Ф. Иванов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С 48–49.

61. Иванов, Ю. Ф. Закономерности формирования структуры поверхностного слоя стали 12X18H10T при облучении интенсивным электронным пучком / Ю. Ф. Иванов, А. Д. Тересов, Е. А. Петрикова, О. В. Крысина, О. В. Иванова, В. В. Шугуров // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2016. – Т. 59. – № 9 (2). – С.223–226.

62. Громов, В. Е. Увеличение усталостной долговечности нержавеющей стали электронно-пучковой обработкой поверхности / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, В. В. Сизов, С. В. Воробьев, С.В. Коновалов // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2013. – № 1. – С. 99–104.

63. Сизов, В. В. Эволюция зеренной структуры поверхностного слоя стали 20X23H18, подвергнутой электронно-пучковой обработке и многоциклового нагружению // В. В. Сизов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 10. – С. 56–60.

64. Сизов, В. В. Усталостное разрушение нержавеющей стали после электронно-пучковой обработки / В. В. Сизов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 6. – С. 35–37.

65. Сизов, В. В. Формирование и эволюция зеренной структуры нержавеющей стали при электронно-пучковой обработке и многоциклового усталости / В. В. Сизов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Воробьев, С. В. Коновалов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2012. – Т. 9. – № 2. – С. 136–140.

66. Иванов, Ю. Ф. Увеличение усталостной долговечности нержавеющей стали электронно-пучковой обработкой / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. В. Сизов, С. В. Воробьев, В. И. Базайкин // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2012. – № 1. – С.66–74.
67. Иванов, Ю. Ф. Повышение усталостного ресурса стали 20Х23Н18 высокоинтенсивной электронно-пучковой обработкой / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. В. Сизов, С. В. Воробьев, А. Ф. Софрошенков // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т. 8. – № 4. – С. 131–136.
68. Громов, В. Е. Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой / В. Е. Громов, В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2012. – № 3. – С. 50–56.
69. Громов, В. Е. Природа увеличения усталостной долговечности рельсовой стали электронно-пучковой обработкой / В. Е. Громов, В. А. Гришунин, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2012. – № 4. – С. 49–56.
70. Wenhai, P. Surface composite microstructure and improved mechanical property of YG10X cemented carbide induced by high current pulsed electron beam irradiation / P. Wenhai, H. Shengzhi, C. Jun, L. Wei, Z. Limin, D. Jun // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2019. – Vol. 78. – P. 233–239.
71. Hangyu, Y. Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting / Y. Hangyu, C. Yuyong, W. Xiaopeng, K. Fantao // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 750. – P. 617–625.
72. Wei, J. Studies on surface topography and mechanical properties of TiN coating irradiated by high current pulsed electron beam / J. Wei, W. Langping, W. Xiaofeng // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2018. – Vol. 436. – P. 63–67.
73. Petrov, P. Study of the influence of electron beam treatment of Ti5Al4V substrate on the mechanical properties and surface topography of multilayer



TiN/TiO<sub>2</sub> coatings / P. Petrov, D. Dechev, N. Ivanov, T. Hikov, S. Valkov, M. Nikolova, E. Yankov, S. Parshorov, R. Bezdushnyi, A. Andreeva // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 154. P. 264–271.

74. Zijin, C. Microstructures and wear properties of surface treated Ti–36Nb–2Ta–3Zr–0.35O alloy by electron beam melting (EBM) / C. Zijin, L. Yong, W. Hong, Z. Weidong, G. Wei, T. Huiping, L. Nan // *Applied Surface Science*. – 2015. – Vol. 357. – P. 2347–2354.

75. Yua, P. Microstructural development of electron beam processed Al–3Ti–1Sc alloy under different electron beam scanning speeds / P. Yua, M. Yana, D. Tomus, C. A. Brice, C. J. Bettles, B. Muddle, M. Qian // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 143. – P. 43–49.

76. Bo, G. Effect of high current pulsed electron beam treatment on surface microstructure and wear and corrosion resistance of an AZ91HP magnesium alloy / G. Bo, H. Shengzhi, Z. Jianxin, W. Wenyuan, T. Ganfeng, D. Chuang // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201. – P. 6297–6303.

77. Qin, Y. Temperature profile and crater formation induced in high-current pulsed electron beam processing / Y. Qin, C. Dong, X. Wang, S. Hao, A. Wu, J. Zou, Y. Liu // *Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films*. – 2003. – Vol. 21(6). – P. 1934–1938.

78. Zou, J. Numerical simulation of the thermal-mechanical process of high current pulsed electron beam treatment / J. Zou, Y. Qin, C. Dong, X. Wang, W. Almin, S. Hao // *Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films*. – 2004. – V. 22(3). – Pp. 545–552.

79. Reboul, M. C. Metallurgical aspects of corrosion resistance of aluminium alloys / M. C. Reboul, B. Baroux // *Materials and Corrosion*. – 2010. – V. 62 (3). – P. 215–233.

80. Principe, E. L. Role of Oxide/Metal Interface in Corrosion Resistance: Al–W and Al–Mo Systems / E. L. Principe, B. A. Shaw, G. D. Davis // *Corrosion science*. – 2003. – Vol. 59 (4). – P. 295–313.

81. Elahi, M. R. Liquid phase surface alloying of AZ91D magnesium alloy with Al and Ni powders / M. R. Elahi, R. S. Rajamure, H. D. Vora, S. G. Srinivasan, N. B. Dahotre // *Applied Surface Science*. – 2015. – Vol. 328. – P. 205–214.
82. Xia, H. Surface alloying of aluminum with molybdenum by high-current pulsed electron beam / H. Xia, C. Zhang, P. Lv, J. Cai, Y. Jin, Q. Guan // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2018. – Vol. 416. – P. 9–15.
83. Tomus, D. Electron beam processing of Al–2Sc alloy for enhanced precipitation hardening / D. Tomus, M. Qian, C. A. Brice, B. C. Muddle // *Scripta Materialia*. – 2010. – Vol. 63 (2). – P. 151–154.
84. Bo, G. Shock wave induced nanocrystallization during the high current pulsed electron beam process and its effect on mechanical properties / G. Bo, X. Ning, X. Pengfei // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 237. – P. 180–184.
85. Саврай, Р. А. Влияние состава поглощающих покрытий на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава, подвергнутого поверхностной лазерной термической обработке / Р. А. Саврай, И. Ю. Малыгина, А. В. Макаров, А. Л. Осинцева, С. А. Роговая, Н. А. Давыдова // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – № 5. – С. 86–105.
86. Vorobyov, M. S. An electron source with a multiaperture plasma emitter and beam extraction into the atmosphere / M. S. Vorobyov, N. N. Koval, S. A. Sulakshin // *Instruments and Experimental Techniques*. – 2015. – Vol. 58. – P. 687–695.
87. Engel'ko, V. Pulsed electron beam facility (GESA) for surface treatment of materials / V. Engel'ko, B. Yatsenko, G. Mueller, H. Bluhm // *Vacuum*. – 2001. – Vol. 62/2-3. – P. 211–216.
88. Fetzer, R. Pulsed electron beam facility GESA-SOFIE for in-situ characterization of cathode plasma dynamics / R. Fetzer, W. An, A. Weisenburger, G. Miller // *Vacuum*. – 2017. – Vol. 145. – P. 179–185.

89. Proskurovsky, D. I. Use of low-energy, high-current electron beams for surface treatment of materials / D. I. Proskurovsky, V. P. Rotshtein, G. E. Ozur // *Surface and Coatings Technology*. – 1997. – Vol. 96. – P. 117–122.
90. Proskurovsky, D. I. Pulsed electron-beam technology for surface modification of metallic materials / D. I. Proskurovsky, V. P. Rotshtein, G. E. Ozur, A. B. Markov, D. S. Nazarov, M. A. Shulov, Yu. F. Ivanov, R. G. Buchheit // *Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films*. – 1998 – Vol. 16 – P. 2480–2488.
91. Ozur, G. E. Generation of Low-Energy High-Current Electron Beams in Plasma-Anode Electron Guns / G. E. Ozur, D. I. Proskurovsky // *Plasma Physics Reports*. – 2018. – Vol. 44. – P. 18–39.
92. Lu, D. High-Current Pulsed Electron Treatment of Hypoeutectic Al–10Si Alloy / D. Lu, B. Gao, G. Zhu, J. Lv, L. Hu // *High Temperature Materials and Processes*. – 2017 – Vol. 36. – P. 97–100.
93. Hao, Y. Surface modification of Al-12.6Si alloy by high current pulsed electron beam / Y. Hao, B. Gao, G.F. Tu, H. Cao, S.Z. Hao, C. Dong // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258. – P. 2052–2056.
94. Gao, B. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5 Si alloy induced by high current pulsed electron beam / B. Gao, L. Hu, S. Li, Y. Hao, Y. Zhang, G. Tu // *Applied Surface Science*. – 2015. – Vol. 346. – P. 147–157.
95. Feng, J. Microstructure evolution of electron beam welded Ti<sub>3</sub>Al–Nb joint / J. Feng, H. Wu, J. He, B. Zhang // *Materials Characterization*. – 2005. – Vol. 54 – P. 99–105.
96. Biamino, S. Electron beam melting of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation / S. Biamino, A. Penna, U. Ackelid, S. Sabbadini, O. Tassa, P. Fino, M. Pavese, P. Gennaro, C. Badini // *Intermetallics*. – 2011. – Vol. 19. – P. 776–781
97. Rotshtein, V. P. Surface modification and alloying of metallic materials with low-energy high-current electron beams / V. P. Rotshtein, D. I. Proskurovsky, G.

E. Ozur, Yu. F. Ivanov, A. B. Markov // Surface and Coatings Technology. – 2004. – Vol. 180–181. – P. 377–381.

98. Mirzoev, F. Kh. Laser control processes in solids / F. Kh. Mirzoev, V. Ya. Panchenko, L. A. Shelepin // Physics-Uspekhi. – 1996. – Vol. 39. – P. 1–29.

99. Levchenko, E. B. The instability of surface waves in the inhomogeneously heated liquid / E. B. Levchenko, A. L. Chernyakov // Soviet Physics-JETP. – 1981. – Vol. 54. – P. 102–105.

100. Takashima, M. Surface tension driven instability in a horizontal liquid layer with a deformable free surface / M. Takashima // Journal of the Physical Society of Japan. – 1981. – Vol. 50. – P. 2745–2750

101. Ryabitskii, E. A. Thermocapillary instability of a plane layer with a vertical temperature gradient / E. A. Ryabitskii // Fluid Dynamics. – 1992. – Vol. 27 – P. 313–316.

102. Velarde, M. G. Interfacial oscillations in Benard Marangoni layers / M. G. Velarde, P. L. Garcia-Ybarra, J. L. Castillo // Physicochem. Hydrodyn. – 1987 – Vol. 9. – P. 387–392.

103. Hashim, I. The onset of oscillatory Marangoni convection in a semi-infinitely deep layer of fluid / I. Hashim, S.K. Wilson // Zeitschrift fur angewandte Mathematik und Physik. – 1999. – Vol. 50. – P. 546–558.

104. Conn Justin, J. A. Fluid dynamical model for antisurfactants / J. A. Conn Justin, R. Duffy Brian, D. Pritchard, S. K. Wilson, P. J. Halling, S. Khellil // Physical Review E. – 2016. – Vol. 93 – P. 043121

105. Sarychev, V. D. Thermocapillary model of formation of surface nanostructure in metals at electron beam treatment / V. D. Sarychev, S. A. Nevskii, S. V. Konovalov, I. A. Komissarova, E. V. Chermushkina // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – Vol. 91. – P. 012028

106. Nevskii, S. Mathematical model of nanostructure formation in binary alloys at electron beam treatment / S. Nevskii, V. Sarychev, S. Konovalov, D. Kosinov, I. Komissarova // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 870. – P. 34–39.

107. Konovalov, S. Mathematical modeling of the concentrated energy flow effect on metallic materials / S. Konovalov, X. Chen, V. Sarychev, S. Nevskii, V. Gromov, M. Trtica // *Metals*. – 2017– Vol. 7. – P. 1–18.
108. Bunkin, F. V. Nonresonant interaction of high-power optical radiation with a liquid / F. V. Bunkin, M. I. Tribelskii // *Soviet Physics Uspekhi*. – 1980. – Vol. 23. – P. 105–133.
109. Samokhin, A. A. Laser vaporisation of absorbing liquid under transparent cover / A. A. Samokhin, N. N. Il'ichev, P. A. Pivovarov, A. V. Sidorin // *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. – 2016. – Vol. 43 (5). – P. 156–159.
110. Mirzade, F. Kh. Wave instability of a molten metal layer formed by intense laser irradiation / F. Kh. Mirzade // *Technical Physics*. – 2005. – Vol. 50. – P. 993–998.
111. Bekezhanova, V. B. Stability of two-layer fluid flows with evaporation at the interface / V. B. Bekezhanova, O. N. Goncharova, E. B. Rezanova, I. A. Shefer // *Fluid Dynamics*. – 2017. – Vol. 52. – P. 189–200.
112. Iorio, C. S. Study of evaporative convection in an open cavity under shear stress flow / C. S. Iorio, O. N. Goncharova, O. A. Kabov // *Microgravity Science and Technology*. – 2009. – Vol. 21. – P. 313–319.
113. Iorio, C. S. Heat and mass transfer control by evaporative thermal patterning of thin liquid layers / C. S. Iorio, O. N. Goncharova, O. A. Kabov // *Computational Thermal Sciences*. – 2011 – Vol. 3. – P. 333–342.
114. Abreu, C. M. Evolution of corrosion behavior for AA7075 aluminum alloy implanted with nitrogen / C. M. Abreu, M. J. Cristóbal, R. Figueroa, X. R. Nóvoa, G. Pena // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2019. – Vol. 442. – P. 1–12.
115. Bizyukov, I. Aluminium and titanium alloys surface behaviour under argon and helium ion exposure / I. Bizyukov, O. Girka, Ł. Kaczmarek, M. Klich, M. Myroshnyk, B. Januszewicz, S. Owczarek // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2018. – Vol. 436. – P. 272–277.

116. Girka, O. Ion induced millimetre-scale structures growth on metal surfaces / O. Girka, O. Biziukov, Y. Balkova, M. Myroshnyk, I. Biziukov, S. Bogatyrenko // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2018. – Vol. 420. – P. 49–46.

117. Калинин, Б. А. Перемешивание в многослойных пленках и легирование приповерхностных слоев поликристаллических подложек под воздействием пучков ионов с широким энергетическим спектром / Б. А. Калинин, Н. В. Волков, И. В. Олейников // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2012. – Т. 76. – № 6. – С. 771–776.

118. Александров, Д. А. Упрочнение поверхности титановых сплавов методом ионной имплантации и ионного модифицирования / Д. А. Александров, С. А. Мубояджян, А. Н. Луценко, П. Л. Журавлева // Авиационные материалы и технологии. – 2018. – Т. 51 – № 2. – С. 33–39.

119. Шаркеев, Ю. П. Высокоинтенсивная ионная имплантация – метод модифицирования мелкодисперсных интерметаллидов в поверхностных слоях металлов / Ю. П. Шаркеев, А. И. Рябчиков, Э. В. Козлов, И. А. Курзина, И. Б. Степанова, И. А. Божко, М. П. Калашников, С. В. Фортуна, Д. О. Сивин // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2004. – Т. 47. – № 9. – С. 44–52.

120. Воробьев, В. Л. Изменение состава поверхностных слоев титанового сплава ВТ6 после ионно-лучевого перемешивания алюминия и термообработки / В. Л. Воробьев, П. В. Быков, С. Г. Быстров, А. А. Колотов, В. Я. Баянкин, В. Ф. Кобзиев, Т. М. Махнева // Химическая физика и мезоскопия. – 2013. – Т. 15. – № 4. – С. 576–581.

121. Созонова, Н. М. Исследование поверхностных слоев титанового сплава ВТ6 с напыленной пленкой углерода после облучения аргоном / Н. М. Созонова, В. Л. Воробьев, А. Ю. Дроздов, В. Я. Баянкин // Химическая физика и мезоскопия. – 2018. – Т. 20. – № 4. – С. 569–575.

122. Курзина, И. А. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-плазменном воздействии / И. А. Курзина,

Э. В. Козлов, Ю. П. Шаркеев, С. В. Фортуна, Н. А. Конева, И. А. Божко, М. П. Калашников. – Томск: Изд. НТЛ, 2008. – 324 с.

123. Пат. № 2699880 РФ. МПК C23C 26/00, B82Y 30/00. Способ упрочнения наноструктурного слоя металла путем ионной имплантации ультразвуковым воздействием / И. И. Артёмов, Д. А. Акимов, В. Д. Кревчик; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Пензенский государственный университет» (ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет»). – № 2018146924, заявл. 27.12.2018; опубл. 11.09.2019. Бюл. № 26.

124. Пат. № 2445406 РФ. МПК C23C 26/00, C23C 14/34. Способ обработки поверхности изделия из титанового сплава / С. А. Мубояджян, Н. А. Ночовная, Д. А. Александров, Д. С. Горлов; Российская Федерация, от имени которой выступает Министерство промышленности и торговли Российской Федерации (Минпромторг России). – № 2010140690/02, заявл. 05.10.2010; опубл. 20.03.2012. Бюл. № 8.

125. Пат. № 2430992 РФ. МПК C23C 14/48, C23C 14/06, C23C 14/34. Способ нанесения износостойких покрытий на лопатки компрессора ГТД / В. А. Гейкин, Л. Н. Белова, Е. М. Наговицын, В. А. Поклад, Н. И. Шаронова, А. И. Рябчиков, И. Б. Степанов; Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-производственный центр газотурбостроения «САЛЮТ» (ФГУП «НПЦ газотурбостроения «САЛЮТ»). – № 2009139921/02, заявл. 29.10.2009; опубл. 10.05.2011. Бюл. № 13.

126. Пат. № 2686975 РФ. МПК C23C 8/36, C23C 14/24, C23C 14/34. Способ ионно-плазменного азотирования изделий из титана или титанового сплава / В. В. Денисов, Н. Н. Коваль, П. М. Щанин, Е. В. Островерхов, Ю. А. Денисова, Ю. Ф. Иванов, Ю. Х. Ахмадеев, И. В. Лопатин; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН). – № 2018110745, заявл. 26.03.2018; опубл. 06.05.2019. Бюл. № 13.

127. Альшиц, В. И. Физическая кинетика движения дислокаций в немагнитных кристаллах: взгляд через магнитное окно / В. И. Альшиц, Е. В. Даринская, М. В. Колдаева, Р. К. Котовский, Е. А. Петржик, П. Трончик // Успехи физических наук – 2017. – Т. 187. – №3. – С. 327–341.

128. Моргунов, Р. Б. Спиновая микромеханика в физике пластичности / Р. Б. Моргунов // Успехи физических наук. – 2004. – Т. 174. – №2. – С. 131–153.

129. Молоцкий, М. И. Возможный механизм магнитопластического эффекта / М. И. Молоцкий // ФТТ. – 1991. – Т. 33. – №10. – С. 3112–3114.

130. Skvortsov, A. A. Influence of permanent magnetic fields on creep and microhardness of iron-containing aluminum alloy / A. A. Skvortsov, D. E. Pshonkin, M. N. Luk'yanov, M. R. Rybakova // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8. – Issue 3. – P. 2481–2485.

131. Wang, F. Effect of high magnetic field on the microstructure evolution and mechanical properties of M50 bearing steel during tempering / F. Wang, D. Qian, L. Hua, H. Mao, L. Xie, X. Song, Z. Dongc // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 771. – P. 138623.

132. Cao, Y. Effects of magnetic field and hot rolling on microstructures and properties of cryoECAPed 1050 aluminum alloy during annealing / Y. Cao, L. He, L. Zhang, Y. Zhou, P. Wang, J. Cui // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2016. – Vol. 26. – Issue 3. – P. 620–626.

133. Skvortsov, A. A. Influence of permanent magnetic fields on creep and microhardness of iron-containing aluminum alloy / A. A. Skvortsov, D. E. Pshonkin, M. N. Luk'yanov, M. R. Rybakova // Journal of Materials Research and Technology. – 2019. – Vol. 8. – Issue 3. – P. 2481–2485.

134. Luo, J. Effect of magnetic field on precipitation kinetics of an ultrafine grained Al–Zn–Mg–Cu alloy / J. Luo, H. Luo, C. Liu, T. Zhao, R. Wang, Y. Ma // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 798. – P. 139990.

135. Li, G. R. Microstructure and performance of solid TC4 titanium alloy subjected to the high pulsed magnetic field treatment / G. R. Li, Y. M. Li, F. F. Wang, H. M. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 644. – P. 750–756.



136. Li, G. R. Microstructure and Mechanical Properties of TC4 Titanium Alloy Subjected to High Static Magnetic Field / G. R. Li, F. F. Wang, H. M. Wang, J. F. Cheng // *Materials Science Forum*. – 2017. – Vol. 898. – P. 345–354.

137. Li, G. R. Performance and microstructure of TC4 titanium alloy subjected to deep cryogenic treatment and magnetic field / G. R. Li, T. Qin, A. G. Fei, H. M. Wang, Y. T. Zhao, G. Chen, X. Z. Kai // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 802. – P. 50–69.

138. Сейдаметов, С. В. Магнитопластический эффект в условиях испытаний на кинетическое индентирование / С. В. Сейдаметов, С. В. Лоскутов, М. О. Щетинина // *Металлофизика и Новейшие Технологии*. – 2015. – Т. 37. – №5. – С. 615–624.

139. Сейдаметов, С. В. Влияние импульсной электромагнитной обработки на структурные перестройки сплава титана ВТЗ-1 / С. В. Сейдаметов, С. В. Лоскутов // *Журнал физики и инженерии поверхности*. – 2016. – Т.1. – №1. – С. 4–8.

140. Каминский, П. П. Самоорганизация иерархического типа в деформируемых средах / П. П. Каминский, Ю. А. Хон, А. В. Бутенко // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т.9. – № S1. – С. 25–28.

141. Зуев, Л.Б. Дисперсия автоволн локализованного пластического течения / Л.Б. Зуев, Ю.А. Хон, С.А. Баранникова // *Журнал технической физики*. – 2010. – Т.80. – №7. – С. 53–59.

142. Estrin, Y. Z. Analytical and numerical approaches to modelling severe plastic deformation / Y. Z. Estrin, A. Vinogradov // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 95. – P. 172–242.

143. Roters, F. DAMASK – The Düsseldorf Advanced Material Simulation Kit for modeling multi-physics crystal plasticity, thermal, and damage phenomena from the single crystal up to the component scale / F. Roters, M. Diehl, P. Shanthraj, P. Eisenlohr, C. Reuber, S. L. Wong, T. Maiti, A. Ebrahimi, T. Hochrainer, H. O. Fabritius, S. Nikolov, M. Friák, N. Fujita, N. Grilli, K. G. F. Janssens, N. Jia, P. J. J.

Kok, D. Ma, F. Meier, E. Werner, M. Stricker, D. Weygand, D. Raabe // *Computational Materials Science*. – 2019. Vol. 158. – P. 420–478.

144. Lagneborg, R. Dislocation Mechanisms in Creep / R. Lagneborg // *International Metallurgical Reviews*. – 1972. – Vol. 17(1). – 130–146.

145. Попов, Л. Е. Математическое моделирование пластической деформации / Л. Е. Попов, Л. Я. Пудан, С. Н. Колупаева, В. С. Кобытев, В. А. Старенченко. – Томск: ТГУ, 1990. – 185 с.

146. Старенченко, В. А. Моделирование ползучести в монокристаллах со сверхструктурой L12 / В.А. Старенченко, О.Д. Пантюхова, С.В. Старенченко, Ю.В. Соловьева // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2014. – Т.78. – №3. – С. 346.

147. Sandström, R. Fundamental Models for the Creep of Metals / R. Sandström // *Creep*. – 2018. – Chapter 12. – P. 239-257.

148. Cai, J. Hot corrosion behaviour of thermally sprayed CoCrAlY coating irradiated by high-current pulsed electron beam / J. Cai, C. Gao, P. Lv, C. Zhang, Q. Guan, J. Lu, X. Xu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 784. – P. 1221–1233.

149. Dong, S. Microstructure and properties of Cu-Cr powder metallurgical alloy induced by high-current pulsed electron beam / S. Dong, C. Zhang, L. Zhang, J. Cai, P. Lv, Y. Jin, Q. Guan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 755. – P. 251–256.

150. Utu, D. Improvement of the oxidation behaviour of electron beam remelted MCrAlY coatings / U. Dragos, M. Gabriela, B. Waltraut, C. Ioan // *Solid State Sciences*. – 2005. – Vol. 7 (4). – P. 459–464.

151. Otten, C. Electron beam welding of aluminum to copper: mechanical properties and their relation to microstructure / C. Otten, U. Reisgen, M. Schmachtenberg // *Welding in the World*. – 2016. – Vol. 60 (1). – P. 21–31.

152. Zhang, C. Enhanced corrosion property of W-Al coatings fabricated on aluminum using surface alloying under high-current pulsed electron beam / C. Zhang, P.

Ly, J. Cai, Y. Zhang, H. Xia, Q. Guan // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 723. – P. 258–265.

153. Chen, G. Beam scanning effect on properties optimization of thick-plate 2A12 aluminum alloy electron-beam welding joints / G. Chen, J. Liu, X. Shu, H. Gu, B. Zhang, J. Feng // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 744. – P. 583–592.

154. Utu, I. D. Properties of the thermally sprayed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub> coating deposition on titanium substrate / I. D. Utu, G. Marginean, I. Hulka, V. A. Serban, D. Cristea // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2015. – Vol. 51. – P. 118–123.

155. Dudek, A. Structural and phase investigations of oxide coatings of TiO<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13 wt.%TiO<sub>2</sub> after remelting / A. Dudek, J. Iwaszko // Archives of Materials Science and Engineering. – 2008. – Vol. 33 (1). – P. 39–44.

156. Utu, I. D. Properties of the thermally sprayed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub> coatings deposited on titanium substrate / I. D Utu, G. Marginean, I. Hulka, V. A. Serban, D. Cristea // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2015. – Vol. 51. – P. 118–123.

157. Матц, О. Э. Влияние режимов электронно-лучевой наплавки на формирование покрытий системы Ti-Al / О. Э. Матц, Д. Д. Мункуева, И. А. Батаев // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016. – № 3. – С. 440–445.

158. Столяров, В. В. Влияние комбинированной обработки давлением на структуру и свойства титана BT1-0 / В. В. Столяров, Х. Ш. Салимгареев, Е. П. Сошникова, Я. Е. Бейгельзимер, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков, А. Ю. Решетов // Физика и техника высоких давлений. – 2003. – Т. 13. – № 1. – С. 54–59.

159. Каблов, Е. Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций / Е. Н. Каблов // Крылья Родины. – 2016. – № 5. – С. 8–18.

160. Ночовная, Н. А. Формирование фазового состава и структуры в титановых сплавах BT5, BT20 и BT6 при термоводородной обработке и

пластической деформации / Н. А. Ночовная, П. В. Панин // Труды ВИАМ. – 2017. – Т. 57. – № 9. – С. 3–11.

161. Гордиенко, А. И. Исследование процессов скоростного термоупрочнения и электрохимического оксидирования сплава ВТ6 / А. И. Гордиенко, И. П. Смягликов, О. И. Назарова // Современные методы и технологии создания и обработки материалов. – 2017. – С. 199–205.

162. Пат. № 2433209 РФ. МПК С23С 14/06, С23С 14/35. Способ получения износостойкого и термодинамически устойчивого многослойного покрытия на основе тугоплавких металлов и их соединений / В. Н. Анциферов, А. Л. Каменева; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Пермский государственный технический университет». – № 2010124517/02, заявл. 15.06.2010; опубл. 10.11.2011. Бюл. № 31.

163. Пат. № 2494170 РФ. МПК С23С 14/24, С23С 14/06. Способ получения износостойкого многослойного покрытия / А. Л. Каменева; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет». – № 2012113451/02, заявл. 06.04.2012; опубл. 27.09.2013. Бюл. № 27.

164. Пат. № 2487189 РФ. МПК С23С 14/24. Способ получения многослойного покрытия / А. Л. Каменева; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет». – № 2012113451/02, заявл. 04.04.2012; опубл. 10.07.2013, Бюл. № 19.

165. Пат. № 2502828 РФ. МПК С23С 14/34, С23С 14/02. Способ нанесения антифрикционного износостойкого покрытия на титановые сплавы / В. М. Савостиков, А. Н. Табаченко, А. И. Потекаев, Е. Ф. Дударев; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский

государственный университет». – № 2012125298/02, заявл. 18.06.2012; опубл. 27.12.2013. Бюл. № 36.

166. Пат. № 2463382 РФ. МПК C23C 14/34, B82B 3/00. Способ и устройство для получения многослойно-композиционных наноструктурированных покрытий и материалов / В. М. Башко, А. О. Беляева, А. И. Додонов; В. М. Башков, А. О. Беляева, А. И. Додонов. – № 2010151529/02, заявл. 16.12.2010; опубл. 27.06.2012. Бюл. № 18.

167. Пат. № 2694857 РФ. C23C 14/48, C23C 14/06, B23B 27/14. Способ нанесения износостойкого покрытия ионно-плазменным методом / К. Н. Рамазанов, Э. Л. Варданян, А. Ю. Назаров, Е. А. Брюханов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уфимский государственный авиационный технический университет». – № 2018128884, заявл. 06.08.2018; опубл. 8.07.2019. Бюл. № 20.

168. Пат. № 2541325 РФ. МПК C23C 14/00, C21D 1/09, C23C 26/00, B82Y 30/00. Способ упрочнения поверхности металлических изделий / Н. Я. Василик, О. В. Колисниченко Ю. Н. Тюрин; Н. Я. Василик, О. В. Колисниченко, Ю. Н. Тюрин. – № 2013133431/02, заявл. 19.07.2013; опубл. 10.02.2015. Бюл. № 4.

169. Короновский, Н. В. Основы геологии / Н. В. Короновский, А. Ф. Якушова. – Москва: Высш. шк., 1991. – 416 с.

170. Гальченко, Н. К. Структура и триботехнические свойства боридных покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой / Н. К. Гальченко, С. И. Белюк, К. А. Колесникова, В. Е. Панин, О. К. Лепаква // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – № СпецВ. – С. 133–136.

171. Панин, А. В. Формирование нанокристаллической структуры в поверхностных слоях стали ЭК-181 в процессе ультразвуковой обработки / А. В. Панин, Е. А. Мельникова, О. Б. Перевалова, Ю. И. Почивалов, М. В. Леонтьева-Смирнова, В. М. Чернов, Ю. Ф. Иванов // Физическая мезомеханика. – 2009. – Т. 12. – № 2. – С. 83–93

172. Schuh, C. A. Nanoindentation studies of materials / C. A. Schuh // Materials Today. – 2007. – Vol. 9. – No. 5. – P. 32–40.

173. Миронов, В. Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии: учебное пособие для студентов старших курсов высших учебных заведений / В. Л. Миронов. – Новгород: РАН, Институт физики микроструктур, 2004. – 110 с.

174. Haviland, D. B. Quantitative force microscopy from a dynamic point of view / D. B. Haviland // *Current Opinion in Colloid and Interface Science*. – 2017. – Vol. 27. – P. 74–81.

175. Inkson, B. J. Scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) for materials characterization, in: *Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods* / B. J. Inkson: K. Dos Santos (Ed.). – Elsevier Ltd, 2016. – P. 17–43.

176. Пригунова, А. Г. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов / А. Г. Пригунова, Н. А. Белов, Ю. Н. Таран. – Москва: Изд-во МИСиС, 1996. – 175 с.

177. Иванов, Ю. Ф. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности воздействия: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения / Ю. Ф. Иванов, Н. Н. Коваль // Структура и свойства перспективных металлических материалов; под ред. А. И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – С. 345–382.

178. Romanov, D. A. Surface modification by the EVU 60/10 electroexplosive system / D. A. Romanov, E. A. Budovskikh, Y. D. Zhmakin, V. E. Gromov // *Steel in translation*. – 2011. – Vol. 41. – No. 6. – P. 464–468.

179. Загуляев, Д.В. Изменение микротвердости алюминия разной чистоты в слабых магнитных полях / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов, В.Я. Целлермаер // *Цветные металлы*. – 2012. – №9. – С. 85-89.

180. Шляров, В.В. Влияние магнитных полей на процесс пластической деформации цветных металлов / В.В. Шляров, Д.В. Загуляев // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2019. – Т. 16. – № 3. – С. 394-398.

181. Zagulyaev, D. Influence of constant magnetic field on plastic characteristics of paramagnetic metals / D. Zagulyaev, S. Konovalov, V. Shlyarov, X. Chen // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – P. 096523.

182. Загуляев, Д.В. Особенности дислокационной структуры алюминия, формирующейся при ползучести в магнитном поле / Д.В. Загуляев, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов, В.Е. Громов // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 5. – С.8-12.

183. Konovalov, S. Variations in defect substructure and fracture surface of commercially pure aluminum under creep in weak magnetic field / S. Konovalov, D. Zagulyaev, X.-Z. Chen, V. Gromov, Y. Ivanov // Chinese Physics B. – 2017. – Vol. 26. – P. 126203.

184. Петрунин, В.А. Физические аспекты влияния слабых магнитных полей на деформационное поведение Al / В.А. Петрунин, Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов, В.Я. Целлермаер // Известия Алтайского государственного университета. Серия Физика. – 2012. – №1/2(73). – С.150–153.

185. Пат. № 2497617 РФ. МПК В21С 1/00 (2006.01). Способ волочения алюминиевой проволоки / Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е; Федеральное государственное бюджетное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2012110451/02, заявл.19.03.2012; опубл. 10.11.2013. Бюл. № 31.

186. Пат. № 2502825 РФ. МПК С22F 3/02(2006.01), С22F 1/04(2006.01). Способ регулирования долговечности изделия из алюминия, работающего в условиях ползучести/ Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е; Федеральное государственное бюджетное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2012119810/02, заявл. 14.05.2012; опубл. 10.11.2013. Бюл. № 36.

187. Пат. № 2753845 РФ. МПК С22F 3/02. Способ обработки заготовок из технически чистого титана ВТ1-0 / Д. В. Загуляев, В. В. Шляров; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет», ФГБОУ ВО «СибГИУ». – № 2021104946, заявл. 25.02.2021; опубл. 24.08.2021. Бюл. № 24.

188. Альшиц В.И. «In situ» изучение магнитопластического эффекта в кристаллах NaCl методом непрерывного травления / В.И. Альшиц, Е.В. Дарицкая, Е.А. Петржик // ФТТ. – 1991. – №10. – С. 3001–3009.
189. Альшиц, В. И. Магнитопластический эффект и спин-решеточная релаксация в системе дислокация – парамагнитный центр / В. И. Альшиц, Е.В. Даринская, О.Л. Казакова, Е.Ю. Михина, Е.А. Петржик // Письма в ЖЭТФ. – 1996. – № 8. – С. 628–633.
190. Головин, Ю. И. Магнитопластичность твердых тел (Обзор) / Ю. И. Головин // ФТТ. – 2004. – № 5. – С. 769–803.
191. Фридель, Ж. Дислокации / Ж. Фридель. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
192. Хирт, Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, Й. Лоте. – М.: Атомиздат, 1972. – 400 с.
193. Molotskii, M. I. Magnetic effect's in electroplasticity of metals / M. I. Molotskii V. N. Fleurov // Phys. Rev. – 1995. – V. B52. – № 22. – P. 15829–15834.
194. Molotskii, M. I. Internal friction of dislocations in magnetic field / M. I. Molotskii R. E. Kris, V. N. Fleurov // Phys. Rev. – 1995. – V. B51. – № 18. – P. 12531–12536.
195. Головин, Ю. И. Обратимые и необратимые изменения пластических свойств кристаллов NaCl, вызванные действием магнитного поля / Ю. И. Головин, Р. Б. Моргунов, Д. В. Лопатин, А. А. Баскаков, Я. Е. Евгеньев. // ФТТ. – 1998. – № 11. – С. 2065–2068.
196. Конева, Н. А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах / Н. А. Конева // Соросовский образовательный журнал. – 1996. – № 6. – С. 99–107.
197. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров [Текст]: учебно-методическое пособие / Н.А.Конева, Т.В.Черкасова, Л.И. Тришкина, Н.А. Попова, В.Е. Громов, К.В. Аксенова; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2019. – 136 с.



198. Фрактография и атлас фрактограмм // Справ. изд. Пер. С англ. / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 490 с.

199. Иванова, В. С. Количественная фрактография. Усталостное разрушение / В. С. Иванова, А. А. Шанявский. – Челябинск: Металлургия. Челябинское отделение, 1988. – 400 с.

200. Головин, Ю.И. Магниторезонансное разупрочнение кристаллов / Ю.И. Головин, Р.Б. Моргунов // Природа. – 2002. – №8. С. 49 – 57.

201. Альшиц, В.И. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы / В.И. Альшиц Е.В. Даринская, М.В. Колдаева, Е. А. Петржик // Кристаллография. – 2003. – №5. – С. 826–854.

202. Пинчук, А.И. Корреляция между микротвердостью и подвижностью двойникующихся дислокаций в кристаллах висмута при приложении постоянного магнитного поля и импульсов тока / А.И. Пинчук, С.Д. Шаврей // Письма в ЖТФ. – 2002. – Т. 28. – Вып. 12. – С. 80–84.

203. Загуляев, Д. В. Зависимости параметра и микроискажений кристаллической решетки и величины области когерентного рассеяния силуминов от плотности энергии пучка электронов / Д. В. Загуляев, Ю. А. Рубанникова, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, В. В. Шляров // В книге: Современные наноматериалы; под общ. ред. В. Е. Громова. – Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ, 2020. – С. 194–206.

204. Ivanov, Yu. F. Changes in surface structure and mechanical characteristics of Al–5 wt% Si alloy after irradiation by electron beam / Yu. F. Ivanov, D. V. Zaguliaev, A. M. Glezer, V. E. Gromov, A. A. Abaturova, A. A. Leonov, A. P. Semin, R. V. Sundeev // Materials Letters. – 2020. – Vol. 275. – P. 128105.

205. Zaguliaev, D. V. Analysis of Structure and Microhardness AlSi5Cu2 and AlSi10Cu2 Cast Alloys Subjected to Electron Beam Surface Melting / D. V. Zaguliaev, I. I. Chumachkov, Yu. F. Ivanov, A. A. Abaturova, A. M. Ustinov, A. P. Semin // Proceedings 2020. 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). September 14–26, 2020. – Tomsk, 2020. – P. 737–740.

206. Zaguliaev D. Effect of pulsed electron beam treatment on microstructure and functional properties of Al-5.4Si-1.3Cu alloy /D. Zaguliaev, Y. Ivanov, S. Konovalov, V. Shlyarov, D. Yakupov, A. Leonov // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. - 2021. - V. 488. - P. 23-29. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2020.12.004>

207. 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 / 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.

208. Zaguliaev D.V. Evolution of strength properties and defect sub-structure of the hypoeutectic A319.0 alloy irradiated by a pulsed electron beam and fractured under tensile stress / D.V. Zaguliaev, Yu.F. Ivanov, A.A. Klopotov, A.M. Ustinov, V.V. Shlyarov, D.F. Yakupov // Materialia. – 2021. – Vol. 20. – 101223. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101223>.

209. Коновалов С.В. Структурные изменения поверхности сплава АК5М2 при воздействии интенсивного импульсного электронного пучка / С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, Д.В. Загуляев, Д.Ф. Якупов, А.М. Устинов, Д.А. Косинов // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. - 2021. - № 2. - С. 94-101. DOI: 10.31857/S1028096021020084.

210. Шляров, В. В. Анализ фазового состава литейного сплава АК5М2, подвергнутого электронно-лучевому плавлению поверхности / В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, А. А. Абатурова // Актуальные проблемы прочности: материалы международной научной конференции, 25–29 мая 2020 г. – Молодечно: Типография «Победа», 2020. – С. 23–25.

211. Загуляев, Д. В. Анализ зависимости параметра кристаллической решетки сплава АК5М2 от плотности энергии пучка электронов / Д. В. Загуляев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, Ю. А. Рубанникова // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии: Тезисы докладов Международной конференции, посвященной 90-летию со дня рождения

основателя и первого директора ИФПМ СО РАН академика Виктора Евгеньевича Панина в рамках Международного междисциплинарного симпозиума «Иерархические материалы: разработка и приложения для новых технологий и надежных конструкций», 05–09 октября 2020 г. – Томск: Издательство ТГУ, 2020. – С. 319–320.

212. Громов, В. Е. Структура и упрочнение силумина, модифицированного электронно-ионной плазмой: монография / 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: Издательский центр СибГИУ, 2020. – 285 с.

213. Zaguliaev, D. V. Analysis of the structure and microhardness of casting alloys Al-11Si-2Cu and Al-5Si-1.3Cu after electron-beam surface melting / D. V. Zaguliaev, U. F. Ivanov, A. D. Teresov, I. I. Chumachkov, A. A. Leonov // 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE-2020 online), September 14–26, 2020. – Tomsk, 2020. – P. 284.

214. Рубанникова, Ю. А. Зависимости величины области когерентного рассеяния и микроискажений кристаллической решетки Al-Si сплавов от плотности энергии пучка электронов / Ю. А. Рубанникова, А. А. Абатурова, Д. Ф. Якупов, Д. В. Загуляев // Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов XI Международной конференции, 26–30 октября 2020 г. – Черноголовка, 2020. – С. 138.

215. . Пат. № 2762446 РФ. МПК C22F 1/043; C22F 3/02. Способ обработки поверхностного слоя силумина АК5М2 / К. В. Аксенова, Д. В. Загуляев, Д.Ф. Якупов, А.А. Абатурова, В.Е. Громов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет», ФГБОУ ВО «СибГИУ». – № 2021116381, заявл. 04.06.2021; опубл. 21.12.2021. Бюл. № 36.

216. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2020621872. Российская Федерация. Характеристики силуминов АК5М2 и АК10М2Н после облучения высокоинтенсивным импульсным электронным

пучком с различными параметрами // К. В. Аксенова, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов, Д. Ф. Якупов, Ю. А. Рубанникова, А. А. Абатурова; правообладатель ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2020621722. заявл. 01.10.2020; зарегистр. 14.10.2020 Бюл. № 10.

217. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2021620425 Российская Федерация. Механические свойства сплавов АК5М2 и АК10М2Н, подвергнутых электронно-пучковой обработке в различных режимах / Рубанникова Ю.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.В., Иванов Ю.Ф.; правообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2021620314; заявл. 25.02.2021; зарегистр. 05.03.2021.

218. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2021620992 Российская Федерация. Экспериментальные данные, полученные в процессе растяжения сплава АК5М2, находящегося в литом состоянии и после электронно-пучковой обработки в различных режимах / Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Рубанникова Ю.А., Якупов Д.Ф., Громов В.Е.; правообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2021620860; заявл. 28.04.2021; зарегистр. 18.05.2021.

219. Zaguliaev, D. Electron-Ion-Plasma Modification of a Hypoeutectoid Al-Si Alloy / D. Zaguliaev, V. Gromov, S. Konovalov, Yu. Ivanov. – Great Britain: Taylor & Francis Group: Home, 2020. – 268 p.

220. Zaguliaev, D. Microstructure and Microhardness of Piston Alloy Al-10Si-2Cu Irradiated by Pulsed Electron Beam / D. Zaguliaev, S. Konovalov, Y. Ivanov, A. Abaturova, A. Leonov // Archives of foundry engineering. – 2020. – Vol. 20 (3/2020). – P. 92–98.

221. Gromov, V. E. Evolution of the structure and properties of AK10M2N silumin under irradiation with a high-intensity pulsed electron beam / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, D. V. Zagulyaev, E. A. Petrikova, S. V. Konovalov, A. D. Teresov, M. E. Rygina // Inorganic Materials. – 2018. – Vol. 54. – No. 12. – P. 1308–1314.

222. Zagulyaev, D. V. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam / D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, V. E. Gromov, A. M. Glezer, Yu. F. Ivanov, R. V. Sundeev // *Materials Letters*. – 2018. – Vol. 2209. – P. 377–380.

223. Ivanov, Yu. F. Modification of structure and surface properties of hypoeutectic silumin by intense pulse electron Beams / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, D. V. Zagulyaev, E. A. Petrikova, A. P. Semin // *Progress in Physics of Metals*. – 2018. – Vol. 19. – No. 2. – P. 195–222.

224. Ivanov, Yu. F. Structural-phase state and the properties of silumin after electron-beam surface treatment / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, D. V. Zagulyaev, E. A. Petrikova // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2019. – Vol. 4. – P. 398–402.

225. Шляров, В. В. Эволюция микроструктуры и микротвердости поршневого сплава Al-10Si-2Cu, облученного импульсным электронным пучком / В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, А. А. Абатурова, А. А. Леонов, А. М. Устинов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2020. – Т. 17. – № 1. – С. 32–39.

226. Загуляев, Д. В. Влияние плотности энергии пучка электронов на структуру и механические характеристики поверхностных слоев доэвтектического силумина / Д. В. Загуляев, Ю. Ф. Иванов, А. М. Глезер, В. Е. Громов, С. В. Коновалов // *Известия РАН. Серия Физическая*. – 2019. – Т. 83. – № 10. – С. 1402–1409.

227. Шляров, В. В. Изменение микротвердости силумина в условиях внешних энергетических воздействий / В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов // *Материаловедение и металлофизика легких сплавов: сборник материалов и докладов IV Международной школы для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов», 18–20 июня 2019 г.* – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2019. – С. 21–24.

228. Zagulyaev, D. V. Increase in wear resistance of the surface layers of AK10M2N silumin at electron-beam treatment / D. V. Zagulyaev, V. E. Gromov, S. V.

Konovalov, Yu. F. Ivanov // Inorganic Materials: Applied Research. – 2019. –Vol. 10 (3). – P. 622–628.

229. Ivanov, Yu. F. Formation of structure and properties of silumin on electron-beam processing / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, D. V. Zaguliaev, A. P. Semin // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2019. –Vol. 13 (6). – P. 1040–1044.

230. Ivanov, Yu. F. Microstructure and properties of hypoeutectic silumin treated by high-current pulsed electron beams / Yu. F. Ivanov, D. V. Zaguliaev, S. A. Nevskii, V. E. Gromov, V. D. Sarychev, A. P. Semin // Progress in Physics of Metals. – 2019. –Vol. 20 (3). – P. 447–484.

231. Zagulyaev, D. V. Effect of the density of electron beam energy on the structure and mechanical characteristics of surface layers of hypoeutectic silumin / D. V. Zagulyaev, Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, V. E. Gromov, S. V. Konovalov // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2019. – Vol. 83. – No. 10 – P. 1282–1288.

232. Zaguliaev, D. V. Wear resistance of the surface layers in silumin after electron-beam treatment / D. V. Zaguliaev, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, A. M. Glezer, S. V. Panin, Yu. F. Ivanov // Russian Metallurgy (Metally). – 2019. –Vol. 19 (10). – P. 23–27.

233. Загуляев, Д. В. Исследование износостойкости поверхностных слоев силумина после электронно-пучковой обработки / Д. В. Загуляев, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, А. М. Глезер, С. В. Панин, Ю. Ф. Иванов // Деформация и разрушение материалов. – 2018. – № 12. – С. 23–27.

234. Загуляев, В. Е. Повышение износостойкости поверхностных слоев силумина АК10М2Н путем электронно-пучковой обработки / Д. В. Загуляев, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, Ю. Ф. Иванов // Физика и химия обработки материалов. – 2018. – № 5. – С. 31–40.

235. Konovalov, S. Modification of Al-10Si-2Cu alloy surface by intensive pulsed electron beam / S. Konovalov, D. Zaguliaev, Y. Ivanov, V. Gromov, A.

Abaturova // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9 (3). – P. 5591–5598.

236. Zaguliaev, D. Effect of electron-plasma treatment on the microstructure of Al-11wt%Si alloy / D. Zaguliaev, Yu. Ivanov, S. Konovalov, A. Abaturova, V. Gromov, Yu. Rubannikova, A. Semin // Materials Research. – 2020. – Vol. 23 (2). – P. e20200057.

237. Zagulyaev, D. V. Gradient structure formation in the surface layer of AK10M2N silumin by electron beam treatment / D. V. Zagulyaev, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, Yu. F. Ivanov, A. D. Teresov, Yu. S. Serenkov // AIP Conference Proceedings. – 2018. – No. 2051. – P. 1–5.

238. Gromov, V. Evolution of structure-phase states of hypoeutectic silumin irradiated by intensive pulse electron beams / V. Gromov, S. Konovalov, Y. Ivanov, D. Zaguliaev, E. Petrikova, Y. Serenkov // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6 (7). – P. 076574.

239. Konovalov, S. Dispersion of al-si alloy structure by intensive pulsed electron beam / S. Konovalov, V. Gromov, D. Zagulyaev, Y. Ivanov, A. Semin, J. Rubannikova // Archives of foundry engineering. – 2019. – Vol. 19 (2). – P. 79–84.

240. Ivanov, Yu. F. Formation and evolution of structure and phase composition of hypoeutectoid silumin on electron beam processing / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zaguliaev, S. V. Konovalov, A. P. Semin, Yu. A. Rubannikova // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2019. – Vol. 13 (5). – P. 809–813.

241. Petrikova, E. A. Microdiffraction analysis of structure of silumin's highvelocity cellular crystallization / E. A. Petrikova, A. D. Teresov, M. E. Rygina, O. S. Tolkachev, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, A. P. Semin // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1393. – P. 012114.

242. Иванов, Ю. Ф. Структурно-фазовое состояние и свойства поверхности силумина после электронно-пучковой обработки / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, Д. В. Загуляев, Е. А. Петрикова // Деформация и разрушения материалов. – 2018. – № 10. – С. 17–21.

243. Серебрякова А. А. Исследование структуры сплава АК10М2Н подвергнутого электронно-ионно-плазменной обработке / А. А. Серебрякова, Д. В. Загуляев, Д. Ф. Якупов, А. А. Абатурова, В. Е. Громов // Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов, посвященная 150-летию со дня рождения академика А.А. Байкова: сборник научных статей Международной научнотехнической конференции, 18 сентября 2020 г. – Юго-Зап. гос. ун-т. Курск: Юго-Зап. гос. ун-т, 2020. – С. 169–173.

244. Загуляев, Д. В. Изменение структуры и фазового состава силумина АК12 при электронно-пучковой обработке / Д. В. Загуляев, В. В. Шляров, В. Е. Громов, Д. А. Бессонов // XIV Международный семинар структурные основы модифицирования материалов (МНТ-XIV), 13–15 июня 2017 г. – Обнинск, 2017. – С. 34–37.

245. Шляров, В. В. Изменение микротвердости силумина в условиях внешних энергетических воздействий / В. В. Шляров, Ю. А. Рубанникова, К. А. Бутакова // XLV Международная молодёжная научная конференция «Гагаринские чтения – 2019»: Сборник тезисов докладов, 16-19 апреля 2019 г. – Москва: МАИ, 2019. – С. 934.

246. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2018620798. Российская Федерация. Изменение микротвердости в силумине АК10М2Н, подвергнутого облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия с плотностью энергии пучка электронов  $E_s = 25 \text{ Дж/см}^2$  / К. А. Осинцев, К. А. Бутакова, С. В. Коновалов, Д. В. Загуляев, В. В. Шляров, В. Е. Громов; правообладатель Сиб.гос.индустр.ун-т. – № 2018620459. заявл. 18.04.2018; зарегистр. 04.06.2018. Бюл. № 6.

247. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2019621504. Российская Федерация. Механические характеристики сплава АК10М2Н, обработанного электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 15 и 35  $\text{Дж/см}^2$  / К. А. Бутакова, К. А. Осинцев, В. В. Шляров, Д. В.



Загуляев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов; правообладатель Сиб.гос.индустр.ун-т. – № 2019621363. заявл. 06.08.2019; зарегистр. 26.08.2019 – 1с.

248. Брандон, Д. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля / Д. Брандон, У. Каплан. – Москва: Техносфера, 2006. – 384 с.

249. Физические величины: справочник / А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А. М. Братковский [и др.]; под общ. ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – Москва: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

250. Белов, Н. А. Фазовый состав и структура силуминов / Н. А. Белов, С. В. Савченко, А. В. Хван. – Москва: МИСИС, 2008. – 282 с.

251. Белов, Н. А. Фазовый состав алюминиевых сплавов / Н. А. Белов. – Москва: Издательский Дом МИСиС, 2009. – 392 с.

252. Строганов, Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. – Москва: Металлургия, 1977. – 271 с.

253. Osintsev, K. Study on mechanical properties and structure of silumin after its surface modification with yttrium oxide / K. Osintsev, D. Zagulyaev, S. Konovalov, V. Shlyarov // AIP Conference Proceedings. – 2017. – No. 1909. – P. 020159.

254. Gromov, V.E. A study on changes in the properties of silumin surface layers modified by yttrium oxide / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, D. V. Zagulyaev, O. S. Tolkachev, E. A. Petrikova, S. V. Konovalov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 411. – P. 1–5.

255. Konovalov, S. V. Effect of yttrium oxide modification of al-si alloy on microhardness and microstructure of surface layers / S. V. Konovalov, D. V. Zagulyaev, Y. F. Ivanov, V. E. Gromov // Metalurgija. – 2018. – No. 57 (4). – P. 253–256.

256. Загуляев, Д. В. Изучение изменений структуры и свойств поверхности эвтектического силумина, подвергнутого модифицированию оксидом иттрия / Д. В. Загуляев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, О. С. Толкачев, Е. А. Петрикова // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2017. – Т. 60. – № 10/2. – С. 49–53.

257. Громов, В. Е. Исследования изменений свойств поверхностных слоев силумина модифицированных оксидом иттрия / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Д. В.

Загуляев, О. С. Толкачев, Е. А. Петрикова, С. В. Коновалов // *Металлургия: технологии, инновации, качество: труды XX Международной научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч. 2, 15–16 ноября 2017 г. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – С. 318–321.*

258. Бутакова, К. А. Влияние электровзрывного легирования на пластичность силумина / К. А. Бутакова, Д. В. Загуляев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов // *60 Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности», 14–18 мая 2018 г. – Витебск: УО «ВГТУ», 2018. – С. 70-71.*

259. Бутакова, К. А. Анализ модуля упругости силумина, подвергнутого электровзрывному легированию оксидом иттрия / К. А. Бутакова, К. А. Осинцев, Д. В. Загуляев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов // *XXIII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 100-летию ФТИ им. А. Ф. Иоффе и 110 со дня рождения чл.-кор. АН СССР А.В. Степанова, 10–12 апреля 2018 г. – Санкт-Петербург, 2018. – С. 281.*

260. Osintsev, K. A. The study on mechanical properties of Al – Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings formed on silumin by electroexplosive spraying / K. A. Osintsev, V. V. Shlyarov, K. A. Butakova, D. V. Zagulyaeva, S. V. Konovalov, V. E. Gromov // *The 9th International Symposium on Materials in External Fields (ISMEF 2018). – 2018. – P. 24.*

261. Osintsev, K. A. AFM investigation of silumin structure modified by Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating using the method of electric explosive alloying / K. A. Osintsev, K. A. Butakova, S. V. Konovalov, D. V. Zagulyaev, V. E. Gromov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 411. – P. 1–8.*

262. Zagulyaev, D. V. Study of the surface relief, structure and phase composition of the silumin composite layer obtained by the method of electric explosion alloying by Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system / D. V. Zagulyaev, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, E. A. Petrikova, A. D. Teresov, S. V. Konovalov, A. P. Semin // *IOP Conference Series: Journal of Physics. – 2018. – Vol. 1115. – P. 1–7.*

263. Zagulyaev, D. Research into morphology and phase structure in the surface of Al-Si alloy modified by yttrium oxide / D. Zagulyaev, S. Konovalov, V. Gromov, A.

Melnikov, V. Shlyarov // Bulletin of the polish academy of sciences technical sciences. – 2019. – Vol. 67 (1). – P. 1–5.

264. Шляров, В. В. Получение покрытий системы Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом электровзрывного легирования / В. В. Шляров, К. А. Осинцев, К. А. Бутакова, Д. В. Загуляев, Д. А. Романов // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума, 22–26 мая 2017 г. – Витебск, Беларусь. Ч. 1. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017. – С. 91–93.

265. Осинцев, К. А. Исследование с помощью атомно-силовой микроскопии структуры силумина, модифицированного нанесением на его поверхность покрытия системы Al-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом электровзрывного легирования / К. А. Осинцев, Л. Р. Бахриева, К. А. Бутакова, Е. В. Мусорина, С. В. Коновалов, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов // Металлургия: технологии, инновации, качество: труды XX Международной научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч. 2, 15–16 ноября 2017 г. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2017. – С. 277–283.

266. Загуляев, Д. В. Модифицирование сплава АК10М2Н частицами оксида иттрия при электровзрывном легировании / Д. В. Загуляев, С. В. Коновалов, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Е. А. Петрикова // Эволюция дефектных структур в конденсированных средах: сборник тезисов XV Международной школы-семинара (ЭДС-2018), 10–15 сентября 2018 г. – Барнаул: Изд-во ООО «Научно-исследовательский центр «Системы управления», 2018. – С. 149–150.

267. Zagulyaev, D. V. Study of the surface relief, structure and phase composition of the silumin composite layer obtained by the method of electric explosion alloying by Al - Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system / D. V. Zagulyaev, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, E. A. Petrikova, A. D. Teresov, S. V. Konovalov, A. P. Semin // 6th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE 2018): 14th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows, September 16–22, 2018. – Tomsk: Publishing House of IAO SB RAS, 2018. – P. 304.

268. Пат. № 2727376 РФ. МПК C23C 4/04, C23C 4/134, C23C 4/18, C22F 3/00. Способ нанесения износостойких покрытий на основе алюминия и оксида

иттрия на силумин / Д. В. Загуляев, К. А. Бутакова, С. В. Коновалов, В. Е. Громов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2020100813, заявл. 09.01.2020; опубл. 21.07.2020 Бюл. № 21.

269. Пат. 2676122 РФ. МПК C23C 4/10, C23C 4/12. Способ нанесения износостойких покрытий на основе алюминия и оксида иттрия на силумин / Д. В. Загуляев, К. А. Осинцев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, Д. А. Романов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2018119044, заявл. 23.05.2018; опубл. 26.12.2018. Бюл. № 36.

270. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2018620368. Российская Федерация. Изменение микротвердости АК10М2Н, обработанного порошком  $Y_2O_3$ , массой 0,0589 г и энергией воздействия 2,6 кВ, при электровзрывном легировании / К. А. Осинцев, К. А. Бутакова, С. В. Коновалов, Д. В. Загуляев, В. В. Шляров, В. Е. Громов; правообладатель Сиб.гос.индустр.ун-т. – № 2017621349. заявл. 22.11.2017; зарегистр. 01.03.2018 Бюл. № 3.

271. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н. П. Лякишев. – Москва: Машиностроение, 1996. – 992 с.

272. Gschneidner, K. A. The Al-Re (Aluminum-Rare earth) systems / K. A. Gschneidner, F. W. Calderwood // Bulletin of Alloy Phase Diagrams. – 1988. – No. 9. – P. 658–668.

273. Drita, M. E. Phase Equilibria in Aluminium-Rich Alloys of the AluminiumSilicon-Yttrium System / M. E. Drita, V. I. Kuzmina, N. I. Tylkina // Russian Metallurgy (Metally). – 1980. – Vol. 3. – P. 178–181.

274. Ivanov, Yu. Modification of surface layer of hypoeutectic silumin by electroexplosion alloying followed by electron beam processing / Yu. Ivanov, V. Gromov, D. Zaguliaev, A. Glezer, R. Sundeev, Y. Rubannikova, A. Semin // Materials Letters. – 2019. – Vol. 253. – P. 55–58.

275. Ivanov, Yu. F. The Structure and Properties of a Hypoeutectic Silumin Subjected to Complex Electron–Ion-Plasma Processing / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zaguliaev, S. V. Konovalov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // *Progress in Physics of Metals*. – 2019. – Vol. 20 (4). – P. 634–671.

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

277. Zaguliaev, D. Effect of electron-plasma alloying on structure and mechanical properties of Al-Si alloy / D. Zaguliaev, S. Konovalov, Y. Ivanov, V. Gromov // *Applied Surface Science*. – 2019. – Vol. 498. – P. 143767.

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

279. Zaguliaev, D. Microstructure and mechanical properties of doped and electron-beam treated surface of hypereutectic Al-11.1%Si alloy / D. Zaguliaev, S. Konovalov, Yu. Ivanov, V. Gromov and E. Petrikova // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8 (5). – P. 3835–3842.

280. Zaguliaev, D. V. Microstructure and micro-hardness behavior of Ti–Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Al–Si composite coatings prepared in electron-plasma alloying / D. V. Zaguliaev, S. V. Konovalov, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov // *Materials Characterization*. – 2019. – Vol. 158 – P. 109934.

281. Бутакова, К. А. Анализ изменений микротвердости силумина АК10М2Н, модифицированного комплексным методом / К. А. Бутакова, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, А. Д. Тересов // VIII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», 19–22 ноября 2019 г. – М: ИМЕТ РАН, 2019. – С. 336–338.

282. Zaguliaev, D. Structure and phase states modification of AL-11SI-2CU alloy processed by ion-plasma jet and pulsed electron beam / D. Zaguliaev, V. Gromov,

Yu. Rubannikova, S. Konovalov, Yu. Ivanov, D. Romanov, A. Semin // Surface and Coatings Technology. – 2020. – Vol. 383. – P. 125246.

283. Gromov, V. E. Structural Phase State of Surface Alloyed  $Y_2O_3$  Silumin After Electron beam Processing / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, D. V Zaguliaev, E. A. Perikova, A. D. Teresov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques – 2019. – Vol. 13 (60). – P. 1343–1349.

284. Ivanov, Yu. F. Nanostructurisation of hypoeutectic silumin by electroexplosion alloying and subsequent electron beam processing / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // International Journal of Nanotechnology. – 2019. – Vol. 16. – 619–628.

285. Ivanov, Yu. F. Nanostructure formation of hypoeutectic silumin by electronion-plasma methods / 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.

286. Шляров, В. В. Влияние комбинированной обработки на структуру и микротвердость поверхностных слоев силумина АК10М2Н / В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, Ю. А. Рубанникова, В. Е. Громов // Тезисы докладов Международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» и VIII Всероссийской научно-практической конференции с международным участием, посвященной 50-летию основания института химии нефти «Добыча, подготовка, транспорт нефти и газа», 1–5 октября 2019 г. – Томск: Издательский Дом ТГУ, 2019. – С 256-257.

287. Свидетельство о государственной регистрации базы данных № 2019621238. Российская Федерация. Изменение микротвердости силумина АК10М2Н при комбинированной обработке с оптимальными параметрами / В. В. Шляров, К. А. Бутакова, Д. В. Загуляев, В.Е. Громов, С.В. Коновалов; правообладатель Сиб.гос.индустр.ун-т. – № 2019621167. заявл. 02.07.2019; зарегистр. 11.07.2019 – 1с.

288. Эндрюс, К. Электронограммы и их интерпретация / К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Киоун. – Москва: Мир, 1971. – 256 с.

289. Утевский, Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении / Л. М. Утевский. – Москва: Металлургия, 1973. – 584 с.

290. Ivanov, Yu. F. Prospects for the Application of Surface Treatment of Alloys by Electron Beams in State-of-the-Art Technologies / Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, D. V. Zaguliaev, S. V. Konovalov, Yu. A. Rubannikova, A. P. Semin // Progress in Physics of Metals. – 2020. – Vol. 21 (3). – P. 345–362.

## ПРИЛОЖЕНИЯ

ПРИЛОЖЕНИЕ 1 – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ  
ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА ООО «ВЕСТ 2002»

Общество с ограниченной ответственностью

**«Вест 2002»**

654041, г. Новокузнецк, а/я 318

Тел/факс (3843) 777-677

E-mail: vest2002@mail.ru

Исх №19

От 28.03.2022 г.

**АКТ**

использования результатов диссертационной работы

**Загуляева Дмитрия Валерьевича**«Модификация структуры и свойств алюминия и  
дозвтектических силуминов методами электронно-  
ионно-плазменных и магнитных воздействий»

В настоящее время вопрос о выборе метода эффективной защиты деталей между упрочнением всего объема материала и упрочнения тонкого поверхностного слоя в большинстве случаев решается однозначно в пользу последнего. Это объясняется тем, что наибольшее разрушение деталей в процессе эксплуатации испытывает именно их поверхность.

Перспективными методами внешних энергетических воздействий, оказывающими существенное влияние на структуру, фазовый состав, физические и механические свойства поверхностных слоев металлов и сплавов является электровзрывное легирование. Данный метод позволяет получать высококачественные покрытия, обладающие хорошей адгезией с подложкой и высокими функциональными свойствами. Метод позволяет наносить покрытия из продуктов взрыва проводников, а также осуществлять формирование композиционных покрытий значительно превосходящих по своим свойствам исходный материал, поскольку в качестве материала покрытия, как правило, используются более прочные материалы, в представленной нам научно-исследовательской работе использовали оксид иттрия.

В работе определен оптимальный режим электровзрывного легирования (масса взрываемой алюминиевой фольги – 58,9 мг, масса порошковой навески оксида иттрия – 88,3 мг, напряжение разряда конденсаторной батареи – 2,6 кВ), который и был использован на нашем предприятии для упрочнения и повышения эксплуатационных параметров червячного колеса, изготовленного из антифрикционного силумина и установленного в редуктор шлифовально-полировочного станка 6ШП-100. Испытания показали, что после электровзрывного легирования, ресурс работы червячного колеса увеличился в 3,5 раза. Ожидаемый годовой экономический эффект от использования результатов опытно-промышленных испытаний составляет 1,3 млн. рублей.

Генеральный директор

ООО «Вест 2002»,

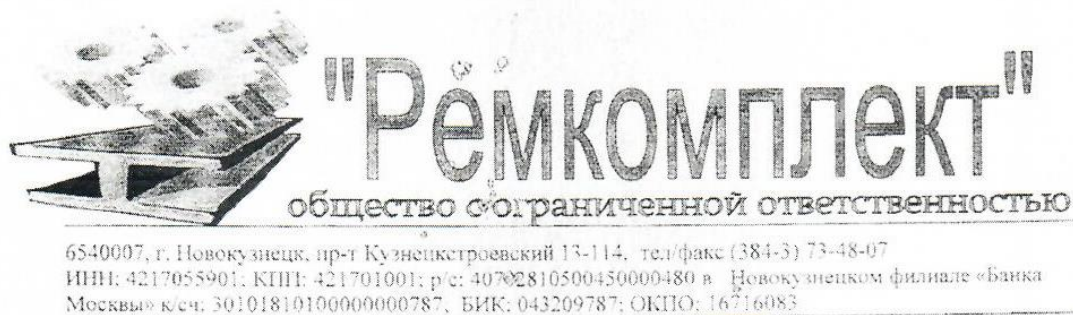
доктор технических наук, доцент



Райков С.В.



## ПРИЛОЖЕНИЕ 2 – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА ООО «РЕМКОМПЛЕКТ»



### АКТ

использования результатов научно-исследовательской работы **«МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ И ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ И МАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ»** выполненной в рамках диссертационного исследования Загуляева Д.В.

Основными служебными характеристиками антифрикционных материалов являются легкая прирабатываемость, низкий коэффициент трения в условиях несовершенной смазки, сопротивление к схватыванию и заеданию при трении, свойство не царапать и не изнашивать вал, способность «поглощать» твердые частицы, высокие износостойкость, теплопроводность, сопротивление сжатию и ползучести, усталостная прочность, стойкость против коррозии. Алюминий обладает многими из указанных свойств и используется в качестве основы для создания антифрикционных материалов.

Втулочные подшипники из сплавов алюминия, получаемые литьем, используются во многих отраслях машино- и приборостроения, при производстве бытовых приборов и ручного бензинового и электрического инструментов. В частности, на нашем предприятии втулочные подшипники из сплава алюминия устанавливаются в машины и оборудование, выпускаемое для металлургической отрасли. Периодически подшипники выходят из строя, что приводит к финансовым потерям, связанным с заменой подшипников и простоем оборудования. Рассмотрев результаты диссертационного исследования Загуляева Д.В., а именно обнаруженное 197 % увеличение износостойкости сплава АК5М2 и снижение 6,6 раза интенсивности изнашивания сплава АК10М2Н после воздействия на их поверхность интенсивного импульсного электронного пучка, была установлена целесообразность и необходимость использования рациональных режимов модификации алюминиевых сплавов для увеличения срока службы подшипников скольжения устанавливаемых в машины и оборудование, выпускаемое для металлургической отрасли.

Ожидаемый годовой экономический эффект от использования результатов опытно-промышленных испытаний составляет 1,95 млн. рублей.

Директор ООО «Ремкомплект»



В.М. Карпий

## ПРИЛОЖЕНИЕ 3 – АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА АО "АРКОНИК СМЗ"



**Арконик Россия**

Акционерное общество  
«Арконик СМЗ»  
(АО «Арконик СМЗ»)

ул. Алма-Атинская, 29, корп.33/34  
г. Самара 443051 Россия

[Info.smz@arconic.com](mailto:Info.smz@arconic.com)

Тел.: 8 846 278 34 12

Факс: 8 846 278 34 14

№ 200/41  
06 04 2022

УТВЕРЖДАЮ  
Директор прокатного производства  
Оводенко А.М.

### АКТ

использования результатов диссертационной работы Загуляева Дмитрия Валерьевича «МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ И ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ И МАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ»

На АО «Арконик СМЗ» был произведен промышленный эксперимент, использующий результаты, изложенные в третьей главе докторской диссертации Д.В. Загуляева в области влияния постоянного магнитного поля на деформационные характеристики алюминиевых сплавов. С этой целью в печь отжига с выкатным подом № 10 при гомогенизации, совмещенной с нагревом слитков сплавов 5182 и 1580 перед прокаткой была поставлена медная катушка, которая создала постоянное магнитное поле 0,3 Тл в течение 2 часов. Данное воздействие позволило повысить пластичность и снизить усилие горячей прокатки обоих алюминиевых сплавов за счет увеличения подвижности дислокаций за счет снижения энергетического барьера их закрепления.

Предварительная оценка возможного экономического эффекта от внедрения данных технологий на АО «Арконик СМЗ» составляет 2 млн. рублей в год.

Главный прокатчик  
завода АО «Арконик СМЗ»  
д.т.н., профессор  
Innovation, engineered.



Арышенский В.Ю.



# **ПРИЛОЖЕНИЕ 4 – СПРАВКА О ПРОМЫШЛЕННОМ ВНЕДРЕНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ НА АО «РУСАЛ НОВОКУЗНЕЦК»**



УТВЕРЖДАЮ  
Управляющий директор  
АО «РУСАЛ Новокузнецк»  
Марков В.В.  
06.04.2022 г.

## **СПРАВКА**

о промышленном внедрении результатов диссертационной работы  
«Модификация структуры и свойств алюминия и доэвтектических силуминов  
методами электронно-ионно-плазменных и магнитных воздействий»

AlSi сплавы в настоящее время, вследствие высоких литейных свойств, коррозионной стойкости, небольшого коэффициента термического расширения нашли широкое применение при производстве самых разных деталей, начиная от компонентов бытовой техники и заканчивая узлами, применяемыми в авто- и самолетостроении. В частности, поршни двигателей внутреннего сгорания и компрессоров изготавливают преимущественно из эвтектических и заэвтектических AlSi сплавов. Однако в связи со структурными особенностями литых AlSi сплавов их прочностные свойства характеризуются невысокими значениями. Без специальной обработки расплава в готовых отливках частицы кремния в эвтектике алюминиево-кремниевых сплавов имеют грубую пластинчатую форму, что значительно снижает механические свойства сплава. Механические свойства сплава также снижает избыточная концентрация легирующих элементов (Cu, Mg, Ni) и примеси (Fe), присутствие которых приводит к образованию интерметаллидов.

В работе Загуляева Д.В. установлены оптимальные режимы электронно-ионно-плазменной обработки AlSi сплавов, которые приводят к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя материала, заключающемуся в формировании покрытия с субмикроструктурной структурой, свободного от кремниевых включений и интерметаллидов микронных и субмикронных размеров, характерных для исходного сплава. Обнаруженные структурные изменения, несомненно, представляют практический интерес, поскольку дробление грубых пластин кремния и отсутствие интерметаллидов приведут к увеличению функциональных характеристик деталей и узлов изготавливаемых из AlSi сплавов.

Данный документ подтверждает практическую значимость результатов диссертационной работы Загуляева Д.В. и не является основанием для финансовых претензий.

Согласована

Директор по литейному производству \_\_\_\_\_ А.А. Колонаков  
АО «РУСАЛ Новокузнецк» (подпись)

06.04.2022

Подготовлена

Директор ДТиТРАП НкАЗ в ОП \_\_\_\_\_ Д.Г. Большаков  
ООО «РУСАЛ ИТЦ» г. Новокузнецк (подпись)

06.04.2022

05.04.2022



**ПРИЛОЖЕНИЕ 5 – СПРАВКА ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ  
ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В НАУЧНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ И  
УЧЕБНОМ ПРОЦЕССЕ ФГБОУ ВО «СИБГИУ»**

УТВЕРЖДАЮ  
Проректор по учебной и  
воспитательной работе  
д.т.н., профессор М.В. Темлянецв

«14» апреля 2022 г.



**Справка**

Об использовании результатов диссертационной работы Загуляева Д.В.  
«МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ И  
ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННО-  
ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ И МАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ»

Результаты диссертационной работы Загуляева Дмитрия Валерьевича представленной на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 01.04.07 – 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 «Материаловедение и технологии материалов и наноматериалов», «Методы упрочнения и модификации поверхности», «Механические и физические свойства материалов», «Физика твердого тела», «Функциональные материалы», «Методы исследования структуры и свойств материалов», «Электронная микроскопия», «Композиционные и полимерные композиционные материалы». Обучающиеся бакалавриата и магистратуры по направлениям 22.03.01, 22.04.01 (Материаловедение и технологии материалов), используют результаты работы при написании курсовых проектов и выпускных квалификационных работ. Аспиранты направления 03.06.01 – Физика и астрономия 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



полученные Загуляевым Д.В. результаты используются при выполнении следующих проектов на кафедре ЕНД им. профессора В.М. Финкеля:

1) Биоинертные нанокompозитные покрытия медицинских имплантатов, полученные электровзрывным напылением и последующим электронно-ионно-плазменным модифицированием (руководитель к.т.н. Соснин Кирилл Валерьевич, срок выполнения 07.2019 - 06.2021).

2) Закономерности эволюции структурно-фазового состояния доэвтектического силумина, облученного интенсивным импульсным электронным пучком, при пластической деформации (руководитель к.т.н., доцент Загуляев Дмитрий Валерьевич, срок выполнения 07.2019 - 06.2022).

3) Разработка нового поколения экономичных электроэрозионностойких контактов переключателей мощных электрических сетей (руководитель д.т.н., доцент Романов Денис Анатольевич, срок выполнения 07.2020 - 06.2022).

4) Изучение закономерностей формирования структурно-фазового состояния и физико-механических свойств Al-Mg сплава, полученного по технологии холодного переноса металла, после воздействия интенсивных импульсных электронных пучков (руководитель к.т.н. Панченко Ирина Алексеевна, срок выполнения 07.2020 - 06.2022).

5) Исследование высокоэнтропийных сплавов, получаемых с помощью технологии холодного переноса металла (руководитель д.ф.м.н., профессор Громов Виктор Евгеньевич, срок выполнения 2020 - 2022).

Начальник учебно-методического  
управления СибГИУ

к.т.н, доц.



О.Г. Приходько

Начальник Управления  
Научных исследований СибГИУ

к.т.н., доц.



А.И. Куценко

Зав. кафедрой ЕНД.  
им. проф. В.М. Финкеля  
д.ф.-м.н., проф.



В.Е. Громов

**ПРИЛОЖЕНИЕ 6 – СПРАВКА О ПРИМЕНЕНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ  
ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ В НАУЧНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ И  
УЧЕБНОМ ПРОЦЕССЕ ФГАОУ ВО «САМАРСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ  
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С.П.  
КОРОЛЕВА» (САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)**



**Справка**

о применении результатов диссертационной работы Загуляева Дмитрия Валерьевича «Модификация структуры и свойств алюминия и доэвтектических силуминов методами электронно-ионно-плазменных и магнитных воздействий» в учебной и научной деятельности кафедры «Технологии металлов и авиационного материаловедения» Самарского университета

Диссертационная работа Загуляева Дмитрия Валерьевича посвящена актуальной теме физического материаловедения – выявлению физической природы и закономерностей формирования структур, а также модификации свойств Al-Si сплавов, подвергнутых электронно-ионно-плазменным воздействиям. В работе Загуляева Д.В. рассмотрены четыре вида энергетического воздействия: магнитные поля, интенсивный импульсный электронный пучок, электровзрывное легирование и комбинированная обработка, состоящая из двух последовательных воздействий (электровзрывное легирование с последующим облучением электронным пучком). Обнаруженные в работе закономерности использованы сотрудниками кафедры при формировании учебно-методических комплексов по дисциплинам «Физическое материаловедение», «Материаловедение» и «Конструкционные материалы». В научной деятельности результаты работы нашли применение при выполнении проекта Российского научного фонда №21-19-00548 «Закономерности формирования и эволюция микроструктуры и механических свойств при литье и термомеханической обработке алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si, легированных малыми скандиево-циркониевыми добавками».

Заведующий кафедрой  
технологии металлов и  
авиационного материаловедения  
д.т.н., профессор

С.В. Коновалов

24.03.2022