

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

На правах рукописи

**Громов Алексей Николаевич**



**РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ МЕТОДОВ УСКОРЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ  
ЛОПАТОК ГТД С ПОКРЫТИЯМИ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ И  
АДГЕЗИЮ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ  
СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ**

Специальность: 05. 07. 05. – "Тепловые, электроракетные двигатели и  
энергоустановки летательных аппаратов"

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор физико-математических наук

Шулов В. А.

Москва – 2019

## Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	2
1. МЕТОДИК ОБЛУЧЕНИЯ, ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ И ИСПЫТАНИЙ ЛОПАТОК ГТД ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ.....	10
1.1 Исследуемые материалы, модельные образцы и детали.....	10
1.2 Оборудование для исследования.....	11
1.3 Электронно-лучевое оборудование для поверхностной обработки и методики облучения.....	12
1.4 Методики исследования состояния поверхностных слоев облучаемых мишеней .....	14
1.5 Методики испытаний для определения эксплуатационных свойств рабочих лопаток КВД и ТВД.....	18
2. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ГТД ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ.....	21
2.1 Воздействие электронно-лучевой обработки на физико-химическое состояние поверхностных слоев деталей из титановых сплавов.....	22
2.2 Воздействие электронно-лучевой обработки на свойства лопаток из титановых сплавов.....	30
3. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛОПАТОК ГТД ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ И ЖАРОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ .....	34
3.1 Влияние облучения на усталостную прочность .....	34
3.2 Влияние облучения на жаростойкость .....	38
3.3 Влияние облучения на адгезию вакуумно-дугового покрытия СДП-2 на лопатках ТВД.....	40
4. ПРИМЕНЕНИЕ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ УСКОРЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ.....	44
4.1 Методы испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования.....	44
4.2 Реализация испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования на установке «Геза-ММП».....	51

4.3	Определение температурных полей в материале поверхностного слоя облучаемых деталей.....	53
4.4.	Исследование топографии поверхности, фазового состава, текстуры и суб-микроструктуры в поверхностных слоях мишеней после испытаний .....	55
5.	ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ ДЛ Я ИСПЫТАНИЙ ЖАРСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА АДГЕЗИОННУЮ ПРОЧНОСТЬ.....	88
5.1.	Адгезия и её характеристики покрытий, методы их измерения.....	88
5.2	Реализация испытаний покрытий на адгезию с помощью сильноточных импульсных электронных пучков.....	93
6.	ОБОРУДОВАНИЕ ДЛ Я ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ И АДГЕЗИЮ.....	105
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	109
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	111

## ВВЕДЕНИЕ

В последнее двадцать лет в авиационном двигателестроении бурное развитие получили новые прогрессивные методы модифицирования поверхностных слоев наиболее ответственных деталей ГТД. К таким методам относится вакуумно-плазменная технология высоких энергий, плазменная технология, обработка поверхности концентрированными импульсными потоками энергии. Особое развитие получило применение сильноточных импульсных электронных пучков для повышения уровня служебных свойств (усталостная прочность, жаростойкость, эрозионная и коррозионная стойкость и др.) и для ремонта лопаток компрессора и турбины ГТД. В работах сотрудников АО «НИИЭФА имени Д.В. Ефремова» (Энгелько В.И. и Ткаченко К.И.), АО «ММП имени В.В. Чернышева» (Пайкина А.Г., Белова А.Б., Крайникова А.В. и Новикова А.С.) и МАИ (Шулова В.А. и Теряева Д.А.) были развиты основы технологических процессов модифицирования поверхности и ремонта лопаток ГТД из титановых сплавов, стали ЭП866-Ш и жаропрочных никелевых сплавов ЖС6У, ЖС26НК и ЖС32ВИ с защитными покрытиями. Кроме того, было разработано и изготовлено оборудование для реализации технологических процессов. Испытания лопаток на технологическом изделии, проведенные на АО «ММП имени В.В. Чернышева», показали, что этот метод обработки и ремонта может быть внедрен в производство. Все полученные результаты были приведены и обобщены в монографии «Сильноточные импульсные электронные пучки для авиационного двигателестроения» под редакцией А.С. Новикова, В.А. Шулова и В.И. Энгелько, (Изд-во Дипак, 2012, 292 с.). Таким образом, была доказана актуальность работ по развитию технологии обработки поверхности сильноточными импульсными электронными пучками, что обеспечивает повышение уровня следующих служебных свойств лопаток ГТД: усталостной прочности до 40%, жаростойкости в 4 раза, сопротивление пылевой эрозии в 2 раза и солевой коррозии до 6 раз. Все это может быть получено при облучении поверхности лопаток при плотностях энергии в импульсе от 18 до 55 Дж/см<sup>2</sup>, когда в поверхностном слое реализуются процессы перекристаллизации и абляции. Если же использовать облучение при низких значениях плотности энергии, то можно проводить процесс термообработки (быстрый нагрев и охлаждение), что несомненно является **актуальным**. Кроме того, при таких плотностях энергии становится возможным реализовать испытания деталей на термостабильность в условиях термоциклирования, а также испытания на адгезионную прочность применяемых в производстве защитных покрытий. Такое использование сильноточных импульсных электронных пучков представляется особо актуальным, поскольку расширяются области

применения ускорителей и удается проводить ускоренные испытания, так как длительность импульса составляет всего 40 мкс, а их скважность до 30 с. Главным здесь является определение температурных полей в поверхностном слое и полей напряжений.

#### **Степень разработанности темы исследования.**

Разработка и совершенствование методов испытаний на термоциклирование и адгезию защитных покрытий деталей и заготовок с использованием концентрированных импульсных потоков энергии имеет ряд преимуществ перед классическими методами испытаний, такими как термический нагрев и охлаждение на воздухе, в воде, в масле, в струе аргона и др. (термостабильность в условиях термоциклирования), а также «клеевой» метод и метод «штифта» (адгезионная прочность покрытий): определение остаточных напряжений по глубине поверхностного слоя, получение температурного профиля, ускорение испытаний, обусловленное небольшим промежутком времени, затрачиваемым на нагрев и охлаждение матрицы. Применение концентрированных импульсных потоков энергии имеет, по сути, только один недостаток: высокая наукоемкость разрабатываемых методов, обусловленная необходимостью проведения длительных и дорогостоящих исследований влияния режимов облучения на физико-химическое состояние материала, определяемое после облучения для фиксации изменений в поверхностных слоях деталей.

Данная работа сконцентрирована на использовании высокоэнергетических импульсных электронных пучков (СИЭП) для реализации ускоренных испытаний на термоциклирование и адгезию покрытий. СИЭП являются одними из наиболее доступных и развитых видов концентрированных импульсных потоков энергии для модификации свойств деталей авиационной техники и, в частности, для повышения уровня коррозионных и усталостных свойств лопаток компрессора ГТД из жаропрочных сплавов и сталей.

#### **Методология и методы исследования.**

В настоящей работе, применено облучение лопаток СИЭП для построения температурного профиля и профиля напряжений с фиксацией изменений в поверхностном слое как на нано – так и на микроуровне, т.е. фиксируется собственно начало разрушения изделия.

В этой связи диссертация направлена на изучение механизмов изменения физико-химического состояния в поверхностных слоях лопаток КВД и ТВД из жаропрочных сплавов ВТ9, ЭП866-Ш, ЖС32ВИ с покрытиями СДП-2+NiAl, СДП-1+NiAl, ZrN и разработка основ методов ускоренных испытаний на термоциклирование и адгезию покрытий на поверхности лопаток.

Таким образом, **цель данной работы** в фундаментально-прикладном отношении определяется необходимостью получения базовых знаний о влиянии режимов облучения СИЭП на физико-химическое состояние поверхностных слоев и эксплуатационные свойства деталей из жаропрочных сплавов, а с практической точки зрения - возможностью внедрения техпроцессов ускоренных испытаний на термостабильность при термоциклировании и методики определения адгезионной прочности защитных покрытий, используемых в авиадвигателестроении на предприятиях отрасли уже в ближайшее время.

Для достижения сформулированной цели было необходимо реализовать постановку и последующее решение следующих задач методического, теоретического и практического плана: (1) выбор комплексной методики исследования физико-химического состояния нано- и микро-метровых поверхностных слоев деталей из многокомпонентных гетерогенных материалов, основанной на применении таких методов, как: электронная Оже-спектроскопия (ЭОС), рентгеноструктурный анализ (РСА), сканирующая электронная микроскопия (СЭМ), просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), оптическая металлография в поляризованном свете, измерение шероховатости поверхности ( $R_a$ ) и др.; (2) выбор и использование комплексной методики определения развиваемых на стадии облучения СИЭП в поверхностных слоях напряжений расчетным методом в соответствии с работой С.А. Будиновского, а также экспериментально методом рентгенографического анализа и методом измерения деформации при стравливании поверхностных слоев (метод академика Н.Н. Давиденкова); (3) выбор режимов электронно-пучковой обработки лопаток из жаропрочных материалов при их испытаниях на термоциклирование и адгезию покрытий; (4) определение микро-нано-структуры в поверхностных слоях облученных лопаток, изучение механизмов изменения свойств лопаток в результате облучения СИЭП; (5) рекомендации для совершенствования оборудования для электронно-пучковой обработки с целью испытаний лопаток компрессора и турбины из жаропрочных сплавов.

#### **Научная новизна работы.**

Достижение сформулированной цели, в соответствии с общим планом исследований, практически полностью отражает научную новизну полученных в диссертации данных. Впервые доказана эффективность использования обработки облучением СИЭП с энергией 100-120 кэВ для проведения испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования и испытаний на адгезию защитных покрытий на лопатках компрессора и турбины ГТД из жаропрочных материалов.

Кроме того, впервые были получены экспериментальные результаты о влиянии режимов обработки облучения СИЭП на физико-химическое состояние материала поверхностных слоев при термоциклировании и определены значения адгезионной прочности защитных покрытий на лопатках двигателя, изготовленных из титановых и никелевых сплавов, а также жаростойких сталей.

Впервые получены данные о характере распределения напряжений, сформированных в поверхностных слоях материала в результате обработки СИЭП. Эта часть работы является одной из важнейших составляющих задачи определения значений адгезионной прочности покрытий.

#### **На защиту выносятся:**

1. Методика определения напряжений в поверхностных слоях деталей из жаропрочных сплавов, при испытаниях на термоциклирование и адгезионную прочность включающая:

- оценку напряжений с помощью системы уравнений, составленной С.А. Будиновским;
- определение профиля напряжений рентгеновским методом по толщине поверхностного слоя при его химическом травлении;
- определение напряжений механическим методом измерения деформации при травлении поверхностных слоев (метод академика Н.Н. Давиденкова).

2. Результаты исследования влияния режимов электронно-пучковой обработки на ускорителе “Геза-ММП” (энергия электронов  $E = 115-150$  кэВ; длительность импульса  $\tau = 15-40$  мс; плотность энергии в импульсе  $W = 10-50$  Дж/см<sup>2</sup>; число импульсов  $n = 1-10$  имп.) на физико-химическое состояние материала в поверхностных слоях лопаток из жаропрочных сплавов (химический состав, фазовый состав, структурные характеристики, остаточные напряжения и шероховатость поверхности) после испытаний на термоциклирование.

3. Данные об адгезионной прочности используемых защитных покрытий на лопатках турбины и компрессора, полученных методом вакуумно-плазменной технологии высоких энергий.

#### **Теоретическая и практическая значимость работы.**

Методики испытаний лопаток ГТД на термостабильность при термоциклировании и определения адгезионной прочности защитных покрытий используемых при производстве

применялись при реализации программы работ по внедрению электронно-пучковой обработки деталей ГТД на АО «ММП имени В.В. Чернышева».

#### **Личный вклад автора.**

Автор научно обосновал, что с помощью облучения сильноточным импульсным электронным пучком микросекундной длительности удастся реализовать ускоренные испытания различных деталей машин на термостабильность в условиях термоциклирования. Установлено, что при испытаниях в поверхностных слоях мишеней, в зависимости от величины плотности энергии в импульсе 10-90 Дж/см<sup>2</sup>, протекают процессы: плавления, перераспределения элементов, кратерообразования, абляции, высокоскоростной кристаллизации из расплава, изменения фазового состава и микроструктуры (включая субструктуру), формируемых при облучении сильноточным импульсным электронным пучком. Все исследования и испытания серийных и облученных лопаток, а также методики их исследований в МАИ и в АО «ММП им. В.В. Чернышева» были спланированы и выполнены непосредственно автором диссертации.

#### **Степень достоверности.**

Результаты диссертационных исследований не противоречат теоретическим положениям, согласуются с результатами работ, опубликованных ранее другими исследователями. Достоверность экспериментальных данных обеспечена проведением экспериментов на повторяемость и воспроизводимость результатов исследований с помощью сертифицированной и аттестованной контрольно-измерительной аппаратуры.

#### **Апробация работы.**

Основные результаты диссертационной работы были представлены на международных и всероссийских конференциях и симпозиумах: 11-я Международная конференция «Взаимодействие излучений с твердым телом» в 2017 г. (г. Минск, Беларусь) 25-29 сентября 2017 г., 11-я Международная конференция по модификации материалов пучками частиц и плазменными потоками (г. Томск, Россия) 1-5 октября 2012 г., 12-я Международная конференция по модификации материалов пучками частиц и плазменными потоками (г. Томск, Россия) 22-26 сентября 2014 г., 14-я Международная конференция по модификации материалов пучками частиц и плазменными потоками (г. Томск, Россия) 1-5 октября 2018 г.

#### **Публикации.**

По результатам исследований по теме диссертации опубликовано 14 печатных работ, из них в рецензируемых научных изданиях опубликовано 13 работ.

### **Структура и объем диссертации.**

Диссертация изложена на 121 стр. и состоит из введения, шести глав, выводов и списка литературы из 118 наименований. В работе представлено 82 рисунка и 7 таблиц.

Прогнозные предположения о развитии объекта исследования - разработанные технологические процессы и оборудование для их реализации могут найти применение в таких отраслях промышленности, как: общее машиностроение, автомобилестроение, медицина, космическая техника и др.

# 1. МЕТОДИКИ ОБЛУЧЕНИЯ, ИССЛЕДОВАНИЯ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И ИСПЫТАНИЙ ЛОПАТОК ГТД ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ.

## 1. 1. Исследуемые материалы, модельные образцы и детали.

Для исследования использовались лопатки ГТД РДЗЗ из стали ЭП866Ш, титановых ВТ6 и ВТ9, а также никелевых сплавов ЖС26НК и ЖС32ВИ, химические составы и режимы термообработки которых приведены ниже [3-6]:

- ВТ6 - (Ti; 0,1-C; 6,0-Al; 4,5-V; 0,05-N; 0,15-O; 0,015-H), отжиг при 960 °С в течение 2 часов, охлаждение на воздухе, старение на воздухе при 550 °С в течение 4 часов;
- ВТ9 - (Ti; 0,1-C; 6,9-Al; 3,8-Mo; 0,25-Fe; 0,35-Si; 2,5-Zr; 0,05-N; 0,15-O; 0,015-H), отжиг при 960 °С в течение 2 часов, охлаждение на воздухе, старение на воздухе при 550 °С в течение 4 часов;
- ЭП866Ш - (Fe; 1,7-Ni; 0,13-C; 15-Cr; 1,35-Mo; 4,5-Co; 0,6-Mn; 0,18-V; 0,2-Nb; 0,6-Si; 0,03-N; 0,02-S; 0,03-P; 0,65-W); закалка в струе аргона при температуре от 1100 °С; отпуск при температуре 700 °С в течение 2 часов 30 минут; отпуск при температуре 650 °С в течение 2 час 30 мин;
- ЖС26НК (Ni; 1,0-Ti; 5,6 – Cr; 6,2-Al; 1,4-Mo; 10,0-Co; 1,2-V; 1,4-N; 12,5-W; 0,18-C; <0,1-O, N; <0,02-H; <0,015-B), отжиг при температуре 1250 °С в вакууме в течение 3 часов, охлаждение со скоростью 50-60 град/мин, стабилизирующий отжиг при температуре 1000 °С в вакууме в течение 2 часов;
- ЖС32ВИ (основа-Ni; 0,15-C; 4-Cr; 6-A; 10,5-W; 10,0-Co; Ti-1,0; Mo-3,2; 2,2-Nb; 2,0-Re), отжиг при 1250 °С в вакууме в течение 3 часов, охлаждение со скоростью 50-60 град/мин, стабилизирующий отжиг при температуре 1000 °С в вакууме в течение 2 часов).

Также исследования проводили на плоских образцах размером 60x15x5мм и 120x15x5мм. Усталостные испытания реализовывались при рабочих температурах на цилиндрических образцах из никелевых сплавов и образцах, имеющих форму клина, из титановых сплавов. На поверхность образцов и лопаток методами вакуумно-дугового осаждения при ассистировании процессом вакуумно-дуговой ионной имплантации элементов покрытия (ВТ6 и ВТ9) и в тлеющем разряде (ЖС26НК и ЖС32ВИ), разработанным НИИЯФ при ТПУ (г. Томск) [7] и ГТУ „Станкин“ (Москва) [8] наносилось покрытие системы TiSiB. После осаждения покрытий TiSiB все образцы подвергались термообработке в вакуумной печи ULVAK при температурах 550°С и 1000-1050°С в полном соответствии с технологией АО «ММП имени В.В. Чернышева» и ФГУП «ВИАМ». Внешний вид всех

объектов исследования и испытаний представлен на рисунках 1 и 2.

## 1.2. Оборудование для исследования.

Анализ физико-химического состояния поверхностных слоев лопаток и образцов реализовывалось с применением методов: рентгеноструктурного анализа (РСА), электронной Оже-спектроскопии (ЭОС), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) рентгеновского микроанализа (РМА), оптической металлографии (ОМ), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), экзоэлектронной эмиссии (ЭЭЭ), измерения шероховатости ( $R_a$ ) и микротвердости ( $H_u$ ). [3-6]

Эти методы анализа физико-химического состояния поверхностных слоев материала образцов и лопаток реализовывались с применением как зарубежного, так и отечественного оборудования, среди которого необходимо выделить, прежде всего: электронные Оже-спектрометры 09И0С-10-005М и “Ribera”, рентгеновские дифрактометры ДРОН-3М и ДРОН-УМ1,5, сканирующий электронный микроскоп “JEOL-35SM” с приставкой “Link”, просвечивающий электронный микроскоп JEM-2000FX11 (JEOL) с блоком для микроанализа EDAS Genesis600TEM System, оптические металлографические микроскопы “Versomet” и “Neophot”, микротвердомер ПМТ-3 и “Micromet”, интерферометр “ЛЮМ0-93” и профилограф модели –201.

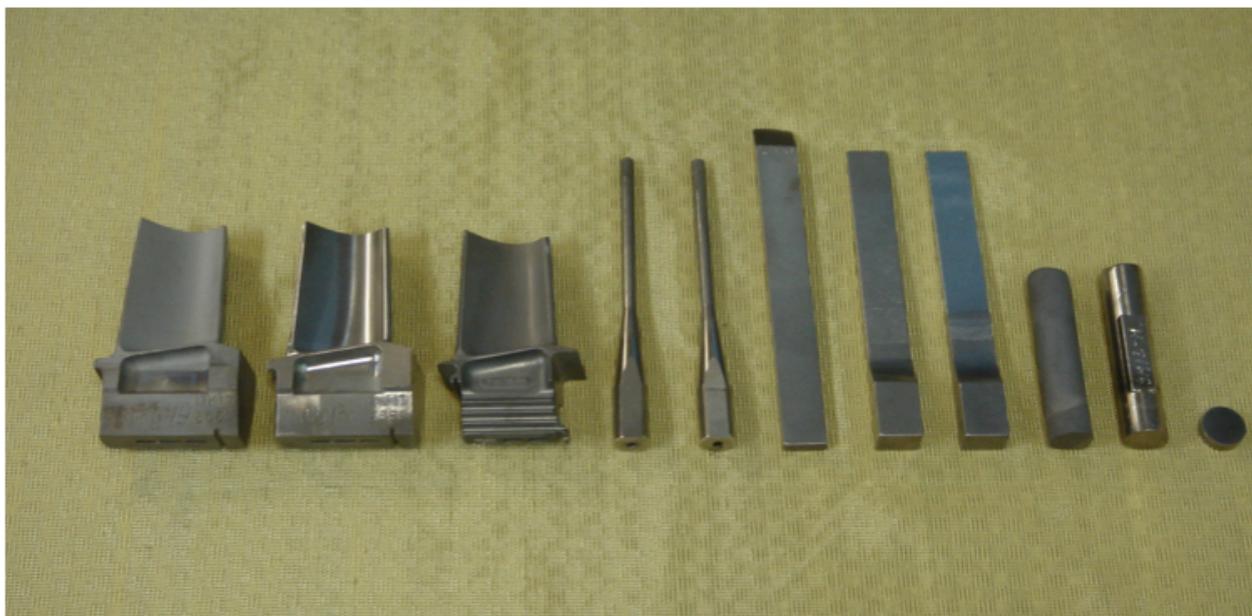


Рисунок 1 - Внешний вид исследуемых образцов (лопатки турбины ГТД РД33, а также модельные образцы для изучения физико-химического состояния поверхностных слоев материала, а также для проведения усталостных и коррозионных испытаний).



**Рисунок 2 - Внешний вид исследуемых образцов (лопатки компрессора ГТД РД33 из титановых сплавов и стали для изучения физико-химического состояния поверхностных слоев материала, а также образцы для проведения усталостных, коррозионных и эрозионных испытаний).**

### **1. 3. Электронно-лучевое оборудование для поверхностной обработки и методики облучения.**

Облучение образцов и лопаток осуществлялось на модернизированных ускорителях “GESA-1” , “GESA-2” в Санкт-Петербурге, а также на изготовленной для АО «ММП имени В.В. Чернышева» промышленной установке «ГЕЗА-ММП» в процессе ее наладки при следующих значениях основных параметров:  $w=15-90$  Дж/см<sup>2</sup> ;  $E=110-120$  кэВ;  $\tau=15-40$  мкс. Плоские образцы облучались при падении пучка под углом 90° к поверхности. Образцы сложной формы и лопатки обрабатывались со всех сторон при их дискретном вращении на угол 45° в рабочей камере ускорителя. [8, 9]

Термическая обработка образцов после облучения проходила в вакуумной печи “ULVAK” в вакууме не хуже 10<sup>-5</sup> мм. рт. ст. Внешний вид установок “GESA-1” и “GESA-2” приведен на рисунках 3 и 4, а устройство для закрепления лопаток в установке «ГЕЗА-ММП» на рис. 5. Электронный инжектор, который используется в установках этого типа, имеет высоковольтный изолятор, контролирующую сетку, соединенную при помощи резистора

с изолированным анодом, многоострыйный катода, выступающего в роли источника электронов. [9,10]

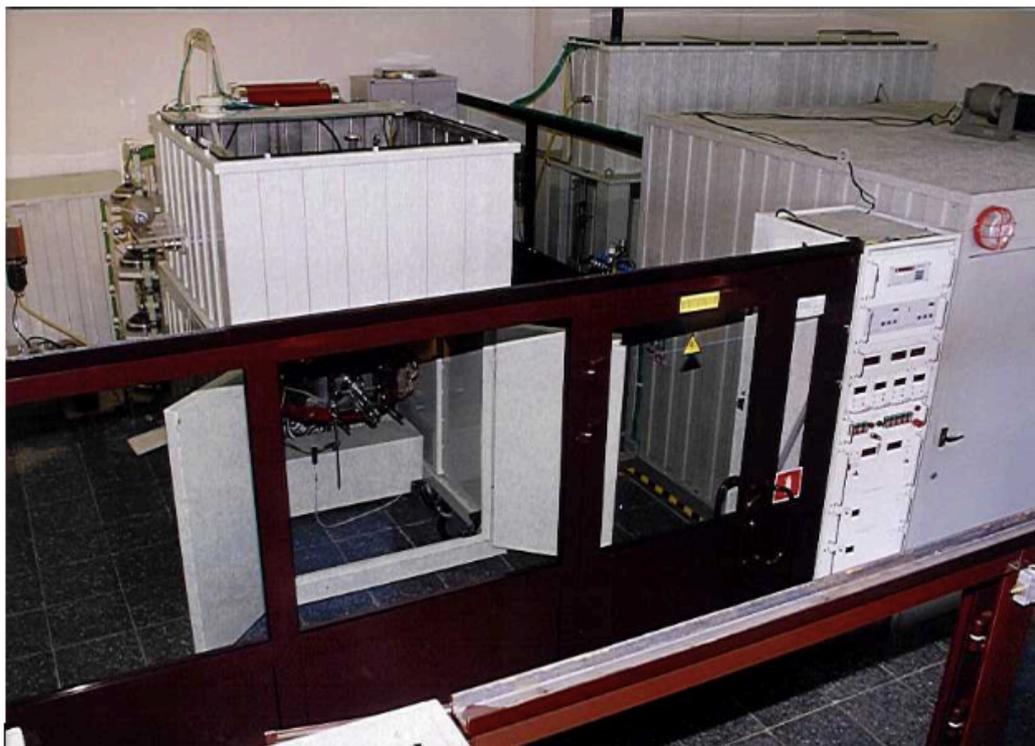


Рисунок 3 – Внешний вид установки “GESA-1”.



Рисунок 4 - Внешний вид установки “GESA-2”.



Рисунок 5 - Внешний вид устройства для закрепления лопаток в установке «ГЕЗА-ММП».

#### 1.4. Методики исследования состояния поверхностных слоев облучаемых мишеней.

##### Методика количественного оже-анализа.

Для анализа элементного состава приповерхностных слоев в данной работе были применены обе широко используемых методика метода Оже - спектроскопии, а именно [10 - 14]:

1. метод, учитывающий факторы элементной чувствительности  $S_p$ ;
2. метод сравнения эталонных образцов и исследуемых реальных объектов (т.е. с матричными поправками).

Поскольку рассматриваемые в работе сплавы на основе типа ЖС являются сложнелегированными и имеют только им присущие особенности физико-химического состояния, то необходимо заметить, что выводы по полученным исследовательским данным не всегда будут иметь однозначное трактование. Выше указанные сложности в интерпретации может быть вызваны следующими обстоятельствами:

1. возможное наложение спектров Оже –электронов таких, как молибден, бор и/или вольфрам и т.д;
2. наличие различных гомогенных частей системы, присущих исследуемому материалу;
3. наличие межзёренных границ.

Все это чревато тем, что в гетерогенных системах ошибка, возникшая при определении концентрации элемента, может достигать до 50%. Для простых чистых веществ, подвергнутых адекватной механической и термической обработке, была получена эмпирическая зависимость

$$y = f(\Delta H_{si}), \quad (1)$$

где  $(\Delta H_{si})$  – изменение стандартной энтальпии для реакции сублимации



причем полученная зависимость достаточно хорошо описывается экспоненциальной функцией

$$y_i = \text{const} \cdot \exp(-\Delta H^0_{298i}) \quad (3)$$

В свою очередь следует отметить, что полученная функциональная зависимость не может быть построена для отличных от рассматриваемого типа соединения. Однако, это не связано с процессами атомизации. Как известно [14], последнее требует учёта роли энтропийного фактора в кинетике изучаемого процесса. Построение градуировочных кривых при анализе коэффициентов распыления может быть возможным для таких соединений как карбиды, нитриды и т.п., включая и интерметаллидные соединения.

Полученные кривые применялись при проведении исследований методом количественной электронной Оже – спектроскопии. Для построения данных кривых были взяты дельты значений свободной энергии Гиббса  $\Delta G_p$ , полученных в результате реакции атомизации, а не с учётом количественных параметров теплоты в результате процесса сублимации  $\Delta H_{si}$  [14].

При проведении анализа приповерхностных слоев методом Оже - спектроскопии неоднородных систем, состоящих из различных фаз, имеющих поверхность раздела, может происходить наложение спектров Оже-электронов, наличие межзеренных границ, а также мелкодисперсность имеющихся фаз. Для минимизации влияния двух последних факторов был проведен ряд мероприятий, а именно:

1. использовался метод дублирования режимов регистрации при определении концентрационного профиля как в точке, так и в растре;
2. в расчёт принималось усредненное значение полученных данных исследования.

Кроме того, следует отметить, что минимизация влияния наложения пиков на Оже- спектрограммах проводилась с использованием методов математической статистики посредством двойного интегрирования полученного вектора.

Допустимость применения этой методики для многофазных систем определялась путем сопоставления результатов химического анализа и рентгеновского микроанализа исходных материалов с данными, полученными методами электронной Оже-спектроскопии при предварительном скрайбировании и продолжительном поверхностном травлении образчиков ионами аргона.

Методика рентгеноструктурного анализа. Рентгеноструктурный и качественный рентгено- фазовый анализ использовали при соблюдении условий фокусировки по Бреггу-Брентано, когда толщина эффективно отражающего слоя ( $h^*$ ) составляет  $4\div 7$  мкм ( $Fe_{ka}$ -излучение) и  $6\div 9$  мкм ( $Cu_{ka}$ )» [15-18]

$$h^* \approx 1,5 \sin \Theta / \mu \quad (4)$$

или с использованием методики скользящего пучка ( $h^* \approx 1$  мкм при  $\Psi \approx 2$  град):

$$h^* \approx 3 / \mu [1 / \sin \Psi + 1 / \sin (2\Theta - \Psi)], \quad (5)$$

«где  $\mu$  – линейный коэффициент ослабления рентгеновских лучей для данного материала;  $\Psi$  – угол падения первичного луча на поверхность образца;  $\Theta$  – дифракционный угол;  $\sin \Theta = \lambda / 2d_{hkl}$ ;  $\lambda$  – длина волны;  $d_{hkl}$  – межплоскостное расстояние для плоскостей (hkl).

Определялись физическое уширение рентгеновских линий, а также полуширина и смещение ( $\Gamma_{1/2}$ , В и  $2\Theta$ , град или мм при фиксировании последних под большими углами.

Сумма главных напряжений ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ):

$$(\sigma_1 + \sigma_2) = (E_M / \mu_{\perp}) / \text{ctg } \Theta_C \Delta \Theta_C, \quad (6)$$

где  $E_M$ - модуль упругости первого рода,  $\mu_{\perp}$  – коэффициент поперечной деформации,  $\Delta \Theta_C$  – смещение дифракционного угла в связи с воздействием ионно-лучевой обработки.

Методика измерения экзоэлектронной эмиссии.

Использование ультрафиолетового зонда при анализе экзоэлектронной эмиссии позволило получить большой объём исследовательских данных, которые, в свою очередь, позволили сделать более полный анализ структурно-фазового состояния поверхности образцов, включая и неоднородности структурно-фазового состава. Неоднородность физико-химического состояния образцов была исследована с помощью экзоэлектронного анализа при формировании экзоэмиссионного состояния поверхностного слоя с апоследующим фиксацией экзоэмиссионной активности различных участков поверхности при сканировании по двумерному растру в плоскости «X-Y»

При сравнительном анализе результатов, полученных при измерении экзоэлектронной эмиссии, с данными других металлофизических методов исследования таких, как электронная Оже – спектроскопия, рентгено - структурный анализ был проведен расчёт усредненной интенсивности ЭЭЭ для определения зоны сканирования:

$$\bar{I}_{\text{ээ}} = \Sigma I_i / N \quad (7)$$

где N – количество зарегистрированных точек ЭЭЭ.

Средняя интенсивность экзоэлектронной эмиссии является достаточно информативной характеристикой для оценки физико-химического состояния поверхностного слоя образцов, подвергнутых каким-либо режимам обработки. В качестве информативных параметров также были выбраны и определены максимальная ( $I_{\text{max}}$ ) и минимальная ( $I_{\text{min}}$ ) интенсивности, мера вариаций [19-21]:

$$h = [\sqrt{\Sigma(I_i - \bar{I})^2 / N}] \Sigma I_i / N \quad (8)$$

Известно, что описанный выше метод измерения экзоэлектронной эмиссии позволяет оценить дефектность структурных поверхностей на глубину в диапазоне от 15 до 100 нм. Следует отметить, что с ростом числа дефектов в поверхностном слое образцов происходит рост интенсивности экзоэлектронной эмиссии. С другой стороны, при образовании в поверхностном слое на указанную глубину химических соединений с простыми ковалентными связями, как правило, предполагает резкое снижение интенсивности экзоэлектронной эмиссии. Описанные выше процессы протекают одновременно в поверхностном слое (образование дефектов наряду с формированием фазового состояния поверхностных слоев), поэтому результаты при экзоэмиссионном анализе могут дать неоднозначную информацию о физико-химических процессах при обработке поверхностных слоев исследуемых материалов при проведении анализа по классической методике.

Построение стандартных экзоэмиссионных сканограмм для образцов – эталонов [19] как в исходном состоянии, так и после облучения при варьировании его режимов позволило решить данную проблему. Исследования проводились при температурах жидкого азота, поскольку химические реакции затормаживаются, а также при температурах одновременного протекания таких процессов, как дефектообразования и агрегация.

Просвечивающая электронная микроскопия. Исследования методом ПЭМ проводились при помощи электронного микроскопа высокого разрешения JEM – 2000 FXII при ускоряющем напряжении 160 кВ на просвет в трансмиссионном режиме (ТЭМ).

Фольги приготавливались из пластин, вырезанных из лопаток и подвергнутых шлифованию (со стороны основного материала) до толщины менее 30 мкм. Утоняя с обеих сторон тонкую пластинку, удавалось попадать в поверхностный слой на глубинах 5-15 мкм со стороны обработанной электронным пучком поверхности лопатки.

Фольги утонялись с помощью электрополирования в установке «TENUP0L-5» фирмы «Struers» в электролите состава 85%С<sub>2</sub>Н<sub>5</sub>ОН и 15% НСlО<sub>4</sub> при напряжении 30÷40 В и температуре  $\cong -30^{\circ}\text{C}$ .

Сканирующая электронная микроскопия. СЭМ проводилась при увеличении от  $\times 100$  до  $\times 6000$  как непосредственно с поверхности образцов и изделий до и после электронно-лучевой обработки и по завершении эксплуатационных испытаний, так и с поверхности поперечных малоугловых косых шлифов.

Измерение микротвёрдости. Измерения микротвёрдости были реализованы на приборах ПМТ-3М и Micromet при нагрузке от 0,02Н до 2 Н.

Микротвёрдость образцов замерялась на 5-7 образцах, обработанных по выбранному адекватному режиму. Измерение проводилось не менее, чем в десяти точках при каждой выбранной нагрузке в зависимости от материала и толщины образца, полученные значения микротвёрдости Нц представлены в виде средних значений от полученных данных с учётом среднеквадратичной ошибки. Для титановых сплавов значения микротвёрдости Нц представлены с указанием границ интервалов, полученных в результате замеров (наименьшее- наибольшее значение Нц)

### **1.5 Методики испытаний для определения эксплуатационных свойств рабочих лопаток КВД и ТВД.**

Циклические испытания модельных образцов и рабочих лопаток КВД и ТВД были проведены на магнитострикционных вибростендах в диапазоне температур (комнатная, эксплуатационная) с частотой нагружения до 3000 Гц.

В качестве модельных образцов были использованы клиновидные бруски из сплава ЖС6Ус двойным радиусом перехода от клиновидной поверхности к зоне крепления, а также цилиндрические образцы с аналогичным радиусом перехода из сплава Жс26-НК, которые испытывают колебания по 2-ой изгибной форме [1, 22-29].

Уровень напряжений  $\sigma$  в рабочей зоне (зона разрушения) рассчитывалась на основании линейной зависимости от амплитуды колебаний  $A$  с учетом коэффициента  $k$ :

$$\sigma = k \cdot A, \quad (9)$$

где  $A$  - амплитуда колебаний,  $k$ - коэффициент, который зависит от прочностных свойств выбранного материала, вида образца, температуры испытаний, а также с учётом частоты колебаний.

Резкое снижение собственной частоты колебаний на уровень до 50...60 Гц был зафиксирован., как момент начала разрушения. На основании результатов испытаний были составлены графики зависимости уровня нагрузки от числа циклов до разрушения

[22-27]. Полученные графики позволили определить наибольшую величину циклического напряжения (предела выносливости) с учётом варьирования режимы обработки образцов. Поверхность разрушения исследовалась с помощью фрактографического анализа с использованием различных методов, включая оптическую и электронную микроскопию.

На основании полученных результатов исследования изломов были получены уникальные данные о расположении и характере очагов (или очага) зарождения трещин (трещины) усталости, а также кинетики её развития.

Использованная схема крепления тензодатчиков по всей поверхности пера лопаток дало возможность определить распределение напряжений при температуре 20°C, что в свою очередь позволило получить данные при температурных параметра испытаний.

Кроме того, были проведены испытания на рабочих лопатках, имеющих в качестве концентратора напряжений искусственно созданные (надрезы по кромке пера), глубиной до ~1 мм.

На эрозионном стенде в вакууме  $10^{-2}$  мм. рт. ст проводились испытания вырезанных частей серийных лопаток и обработанных по ионно-лучевой технологии с нанесенным покрытием Ti-Si-B.

Режим испытаний приведен в таблице № 1.

Таблица 1

Режимы испытаний серийных лопаток, обработанных по ионно-лучевой технологии с нанесенным покрытием Ti-Si-B.

Тип эродирующих частиц	Скорость соударения, м/с	Угол соударения, °
электрокорунд со средними размерами отдельных частиц 80-100 мкм	200	90

Полученные данные испытаний позволили получить графики линейной зависимости удельных потерь массы  $\Delta g_e$  от размера нагрузки  $g$  (полный удельный расход частиц и площади участка эрозионного повреждения [ 30-33]):

$$\Delta g_e = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (g_{in}^i - g_{\tau}^i) S_e$$

где  $g_{\tau}$  - масса образца после испытаний;  $g_{in}$  - масса исходного образца;  $N$  - число образцов;  $S_e$  - площадь эрозии.

Методами оптической и электронной фрактографии анализировалась поверхность исходных и облученных образцов, после воздействия эродирующих частиц. Лопатки модельные образцы испытывались на жаростойкость весовым методом. Они размещались на продолжительное время в муфельной печи при 950 °С (ЖС26НК).

Жаростойкость определялась с помощью комбинированного метода, а именно:

1. по изменению массы образца. Для определения закономерности окисления были выбраны пять режимов термоэкспонирования: 100, 200, 300, 400 и 500 часов.
2. исследования характера и установление величины деградированного поверхностного слоя при выбранных условиях испытания методом оптической и электронной микроскопии.

Наряду с выше описанными испытаниями также были проведены исследования с помощью следующих методов: электронной Охе-спектроскопии, рентгеноструктурного и рентгеноспектрального микроанализа. Это позволило получить наиболее полную информацию о процессах, связанных с сопротивлением окислению в условиях высоких температур, а также причинах изменений жаростойкости после электронно-лучевой обработки исследуемых образцов при варьировании её режимов [30-33].

## **2. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ГТД ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ.**

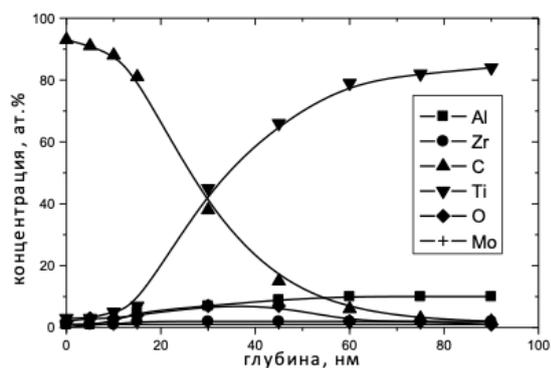
Для того чтобы иметь возможность проводить оценку температурных полей в поверхностном слое материала при электронно-лучевой обработке и для возможности анализировать залегающие остаточные напряжения по глубине поверхности мишеней, в работах [34-53] были приведены и подвергнуты анализу основные сведения, описывающие теорию взаимодействия твердого тела с ускоренными электронами, а также новейшие данные с применением компьютерных моделей. Основное внимание было направлено на анализ различной литературы по инженерии поверхности деталей, изготовленных из титановых сплавов, для авиационного назначения, а также по материаловедению титановых сплавов мартенситного класса. Объединяло все эти работы то, что в них основное внимание акцентировалось на выполнение испытаний и анализа образцов, но без какого-либо контроля физико-химического состояния на поверхности деталей, и применения этих данных на реальных изделиях. Как известно, что в поверхностных слоях детали провести анализ по определению фазового и химического составов будет значительно более ресурсоемко, чем в объеме. Получается что, в авиационном двигателестроении при оценивании физико-химического состояния поверхностного слоя не имеется каких-либо четких рекомендаций для деталей из титановых сплавов. Единственное, что было предложено сотрудниками «Всероссийского института авиационных материалов» (ЦИАМ) и «Всероссийского института легких сплавов» (ВИЛС) - это классифицировать титановые сплавы, применяемые для изготовления дисков и лопаток компрессора газотурбинного двигателя, и возможностью прогнозировать то, как изменяются их основные свойства. Так же ими были представлены рекомендации по усталостной прочности и коррозионной стойкости, которые, в свою очередь, из-за малого количества данных о физическо-химическом состоянии в поверхностном слое материала экспериментальных образцов, ниже всякой критики. Профессор ЦИАМ А. Н. Петухов, проанализировав большое количество результатов по зависимости фреттинг-усталости и циклической долговечности лопаток из титановых сплавов от различных методов предварительной термомеханической обработки поверхности. Он представил идею о явлении «технологической наследственности» в поверхностных слоях материалов деталей, и предложил ряд перспективных способов для борьбы с этим нежелательным явлением.[22] В отличие от работ советских ученых, которые были опубликованы еще в конце 20 века, в трудах иностранных исследователей большое количество внимания уделяется классификациям микроструктур и их взаимосвязи со свойствами с применением самых

современных методов анализа поверхности, а также методов термической и механической обработок, с возможностью очень точно контролировать все основные параметры.[53-62] Большое количество испытаний и исследований мест разрушения образцов подтверждают эти данные. Но в этих работах также ничего не говорится о эрозионных и коррозионных свойствах поверхностного слоя исследуемых образцов, а с учетом того, что они пытаются оценивать усталостные свойства в деталях из титановых сплавов, связывая их только с микроструктурой в объемных слоях материала и не принимая в расчет фазовый и химический состав, то выглядит это недостаточно убедительным.

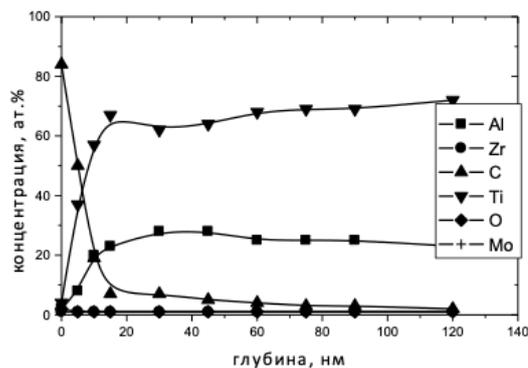
### **2.1. Воздействие электронно-лучевой обработки на физико-химическое состояние поверхностных слоев деталей из титановых сплавов.**

Полученные результаты в работах [63-69] дают нам возможность сделать первоначальные выводы о наиболее подходящих параметрах СИЭП, основываясь на данных химического состава поверхностного слоя образцов и деталей из титановых сплавов ВТ6, ВТ8, ВТ9 после облучения (рис.6). Исходя из этого, наиболее перспективным режимом обработки поверхностного слоя деталей из титановых сплавов является тот, при котором поверхность образцов не содержит макродефектов и микродефектов, являющиеся основными очагами разрушения при испытаниях на циклическую долговечность. Это условие полностью выполняется при облучении поверхности лопаток при  $W=18-20$  Дж/см<sup>2</sup>. Также очень важно создать условия, при которых в поверхностном слое образцов химические элементы будут распределены однородно. При использовании классического метода, алюминий, важнейший легирующий элемент, неравномерно распределен по глубине поверхностного слоя в серийных лопатках, что способствует активному окислению при эксплуатации.

Как видно на рисунке 6, при облучении СИЭП в режиме плавления (18-20 Дж/см<sup>2</sup>) удастся достичь выхода на поверхность алюминия, что в свою очередь создает хорошие условия для повышения определяющих ресурс эксплуатационных характеристик, как сопротивление коррозии и жаростойкость.



а



б

Рисунок 6 - Распределение элементов по глубине для лопаток из сплава ВТ9: а – исходное состояние; б – облучение при  $w = 18-20 \text{ Дж/см}^2$ ,  $n=4$  имп.

Если же обрабатывать детали на режимах при которых протекают процессы кратерообразования, что создает условия для образования микродефектов на поверхности детали и испарения алюминия. Для деталей, изготовленных из титановых сплавов, все это может плохо сказаться на целом комплексе свойств. Исходя из этого, можно сказать, что для модифицирования свойств титановых образцов облучение при плотностях энергии более  $24-26 \text{ Дж/см}^2$  выглядит малоэффективно. Однако увеличение плотности энергии свыше  $50 \text{ Дж/см}^2$ , при котором протекает процесс абляции, открывает перед нами большой практический интерес, направленный на создание электронно-лучевой технологии ремонта деталей ГТД после эксплуатации.

В работах [63-69] представлены результаты влияния СИЭП на фазовый состав и структурных характеристик материала из титанового сплава.

В настоящей работе показано, что у облученных лопаток из сплавов ВТ6, ВТ8, ВТ9 структурно-фазовое состояние претерпевает значительные изменения. Если до облучения основными составляющими были  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы, то у деталей, обработанных с высокими плотностями энергии, наблюдается присутствие мартенситных фаз  $\alpha'$  и  $\alpha''$  наравне с метастабильной  $\alpha$ -фазой и полное отсутствие  $\beta$ -фазы, за счет высокой скорости охлаждения из жидкого состояния. Исследование фазового состава деталей из титановых сплавов ВТ6, ВТ8, ВТ9, которые подверглись электронно-лучевой обработке с плотностями энергии, при которых реализуется процесс плавления ( $18-20 \text{ Дж/см}^2$ ), показали полное отсутствие мартенситных фаз.

Металлографический анализ показал, что во время высокоскоростной закалки, после окончания действия импульса, расплавленный металл формирует поверхностный слой глубиной 20-25 мкм, плохо поддающийся травлению. Зависимость микроструктуры этого слоя от параметров воздействия СИЭП хорошо прослеживается и может изменяться от игольчатой до глобулярной.

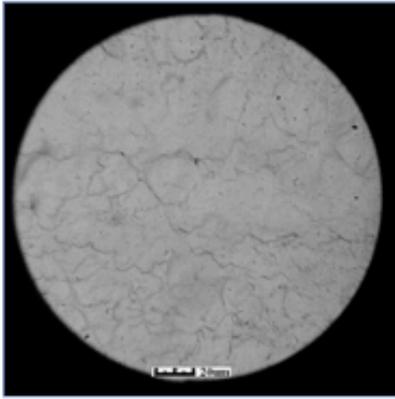
Анализируя результаты данной работы можно сказать, что после воздействия электронного пучка, с различными параметрами, в поверхностных слоях титановых мишеней происходит формирование метастабильной  $\alpha$ -фазы и мартенситных  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ - фаз, и возникновение остаточных сжимающих напряжений для деталей из ВТ6 или растягивающих напряжений для деталей из ВТ8 и ВТ9, что и продемонстрировано в таблице 2. Кроме того, различаются и образовавшиеся микроструктуры в поверхностном слое. Если у образцов из сплава ВТ6 наблюдается ячеистая микроструктура, то в образцах из сплавов ВТ8 и ВТ9 происходит образование игольчатой, пластинчатой, глобулярно-пластинчатой, или Видманшtedтовой микроструктур. Также на поверхности образцов, которые обрабатывались по режимам, при которых происходят процессы дефектообразования и полной абляции, могут присутствовать микротрещины и микрократеры (рис.7). Обработка в режим плавления позволяет нам создать бимодальную структуру с зернами от 10 мкм до 20 мкм, а также снизить шероховатость поверхности с 0,3-0,6 мкм до 0,15-0,32 мкм

Наиболее перспективным выглядит облучение деталей в режиме плавления, которое дает возможность уменьшить шероховатость поверхности от 0,30-0,60 до 0,15-0,32 мкм, и образовать бимодальную структуру с размером зерна от 10 мкм до 20 мкм. При таком режиме обработки кратеры и микротрещины на поверхности не образуются. Однако, сформировавшиеся остаточные растягивающие напряжения в поверхностном слое лопаток из сплавов ВТ6 и ВТ8 и рост плотности дислокаций, могут приводить к снижению основных эксплуатационных свойств. В связи с этим очень важно после облучения в режиме плавления осуществлять стабилизирующий вакуумный отжиг при температурах 530-550<sup>0</sup>С. Как видно из результатов, представленных в таблице 2, финишная термообработка дает возможность стабилизировать фазовый состав и структуру материала в поверхностном слое образцов-свидетелей из сплава ВТ6, и получить более равномерное распределение элементов по глубине. Но самое важное это то, что отжиг в вакууме позволяет нам сформировать на поверхности небольшие остаточные сжимающие напряжения. Впрочем, сформировавшиеся у образцов из сплава ВТ8 в процессе модифицирования игольчатую микроструктуру и остаточные сжимающие напряжения не удастся убрать одним лишь отжигом. В этой связи для изделий из этого сплава имеется необходимость использования термомеханической

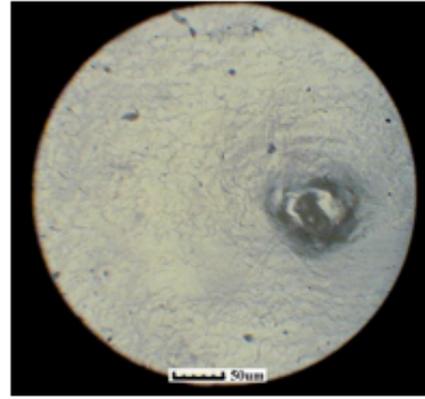
обработки.

Таблица 2. Влияние облучения и финишной термообработки (\*) на структурные характеристики материала поверхностного слоя лопаток и образцов из сплавов ВТ6 и ВТ9 (Сu<sub>Kα</sub>-излучение с монохроматором).

Сплав, режимы облучения		Фазовый состав,	Остаточные напряжения	Параметры решетки, с/а	
марка	w, Дж/см <sup>2</sup>	п, имп	текстура	σ, МПа	±0,008
ВТ6	-	-	α+β (7,5 %), нет	-69±17	1,611
ВТ6	18-20	1	α(α'), (110)	-226±40	1,607
ВТ6	26-28	1	α(α', α''), (110)	+250±90	1,609
ВТ6	26-28	5	α(α', α''), (110)	+570±110	1,599
ВТ6	32-36	5	α(α', α''), (110)	+670±110	1,611
ВТ6*	18-20	3	α+β (6,5 %), (110)	-215±20	1,604
ВТ9	-	-	α+β (8,6 %), нет	-369±47	1,610
ВТ9	18-20	1	α(α'), (110)	+266±42	1,602
ВТ9	26-28	1	α(α', α''), (110)	+470±90	1,609
ВТ9	26-28	5	α(α', α''), (110)	+490±60	1,597
ВТ9	32-36	5	α(α', α''), (110)	+570±40	1,599
ВТ9*	18-20	3	α+β (5,7 %), (110)	-215±20	1,605



а



б



в



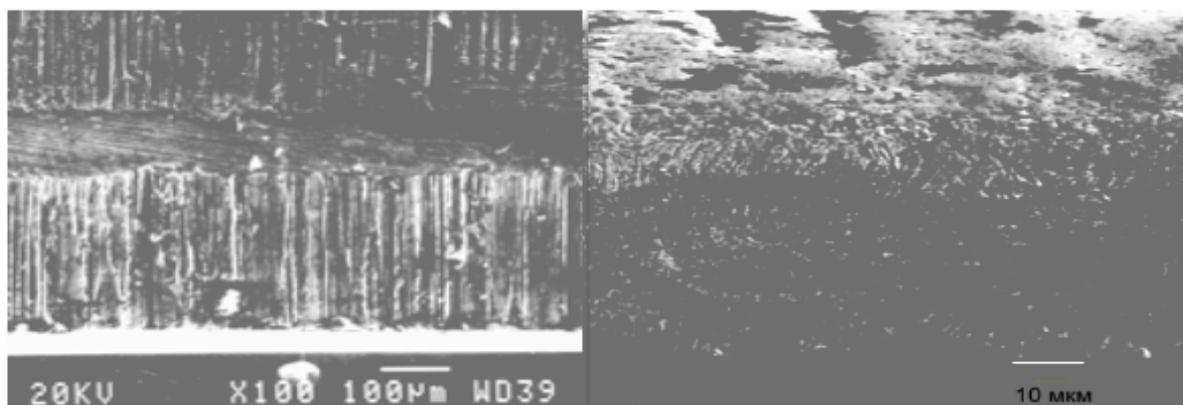
г

Рисунок 7 - Морфология поверхности образцов из сплава ВТ9 после облучения СИЭП:  $E=115-120$  кэВ;  $\tau_p=30$  мкс;  $w_s=18-20$  Дж/см<sup>2</sup>;  $n=5$  имп (а); б -  $w_s=22-24$  Дж/см<sup>2</sup>; в, г -  $w_s=55-77$  Дж/см<sup>2</sup>.

Для возможности реализовать переход от игольчатой к глобулярно-пластинчатой структуре нужно провести циклическое нагружение при температуре 450<sup>0</sup>С на воздухе. Так или иначе, после облучения для деталей из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов термомеханическая или термическая обработка является важной и незаменимой операцией для стабилизации физико-химического состояния материала. На рисунке 7 представлены возможные изменения строения поверхности в зависимости от плотности энергии в импульсе у образцов из титанового сплава ВТ9. Особое внимание стоит уделить морфологии поверхности лопаток вблизи острых кромок, прошедших глянцевание, и последующего облучения на установке «ГЕЗА-ММП» при плотности энергии 18-20 Дж/см<sup>2</sup> (рис.8). Отчетливо видно значительное количество микро- и макро-дефектов на поверхности исходных лопаток. На образцах после обработки СИЭП с небольшими плотностями энергии, при которых происходит процесс плавления, и высокоскоростная кристаллизация, наблюдается выглаживание поверхностного слоя.

Воздействие же на поверхность деталей с плотностью энергии выше  $30 \text{ Дж/см}^2$  приводит к образованию различных дефектов таких, как микрократеры с различными глубинами (до 20 мкм) и диаметрами (10-100 мкм) и микротрещин. Естественно, эти режимы неприемлемы, когда речь идет о повышении циклической долговечности, жаростойкости и коррозионной стойкости.

Для определения оптимальных режимов, исследовалась зависимость между параметрами обработки, такими как плотность энергии и количество импульсов, и шероховатостью поверхности. Необходимо было подобрать такие параметры облучения, при которых удастся значительно снизить шероховатость поверхности.



а

б

Рисунок 8 - СЭМ изображение поверхности лопатки компрессора из титанового сплава ВТ9 в окрестности кромки до (а) и после (б) электронно-лучевой обработки (ускоритель «GESA-1»):  $E=115-120 \text{ кэВ}$ ;  $\tau_p=30 \text{ мкс}$ ;  $w_s=18-20 \text{ Дж/см}^2$ ;  $n=5 \text{ имп}$

Микрорельеф поверхности образцов из сплавов ВТ8 и ВТ9 до и после облучения наглядно демонстрирует, что шероховатость поверхности до обработки значительно ниже, чем после облучения с высокими плотностями энергии. Это происходит по двум причинам: во-первых, интенсивное кратерообразование, а, во-вторых, возникновение стоячей волны в расплавленном поверхностном слое, которая образуется из-за увеличивавшегося объема материала при плавлении. Вследствие этого, при воздействии на поверхность высокими плотностями энергии в импульсе, может образовываться волнистая поверхность.

Таким образом, основываясь на результатах измерений микротвердости и анализе сканограмм экзоэлектронной эмиссии можно сказать, что оптимальными параметрами облучения деталей из сплавов ВТ8 и ВТ9 являются: малое количество импульсов от 3 до 5; плотностью энергии  $18-20 \text{ Дж/см}^2$ .

Интенсивность экзоэлектронной эмиссии по всей поверхности лопаток из сплава ВТ9 имела высокую неоднородность. Величины тока экзоэлектронной эмиссии ( $I_{\text{эээ}}$ ) в центральной части лопатки (на корыте и спинке) была значительно ниже, чем в близи острых кромок. Это так же подтвердилось при измерении микротвердости. Выявлено, что материал в окрестности острых кромок обладает значительно более высокой твердостью, связано это с режимами предварительной механической обработкой, которые влияют на различные участки поверхности по разном. Формирование поверхности с более однородным физико-химическим состоянием происходило тогда, когда выбирался режим, при котором происходит плавление материала. В связи с тем, что процесс кратерообразования, возникающий на поверхности деталей из титановых сплавов при воздействии электронного пучка, имеет большой практический интерес в аспекте освоения технологии ремонта титановых лопаток, то одной из основных задач данной работы было изучение возможных причин протекания эффекта образования кратеров. Исследования, проведенные в данной работе, указывают на то, что на поверхности образцов из титановых сплавов могут образовываться различные виды кратеров. Основными из них являются: круглые с вогнутостью в центре, круглые с выпуклостью в центре, круглые многокольцевые, забоинообразные и смежные.

На основании результатов этой главы, можно сказать, что для деталей из  $\alpha+\beta$ -титановых наиболее возможными процессами возникновения кратеров представляются: покомпонентное плавление и дальнейшая эрозия различных зон на поверхности, в результате разницы температур плавления фазовых составляющих; покомпонентное плавление и образование плазмы, связанные с высокой степенью неоднородности распределения плотности дислокаций по поверхности в зоне действия электронного пучка; нестационарное и различное по глубине плавление отдельных участков поверхности с разнообразной ориентацией и взрывная эмиссия с острых участков поверхности. Эти процессы могут протекать с образованием различного вида кратеров, о которых говорилось ранее. [75] Так же одним из важнейших результатов исследования процессов кратерообразования было формирование микродефектов дырчатого типа на поверхности лопаток из титановых сплавов ВТ8 и ВТ9 после виброглянцевания и облучения с малыми плотностями энергии. Вероятнее всего, такие дефекты возникают в последнее мгновение воздействия пучка или после его окончания, в момент высокоскоростной кристаллизации. В случае если, если перед нами стоит задача провести ремонт деталей, которая подразумевает под собой удаление газонасыщенных слоев и устранения поверхностных повреждений, то обработка должна осуществляться в два этапа: 1) облучение с высокими плотностями энергии при которых будет интенсивно протекать

процесс абляции; 2) облучение в режиме плавления для выглаживания поверхности от кратеров и неровностей, возникших при уносе материала с поверхности.

В работах Н.В. Волкова, А.П. Яловца и А.Е. Майера был представлен физический механизм кратерообразования, который дает возможность для обоснования большинства закономерностей, которые были зафиксированы нами при воздействии на мишени СИЭП. [63-70] Однако при серьезном продвижении в понимании явления образования кратеров, так и не удалось найти ответы на основные вопросы, такие как закономерности формирования кратеров различной формы, то как они распределены по поверхности детали, и образование в их окрестности полей напряжений. Особенно важной проблемой продолжает оставаться зависимость процесса образования кратеров на поверхности деталей после облучения со свойствами этих деталей. Информация, полученная в ходе данной работы, дала возможность сделать предварительное заключение о выборе режимов облучения для деталей из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, основываясь на результатах исследования воздействия облучения на структуру и фазовый состав. После обработки титановых лопаток необходимо получить поверхность без макро- и микро-дефектов, которые являются основными очагами разрушения при испытании на циклическую долговечность. Для обеспечения этого требования необходимо проводить облучение при плотностях энергии в импульсе от 18 до 20 Дж/см<sup>2</sup>. У образцов из титанового сплава ВТ8 после облучения в поверхностном слое была обнаружена микроструктура игольчатого типа с элементами Видманшtedтовой микроструктуры, что может приводить к ухудшению основных эксплуатационных свойств, таких как, трещиностойкости, усталостной прочности, и жаростойкости. Таким образом целесообразно проведение термомеханической обработки при нагрузке 120-180 Мпа и температуре 450-550 °С. В конечном счете такой вид обработки позволяет создать на поверхности деталей бимодальную мелкодисперсную микроструктуру.

Термическая обработка позволяет нам сформировать бимодальную мелкодисперсную микроструктуру в поверхностном слое деталей. Также полученные в данной работе результаты, позволили сделать важное заключение о выборе требуемого количества импульсов. Так как значения плотности дислокаций значительно различаются в различных местах лопаток (спинка, корыто, кромка), то они будут отличаться и после воздействия первого импульса. Это обусловлено тем, что часть энергии тратится на протекание релаксационных процессов на поверхности детали. Последующий импульс позволяет добиться более однородного физико-химического состояния материала, которое, при дальнейшем воздействии электронного пучка, практически остается без изменений [105].

Анализируя структурно-фазовое состояние образцов и деталей, можно сказать, что при обработке лопаток из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов СИЭП оптимальными параметрами облучения являются плотность энергии в импульсе, равная 18-20 Дж/см<sup>2</sup>, и количество импульсов, не менее 2 [108, 111].

## 2.2. Воздействие электронно-лучевой обработки на свойства лопаток из титановых сплавов.

В работах [71-75] был проведен анализ взаимосвязи параметров облучения и эксплуатационных свойств деталей из титановых сплавов. В таблице 3 показаны результаты сравнительных усталостных испытаний. Также для определения механизмов, которые могут влиять на усталостную прочность деталей, реализовывались фрактографические исследования образовавшихся трещин.

Таблица 3. Результаты высокочастотных испытаний при 25 и 450 °С на воздухе лопаток третьей ступени ротора КВД из сплава ВТ9 после электронно-лучевой и термической (550 °С в вакууме 10<sup>-3</sup> мм.рт.ст.\* и 10<sup>-6</sup> мм.рт.ст.\*\*\*) обработок.

№	Плотность энергии, w, Дж/см <sup>2</sup>	Импульсы п, <u>имп</u>	Температура испытаний, Т °С	Продолжительность отжига, τ, час	Усталостная прочность, σ <sub>-1</sub> , МПа
1	-	-	25	-	490±10
2	18-20	1	25	-	390±20
3	18-20	2	25	-	400±20
4	18-20	3	25	-	400±15
5	18-20	5	25	-	400±10
6	32-36	5	25	-	340±30
7	-	-	450	-	360±20
8	18-20	3	450	2 (**)	390±15
9	18-20	3	450	4 (**)	400±10
10	18-20	3	450	6 (**)	420±10
11	18-20	3	450	8 (**)	420±10
12	18-20	3	25	6 (*)	350±10
13	18-20	3	450	6 (*)	320±10

Фрактографические исследования показали, что у образцов до облучения места разрушения располагались на поверхности в окрестностях кромок, дефектов, образовавшихся после механической обработки, а также в местах выхода границ зерен на поверхность. Между тем,

наблюдается значительный прирост числа циклов до разрушения, у образцов после облучения и прошедших термическую обработку. Эти образцы, отстоявшие до разрушения максимальное количество циклов, имели на различных глубинах от 6 до 50 мкм многоочаговый характер разрушения. В местах излома выявлены усталостные бороздки, расположенные на расстоянии 400-500 мкм от очага разрушения. Разницы в величине шага у облученных и исходных образцов не было выявлено, это говорит о том, что повысить усталостную прочность образцов после облучения СИЭП с плотность энергии 18-20 Дж/см<sup>2</sup> удастся за счет изменения механизмов появления усталостной трещины, а не снижением скорости ее развития. Но когда плотность энергии значительно превышала оптимальные значения, тогда предел усталости у облученных образцов из ВТ8 и ВТ9 сильно падал относительно исходных. Это связано со следующими факторами: происходит разложение упрочняющей  $\beta$ -фазы; возникают остаточные растягивающие напряжения; формирование микродефектов на поверхности (кратеры). Ввиду того, что на титановые детали при усталостном нагружении сильно влияют концентраторы напряжений, находящиеся на поверхности, то, как следствие, после такого облучения нужно ожидать уменьшения предела усталостной прочности. Фрактографические исследования подтвердили тот факт, что происходит поверхностное возникновение усталостных трещин у необлученных образцов, так же как и, у облученных с высокими плотностями энергии. Однако места их зарождения различны. Для исходных деталей это места дефектов после механической обработки, а у облученных это области с сформировавшимися в процессе облучения кратерами. Очередным важным результатом данной работы, полученным в результате проведенного здесь эксперимента, является зависимость предела усталости лопаток из титанового сплава ВТ9 модифицированных СИЭП от значения остаточного вакуума в камерах для финишной термообработки. Как видно из таблицы 3, усталостная прочность образцов, которые были отожжены в вакууме ниже  $10^{-3}$  мм.рт.ст., снижается. Это вызвано тем, что в поверхностных слоях толщиной до 25 мкм в процессе облучения возникает высокодефектное состояние, имеющее плотность дислокаций  $10^{12}$ - $10^{13}$  м<sup>-2</sup>. Во время термообработки кислород активно распространяется за счет диффузии по дефектам поверхности и проникает в матричный материал образцов на глубину до 25 мкм при средней концентрации 8-20 ат.%. Это влияет на снижение пластичности и увеличения микротвердости до 500-600 ед. HV. Если для сравнения взять серийные лопатки, после виброглянцевания, то тут мы видим также присутствие кислорода, но на глубине всего 400 нм, вследствие чего и не происходит такого значительного падения усталостной прочности. Облучение деталей электронным пучком дает возможность почти полностью убрать кислород из поверхностного слоя, однако во время протекания

процесса высокоскоростной кристаллизации увеличивается содержание линейных и точечных дефектов. Поэтому чтобы уменьшить окислительные процессы, необходимо проводить вакуумный отжиг, не ниже  $10^{-5}$  мм. рт. ст. Приведенные в этой главе результаты свидетельствуют о возможности с помощью электронно-лучевой обработки повысить сопротивляемость окислению деталей из титановых сплавов более чем в 3 раза. Испытания облученных и серийных титановых лопаток на коррозионную стойкость показали, что оптимальные условия для повышения жаростойкости создаются тогда, когда на поверхности отсутствуют кратеры или их число незначительно. Как уже было сказано ранее, этому условию соответствует плотность энергии 18-20 Дж/см<sup>2</sup>. Исследования физико-химического состояния поверхностного слоя деталей до и после облучения, дали возможность определить причины повышения жаростойкости. К основным причинам можно отнести: уменьшение шероховатости поверхности, образование защитной пленки на поверхности на основе оксидов алюминия и титана ( $Al_2O_3$ , TiO), снижение концентрации дислокаций и точечных дефектов в поверхностном слое, реализованное во время термообработки в условиях высокого вакуума, и формирование в поверхностном слое тонкодисперсной би-модальной структуры. Однако, если обработка происходит при жестких режимах и на поверхности образуются кратеры и трещины, а также в перекристаллизованном слое протекает разложение  $\beta$  фазы, то все это будет приводит к снижению жаростойкости. Это дает основание говорить, что ускорителям необходимо предъявлять жесточайшие требования, касающиеся неоднородности распределения энергии по сечению пучка. Этот параметр не должен превышать 10%. Стабильных результатов испытаний, и как следствие надежности всего изделия, можно добиться только при достижении такого уровня функционирования оборудования [114, 116]. Эрозионные испытания, проводились на эрозионном стенде в «Московском авиационном институте». На стойкость к эрозионному износу исследовались лопатки из сплавов ВТ8 и ВТ9. Результаты этих испытаний показали, что при использовании электронно-лучевой обработки, удастся повысить эрозионную стойкость титановых лопаток более чем в два раза. Это обусловлено тем, что на первоначальной стадии эрозионного воздействия происходит образование кратеров вдавливания на поверхности облученных СИЭП деталей, а не рубчатых, как у серийных лопаток. Это происходит из-за того, что при плавлении, высокоскоростной кристаллизации и финишной термообработка поверхностный слой материал глубиной до 25 мкм становится более пластичным. При этом пластическая деформация и выдавливание материала происходят в начальный период эрозионного изнашивания, а уже при достижении критической величины деформации происходит возникновение трещин, и последующее удаление дефектного слоя. Невзирая на то, что обработка СИЭП дает несущественный

прирост эрозионной стойкости деталей из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, если сравнивать со всевозможными покрытиями, данный метод обработки имеет хорошие перспективы, так как после него наблюдается более однородное физико-химическое состояние материала по всей поверхности лопатки. Более того применение электронно-лучевой обработки не имеет ограничений по адгезии и не снижает циклическую долговечность [111].

Из результатов коррозионных испытаний деталей в условиях термоциклирования видно, что воздействие СИЭП на поверхность образцов из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов при режимах плавления дает возможность повысить сопротивление солевой коррозии более чем в четыре раза. Это связано с образованием на поверхности деталей, облученных при оптимальных режимах, защитных пленок  $TiO$  и  $Al_2O_3$ , в то время как на поверхности исходных образцов или образцов облученных при высоких плотностях энергии, активно образуется рутил, который практически не обладает коррозионными свойствами, в связи с чем происходит коррозионного растрескивания. Снижение адсорбционной активности поверхности и ее шероховатости, а также выход на поверхность алюминия после действия электронно-лучевой обработки в режиме плавления являются основными причинами улучшения коррозионных свойств деталей.

Для определения и сравнения прочностных свойств деталей из титановых сплавов до и после облучения проводились испытания на разрыв на установке «Shenk» при 450-500 °С. По окончании испытаний определялись утончение в месте разрыва и относительное удлинение, а также исследовалась поверхность излома. По результатам испытаний можно сказать, что для деталей из  $\alpha+\beta$  титановых сплавов обработанных СИЭП, происходит увеличение предела прочности, а также улучшение пластичности. Это хорошо заметно после 100 часов термоэкспозиции на воздухе, здесь разрушение происходит из-за активного окисления. Глубина, на которой располагались очаги разрушения у облученных образцов располагалась, была 2-3 мкм, а у исходных образцов 10-15 мкм.

Испытаний на способность материала противостоять образованию трещин [76], согласно ГОСТу, проведены не были, в связи с тем, что толщина переплавленного СИЭП слоя была не более 25 мкм, а это не должно отразиться на основных характеристиках трещиностойкости. Но во время испытаний на циклическую долговечность определялась скорость развития трещины по шагу усталостных бороздок, которые фиксировались на глубинах от 100 до 200 мкм. Проводились усталостные испытания лопаток до и после облучения с заранее нанесенными на их кромки концентраторами глубиной 2-3 мм. Полученные данные показали, что электронно-лучевая обработка несущественно влияет на предел прочности таких образцов, что связано с малой глубиной переплавленного слоя.

### 3. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛОПАТОК ГТД ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ЖАРОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ

#### 3. 1. Влияние облучения на усталостную прочность

Усталостные испытания проводились на различных образцах из никелевых сплавов при комнатной и рабочей температурах. Это были и клиновидные поликристаллические образцы из никелевого сплава ЖС6У, и монокристаллические цилиндрической формы из сплава ЖС26НК, и лопатки ТВД ГТД из сплава ЖС26НК с покрытием СДП2. Результаты этих испытаний представлены на рисунках 9, 10 и в таблице 4 и свидетельствуют о том, что применение электронно-лучевой обработки поверхности деталей из никелевых сплавов дает возможность повысить предел выносливости на 10%, или сохранить ее на уровне исходных образцов. [77-79]

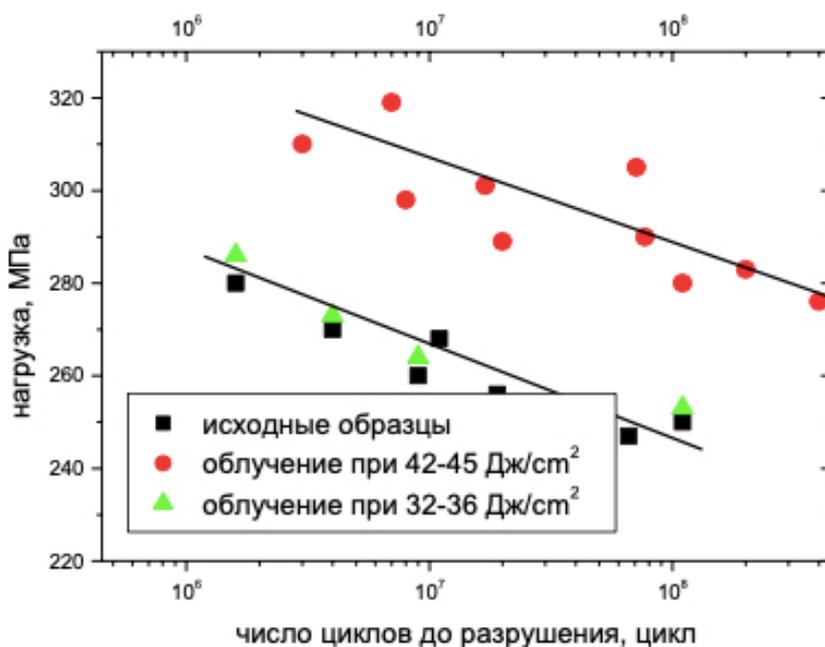


Рисунок 9 - Усталостные кривые образцов из сплава ЖС6У с покрытием СДП-2 (испытания при комнатной температуре на воздухе).

Полученные данные хорошо согласуются с теорией усталостного разрушения деталей из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойким покрытием, описанная в трудах Ю.Д. Ягодкина. В этих работах [79,80] говорится, что место зарождения трещины обычно находится в мелкокристаллическом слое в зоне адгезии покрытия к подложке; в местах дефектов литья или механических дефектов, которые были образованы до нанесения покрытия; зарождение усталостной трещины происходит на самом покрытии, однако развитие ее в матричные слои не происходит в течение длительного промежутка времени.

Исходя из этого, можно сказать, что повышение усталостной прочности для деталей из никелевых сплавов с покрытием СДП-2 может происходить только благодаря остаточным сжимающим напряжениям, сформировавшимся в модифицированном слое.

В таблице 4 представлены результаты, полученные рентгеновским методом, о сформировавшихся остаточных напряжениях в лопатках из никелевых сплавов. Так при толщине модифицированного слоя 20-25 мкм повышение предела выносливости будет незначительным, что и представлено на рисунках 9 и 10. Особую невосприимчивость воздействия электронного луча относительно усталостной прочности показывают детали и лопатки при изготовлении которых на внешних и внутренних поверхностях образуется большое количество дефектов.

Самые распространенные изломы монокристаллических образцов из сплава ЖС26НК после окончания испытаний на циклическую долговечность представлены на рис.11-14. Здесь важно сказать, что в большом количестве публикаций разработчиков вакуумно-плазменной технологии высоких энергий представляются результаты циклические испытания образцов из никелевых сплавов с новыми видами жаростойких покрытий систем NiCrAlTaY, NiCrAlSiY, NiCrAlTaSiBY и т.д., причем эти покрытия обязательно увеличивают предел выносливости.

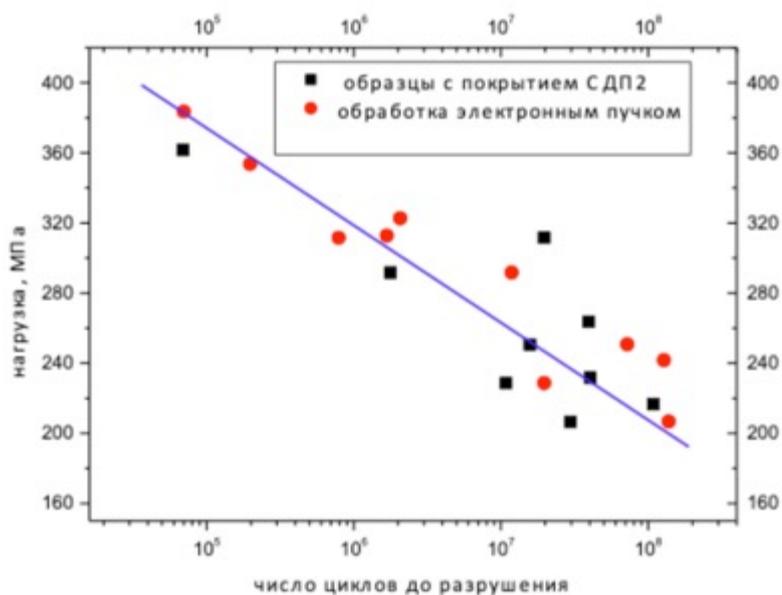


Рисунок 10 - Усталостные кривые цилиндрических монокристаллических образцов из сплава ЖС26НК с покрытием СДП-2 (испытания при температуре 975 °С на воздухе).

Таблица 4. Протокол испытаний лопаток турбины из сплава ЖС26НК с покрытием СДП-2 после электронно-лучевой обработки (остаточные напряжения определялись рентгенографически при съемке из зоны входной кромки после завершения испытаний и при использовании в качестве эталонов образцов, вырезанных из лопаток, приготовленных по серийной технологии).

№	№№ лопаток	$\sigma$ кгс/мм <sup>2</sup>	f Гц	2A мм	N Число циклов до разрушения	Остаточные напряжения, результаты испытаний, место разрушения, очаг разрушения
1	3А2096Э	25	3243	0,68	2,06•10 <sup>7</sup>	-158 МПа, без разрушения
2	3Б285Э	25	3808	0,51	2,28•10 <sup>6</sup>	-132 МПа, разрушение по входной кромке 11 мм от полки замка, очаг на глубине 150 мкм
3	3А56Э	25	3865	0,57	3,98•10 <sup>6</sup>	-98 МПа, разрушение, последний паз слочного замка
4	3А609Э	22	3804	0,59	2,07•10 <sup>7</sup>	-123 МПа, без разрушения
5	3А2083Э	22	3685	0,49	2,10•10 <sup>7</sup>	-113 МПа, без разрушения
6	2Н1487Э	22	3350	0,63	1,21•10 <sup>6</sup>	-79 МПа, разрушение по входной кромке, по радиусу перехода <u>к пера</u> в полку, очаг в окрестности дефекта <u>мехобработки</u>
7	2Л773Э	22	3776	0,50	4,75•10 <sup>6</sup>	-147 МПа, разрушение по полке замка
8	3Б256Э	20	3842	0,48	2,17•10 <sup>7</sup>	-231 МПа, без разрушения
9	3Д292Э	20	3274	0,48	2,08•10 <sup>7</sup>	-127 МПа, без разрушения
10	3Г930Э	20	3311	0,71	5,36•10 <sup>7</sup>	-154 МПа, разрушение по входной кромке, по радиусу перехода <u>к пера</u> в полку, очаг в окрестности дефекта <u>мехобработки</u>
11	3А1269Э	18	3502	0,54	2,095•10 <sup>7</sup>	-141 МПа, без разрушения
12	3А1788Э	18	3487	0,61	1,109•10 <sup>7</sup>	-96 МПа, разрушение по входной кромке 9 мм от полки замка, очаг на внутренней поверхности
13	3А1203Э	16	3473	0,44	2,13•10 <sup>7</sup>	-154 МПа, без разрушения
14	3Б1634Э	16	3360	0,37	2,16•10 <sup>7</sup>	-67 МПа, без разрушения
15	3Б1199Э	16	3517	0,53	2,22•10 <sup>7</sup>	-176 МПа, без разрушения
16	3В323Э	16	3424	0,49	2,07•10 <sup>7</sup>	-165 МПа, без разрушения
17	2М842Э	16	3426	0,53	1,644•10 <sup>7</sup>	-88 МПа, разрушение по входной кромке 10 мм от полки замка, очаг на глубине 230 мкм
18	3А1286Э	14	3493	0,39	1,781•10 <sup>7</sup>	-126 МПа, разрушение по входной кромке 4 мм от полки замка, очаг на глубине 120 мкм
19	3Б1683Э	12	3453	0,31	2,2•10 <sup>7</sup>	-210 МПа, без разрушения
20	3А2097Э	12	3422	0,30	2,05•10 <sup>7</sup>	-210 МПа, без разрушения
21	2Н4449Э	12	3458	0,35	2,07•10 <sup>7</sup>	-179 МПа, без разрушения
22	3А1380Э	12	3344	0,28	2,09•10 <sup>7</sup>	-123 МПа, без разрушения
23	2Л762Э	12	3502	0,38	2,1•10 <sup>7</sup>	-113 МПа, без разрушения
24	3Б48Э	12	3429	0,40	2,06•10 <sup>7</sup>	-86 МПа, без разрушения
25	3Б774Э	12	3306	0,31	2,12•10 <sup>7</sup>	-189 МПа, без разрушения

Такие данные получают большое число серьезных замечаний, особенно важным из которых является различие коэффициентов термического расширения и модулей Юнга материалов

этих рекомендуемых покрытий и жаропрочных сплавов, что при усталостном нагружении непременно приведет к преждевременному разрушению или при комнатной, или при рабочих температурах.

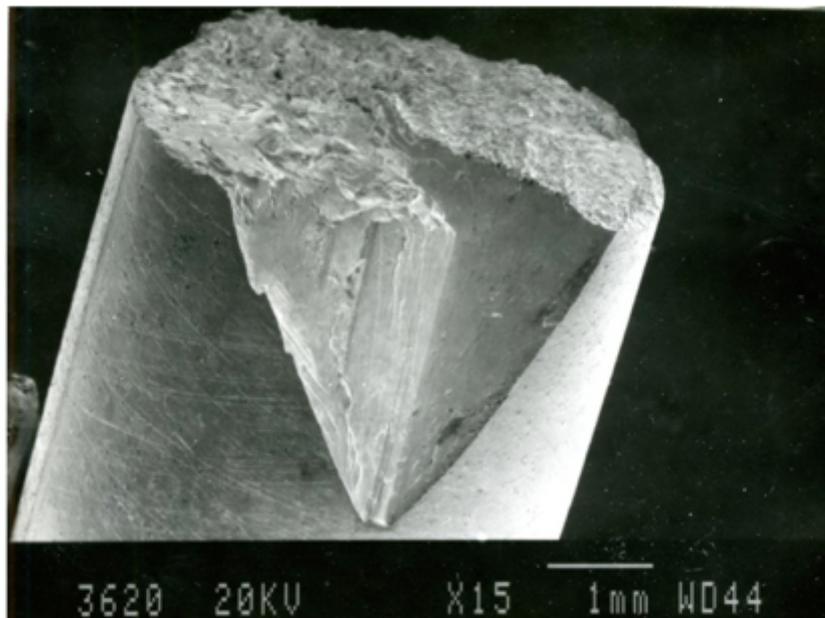


Рисунок 11 - Внешний вид излома усталостного образца из сплава ЖС26НК.

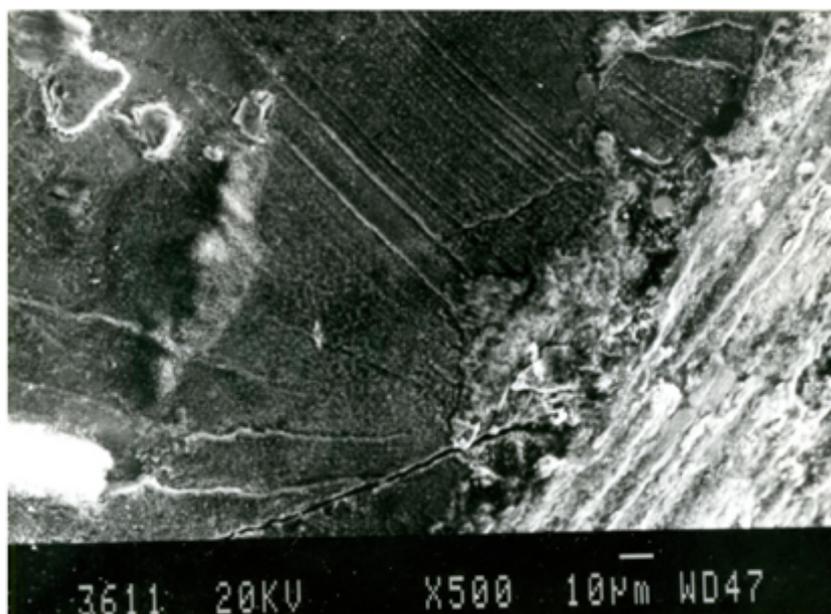


Рисунок 12 - Подповерхностный очаг разрушения от мелкозернистого слоя, сформированного в результате пескоструйной обработки перед нанесением покрытия на поверхность усталостного образца из сплава ЖС26НК.

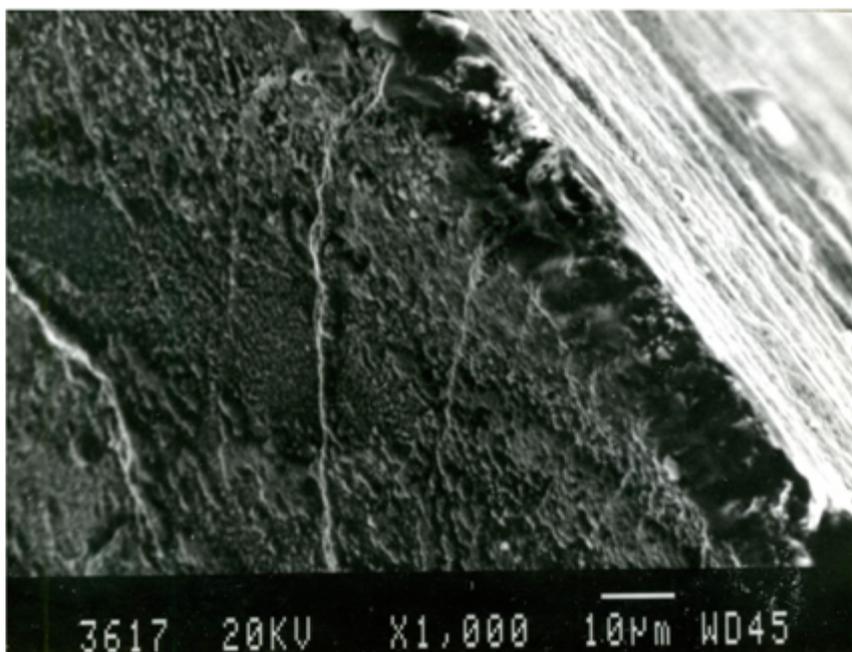


Рисунок 13 - Мелкозернистый слой в зоне развития усталостной трещины образца из сплава ЖС26НК.

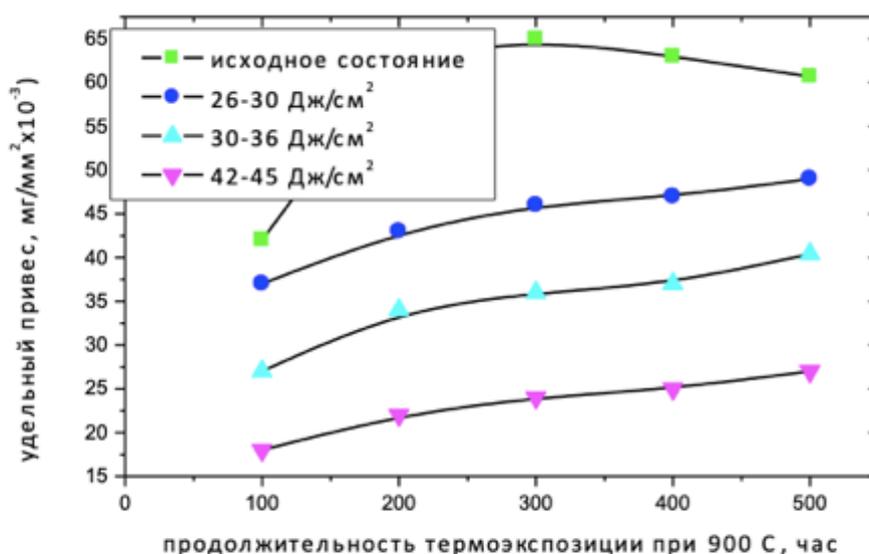


Рисунок 14 - Поверхностный очаг разрушения монокристаллического образца из сплава ЖС26НК.

### 3. 2. Влияние облучения на жаростойкость.

На рисунках 15-17 продемонстрированы результаты испытаний на жаростойкость. Исходя из этого можно сделать заключение, что обработка СИЭП при плотностях энергии  $w=42-45$  Дж/см<sup>2</sup> и последующая финишная термическая обработка позволяют повысить в три раза жаростойкость при рабочих температурах  $t=950$  °С. Однако если произвести облучение с низкими плотностями энергии и не проводить последующий отжиг, то это

может отразиться в снижение жаростойкости. Это происходит из-за того, что при нагреве до высоких температур в покрытиях детали возникает коррозионное растрескивание (рис.16). Воздействие на поверхность детали с плотностью энергии 42-45 Дж/см<sup>2</sup> и дальнейший отжиг приводят к формированию в поверхностном слое стабильной структуры с оптимальным содержанием β-NiAl-фазы, которая и объясняет повышение жаростойкости в облученных образцах. Кроме того, вакуумно-плазменные технологии нанесения покрытия, которые используются на данный момент в авиационном двигателестроении, имеют один существенный минус — это присутствие капельной фракция в плазме. Обработка поверхности детали СИЭП дает возможность частично, а иногда и полностью, избавиться от этого. За счет капельной фракции происходит снижение адгезионных свойств покрытия, а также формирование относительно высокой пористости, из-за чего неизбежно будет происходить деградация покрытия, и как следствие его разрушение. Однако, при проведении многократной перекристаллизации удастся создать поверхность без пор, что в свою очередь приведет к уменьшению распространения кислорода в матричные слои (рисунок. 17) [112].



**Рисунок 15 - Кинетические кривые окисления для цилиндрических монокристаллических образцов из сплава ЖС26НК с жаростойким вакуумно-дуговым покрытием СДП-2, подвергнутых электронно-лучевой обработке и стабилизирующему вакуумному отжигу при 1050 °С в течение 2 часов.**

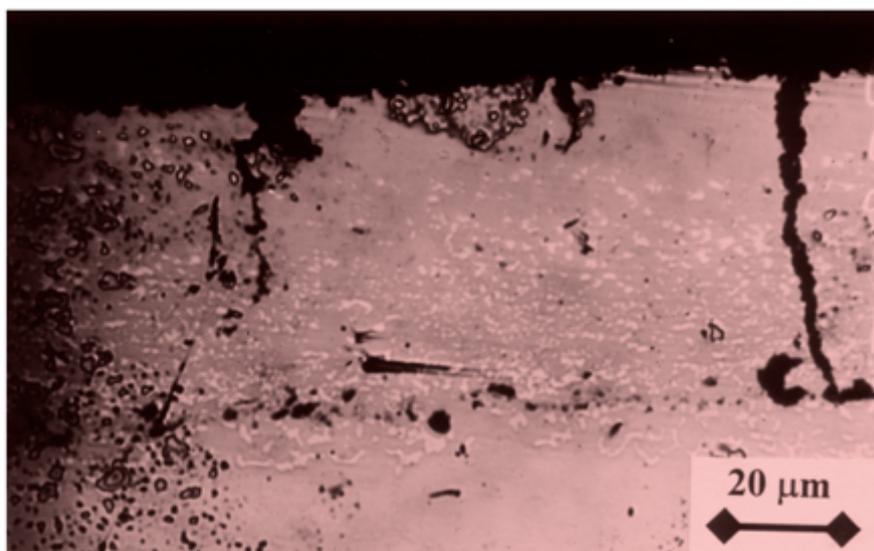


Рисунок 16 - Микроструктура в поверхностном слое образцов из сплава ЖС26НК с вакуумно-дуговым покрытием СДП-2, подвергнутых вакуумному отжигу при 1050 °С в течение 2-х часов и термоэкспозиции на воздухе при 950 °С в течение 500 часов .

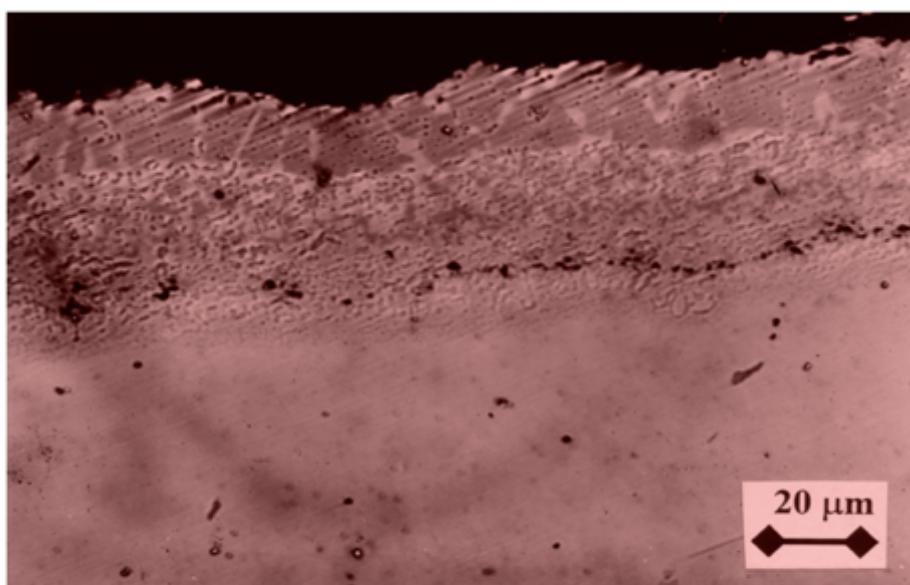


Рисунок 17 - Микроструктура в поверхностном слое образцов из сплава ЖС26НК с вакуумно-дуговым покрытием СДП-2, подвергнутых электронно-лучевой обработке при плотности энергии 42-45 Дж/см<sup>2</sup> четырьмя импульсами, вакуумному отжигу при 1050 °С в течение 2-х часов и термоэкспозиции на воздухе при 950 °С в течение 500 часов.

### 3. 3. Влияние облучения на адгезию вакуумно-дугового покрытия СДП-2 на лопатках ТВД.

Основываясь на результатах, описанных в этой главе, можно говорить, что: возможное формирование зерен размерами в 100-200 мкм у исходных монокристаллических лопаток происходит из-за высокотемпературной термообработки

или из-за ликвационных и сегрегационных процессов, происходящих в течение литья; формирование поликристаллической «рубашки» в месте соприкосновения покрытия и подложки происходит вследствие проведения пескоструйной обработки и последующего отжига при высоких температурах после нанесения покрытия. Полученное по вакуумной плазменной технологии покрытие высоких энергий, имеет своей отличительной чертой высокую степень неоднородности фазового и элементного составов [81, 82], имеет большие области с малой концентрацией алюминия и ощутимым присутствием элементов жаропрочного сплава; это объясняет почему у вакуумно-дугового покрытия плохая жаростойкость. Обработка СИЭП позволяет нам получить толщиной 20-25 мкм однородный беспористый слой с содержанием алюминия на поверхности до 9-10 мас. %, что приводит к повышению уровня эксплуатационных свойств [107].

К тому же, при условии, что покрытие перед обработкой СИЭП имело низкую адгезию, то напряжения, возникающие во время действия импульса и высокоскоростной кристаллизации, могут спровоцировать отслаивание покрытия от подложки. В технологическом процессе их изготовления лопаток ТВД вопросы сцепления вакуумно-дуговых покрытий к поверхности монокристаллических лопаток стоят очень остро, это обосновывается наличием трех операций: 1-пескоструйная обработка; 2-химическая обработка и 3-вакуумный диффузионный отжиг, которые применяются для обеспечения данного показателя и может быть продемонстрирован на поперечном металлографическом шлифе. На рисунке 18 хорошо просматриваются области, в которых покрытие неплотно прилегает к подложке, это объясняется тем, что после операции пескоструйной обработки не наблюдается регламентированный микрорельеф, неудовлетворительно проведенное обезжиривание, низкие температура и длительность отжига. Для контроля качества нанесенного покрытия применяется люминесцентный метод контроля, который дает возможность выявить разрушения на поверхности образцов. Рентгеноструктурный анализ позволяет нам определять остаточные напряжения в различных макроточках. В связи с тем, что оба этих метода являются косвенными, то для получения количественных данных обычно используют разрушающий метод [1].

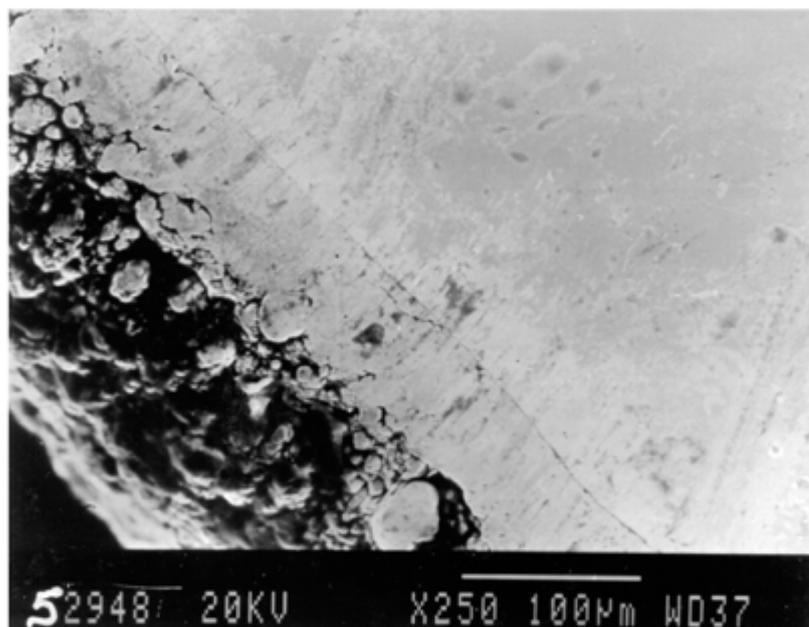


Рисунок 18 - СЭМ-изображение поперечного сечения лопатки турбины ТВД из сплава ЖС26НК с вакуумно-дуговым покрытием СДП-2.

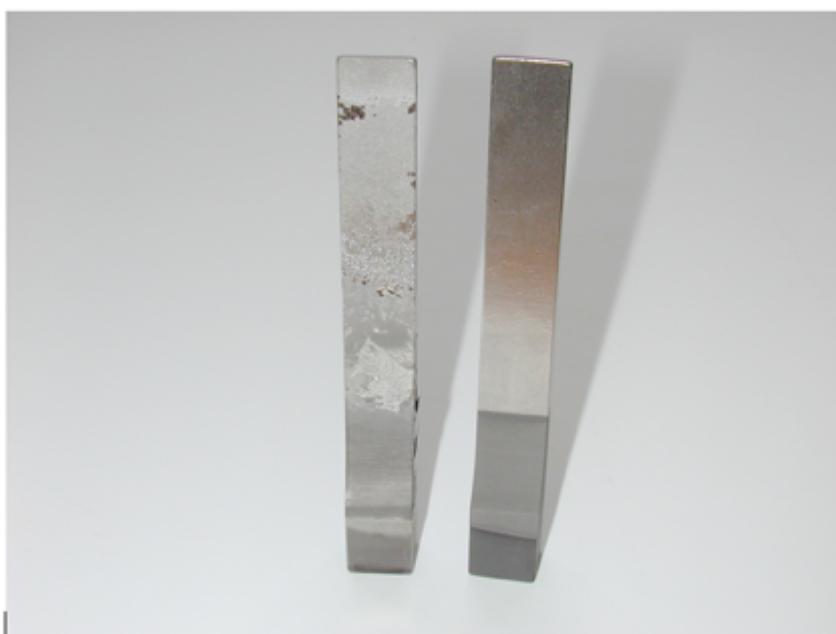


Рисунок 19 - Внешний вид усталостных клиновидных образцов из сплава ЖС6У с вакуумно-дуговым покрытием СДП-2, облученных электронным пучком до (слева) и после (справа) диффузионного вакуумного отжига при 1050 °С

После реализации процесса облучения сильноточным импульсным электронным пучком лопаток с покрытием отпадает нужда проводить исследования на адгезию, связано это с тем, что проверка происходит автоматически. После облучения необходимо визуально

осмотреть лопатки и отобрать бракованные с низкой адгезией, что продемонстрировано на рисунках 19-21.



Рисунок 20 - Внешний вид серийной лопатки из сплава ЖС26НК с вакуумно-дуговым покрытием СДП-2, облученной электронным пучком (отслоение покрытия на корыте и в зоне входной кромки).



Рисунок 21 - Внешний вид серийной лопатки из сплава ЖС26НК с вакуумно-дуговым покрытием СДП-2, облученной электронным пучком (отслоение покрытия на спинке в зоне выходной кромки и в окрестности перехода спинки к замку).

## 4. ПРИМЕНЕНИЕ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ УСКОРЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

### 4.1 Методы испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования

Известные методы испытаний материалов на термостабильность в условиях термоциклирования основаны на нагреве до температуры эксплуатации и охлаждения до комнатной температуры деталей и модельных образцов [1, 3-5]. Реализация этих испытаний заключается в использовании различных способов нагрева и охлаждения, а также различных видов воздействия окружающей среды. Например, такие испытания очень часто проводят на воздухе при нагреве модельного образца в муфельной печи или токами высокой частоты с последующим охлаждением на воздухе или в воде [4]. Здесь после нагрева до требуемой температуры скорость охлаждения достигает 10-100 °С в секунду, а на цикл испытаний затрачивается 3 и более минут.

В отличие от известных способов в предлагаемом нагрев материала в поверхностном слое обеспечивается термализацией ускоренных электронов за время действия импульса 20-40 мкс, а охлаждение теплопроводностью материала, когда тепло отводится в матричный объем за 10<sup>-5</sup>-10<sup>-6</sup> секунды. Таким образом, продолжительность одного цикла складывается из времени термализации 20-40 мкс, времени теплоотвода (охлаждения) 10<sup>-5</sup>-10<sup>-6</sup> секунды и времени зарядки генератора импульсных напряжений от 10 до 30 секунд.

Термостабильность материала обычно проверяют визуально или металлографически [5]. С помощью такого контроля фиксируются трещинообразование, изменения фазового состава и модификация структурных характеристик. Более информативен рентгеноструктурный анализ [14-16].

Этот метод основан на явление дифракции рентгеновских лучей при прохождении сквозь кристаллическое вещество. Дифракция состоит в преимущественном рассеянии падающего на кристалл излучения в определённых направлениях.

Если на кристалл падает излучение с длиной волны  $\lambda$  и на пути пучка лучей имеется семейство параллельных кристаллографических плоскостей с индексами (hkl) и межплоскостным расстоянием  $d_{hkl}$ , причём угол падения лучей на данные плоскости связан с  $\lambda$  и  $d_{hkl}$  соотношением

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda, \quad n=1,2,3,\dots, \quad (10)$$

то плоскости (hkl) отражают лучи по закону зеркального отражения, т.е. под углом  $\theta$  к плоскости. Соотношение (10) называют уравнением Вульфа-Брегга, а угол  $\theta$ - дифракционным углом или углом Вульфа-Брегга.

В 1912 г. М. Лауэ, Фридрих и Книппинг впервые смогли наблюдать дифракцию рентгеновских лучей. Уравнение Вульфа–Брегга, описывающее условие дифракции излучения с длиной волны  $\lambda$  на пространственной решетке, может быть получено, если рассмотреть следующую схему. Пусть пучок лучей (плоских волн) 1,2,3 падает на семейство параллельных кристаллографических плоскостей (hkl) под углом  $\theta$ . Разность хода между лучами 1' и 2' (2' и 3') равна

$$\Delta = PO + OQ = 2d_{hkl} \sin \Theta. \quad (11)$$

Если  $\Delta = n\lambda$ , где  $n = 1,2,3,\dots$ , (12)

то при суперпозиции отражённых (дифрагированных) волн их амплитуды складываются. Таким образом, сильное отражение в направлении под углом  $\Theta$  к плоскостям (hkl) возможно при

$$\Delta = 2d_{hkl} \sin \Theta = n\lambda. \quad (13)$$

Более строгий теоретический анализ позволяет наряду с условием дифракции получить выражение для интенсивности дифрагированных (отражённых) лучей. В частности, для реальных поликристаллических материалов интенсивность отражения от плоскостей (hkl) имеет следующий вид:

$$I_{hkl} = I_0 k \lambda^3 A(\mu, \theta) f(\theta) S_{hkl} \exp(-2\mu)V, \quad (14)$$

где  $I_0$  - интенсивность падающего на поверхность (первичного) излучения;  $k$  – числовой коэффициент;  $A(\mu, \theta)$ - адсорбционный множитель, учитывающий поглощение лучей в образце;  $f(\theta)$  – угловой множитель, зависящий от дифракционного угла  $\theta$ ;  $S_{hkl}$  – структурный множитель, зависящий от типа решётки, её компонентов и индексов отражающей плоскости (hkl) (их называют также индексами интерференции);  $V$  – облучаемый объём;  $\exp(-2\mu)$  – температурный множитель, значение которого зависит от амплитуды тепловых колебаний атомов.

В простейшем случае (для решётки, в которой атомы совершают малые и взаимно независимые колебания) величина  $\mu$  связана со среднеквадратичным смещением атома из положения равновесия  $\langle U^2_{hkl} \rangle$  в направлении, перпендикулярно плоскости (hkl), следующим образом:

$$\mu = \frac{8\pi^2}{3} \langle U^2_{hkl} \rangle \frac{\sin^2 \theta}{\lambda}. \quad (15)$$

Определив температурную зависимость интенсивности дифракционных отражений, можно найти зависимость  $\langle U^2_{hkl} \rangle$  от температуры; это позволяет изучать динамику решётки вещества поверхностного слоя.

Адсорбционный множитель  $A(\mu, \theta)$  зависит от  $\theta$  и от коэффициента линейного поглощения  $\mu$  данного излучения с длиной волны  $\lambda$  в исследуемом материале.

Величина  $\mu$  определяет поглощение излучения в соответствии с законом

$$I_x = I_0 \exp(-\mu x), \quad (16)$$

где  $I_x$  – интенсивность пучка после прохождения излучением в материале пути длиной  $x$ .

### Фазовый анализ (ФА)

Фазовый анализ позволяет определить, какие фазы (качественный ФА) и в каком количестве (количественный ФА) присутствует в образце. Дифракционные методы, позволяющие идентифицировать тип кристаллической решётки, являются основными и прямыми методами ФА. Проведение ФА предусматривает съёмку, расчёт рентгенограммы и сравнение реальной дифракционной картины с теоретически рассчитанной для данной фазы исходя из её гипотетической кристаллической структуры. При наличии нескольких фаз в образце дифракционная картина представляет собой суперпозицию системы отражения от каждой из фаз.

Наибольшей достоверностью обладает рентгенографический ФА при съёмке по методу поликристалла (порошка). На рентгенограмме при этом присутствует совокупность отражений от плоскостей с межплоскостным расстоянием  $d_i$  ( $i = 1, 2, \dots, n$ ;  $n$  - количество отражений). При качественном ФА каждое отражение на рентгенограмме характеризуется относительной интенсивностью  $(I_{отн})_i$  по сравнению с самой сильной дифракционной линией. Основным этапом ФА является сравнение экспериментально найденных значений  $d_i$  и  $(I_{отн})_i$  с теоретически рассчитанными или табличными для данной фазы (композиции фаз). Наиболее полные и систематические сведения о дифракционных характеристиках более чем 15000 различных фаз содержится в картотеке Американского общества испытания материалов ASTM.

Совпадение (в пределах ошибок эксперимента) всего ряда, рассчитанных по рентгенограмме и табличных значений  $d_i, (I_{отн})_i$  даёт возможность сделать заключение о фазовом составе образца.

Отметим, что интенсивность отражений данной фазы пропорциональна её объёмной доле в сплаве. Поэтому если концентрация фазы мала, то на рентгенограмме будут заметны только её наиболее сильные линии. Эти линии называются реперными. По ним часто и выявляются фазы. Например, реперные линии оксида L-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> характеризуются величинами  $d_i = 0,348, 0,255, 0,209, 0,160$  нм и  $(I_{отн})_i = 75, 90, 100, 80\%$ .

Рентгеновский ФА значительно облегчается, если известны способы получения и виды обработки исследуемого материала, его химический состав и другие параметры физико-химического состояния. Такая информация позволяет предположить, какие фазы (и в каком количестве) присутствуют в сплаве. Например, ясно, что поверхностный слой никелевых жаропрочных сплавов после алитирования должен содержать фазы системы Ni-Al (Ni<sub>3</sub>Al, NiAl и др.). Рентгенографический ФА подтверждает данное предположение. Так в работе [2] было показано, что в результате алитирования сплава ЖС6У формируется двухслойное алюминидное покрытие, внешняя зона которого представляет собой фазу NiAl.

Количественный рентгенографический ФА основан на том, что интенсивность отражений данной фазы пропорциональна её содержанию (объёмной доле) в сплаве. В случае двухфазного сплава отношение интенсивности линии фаз L и β равно

$$\frac{I_{h_1 k_1 l_1}^L}{I_{h_2 k_2 l_2}^\beta} = k_{L\beta} \frac{C_L}{C_\beta} = k_{L\beta} \frac{C_L}{1 - C_L}, \quad (17)$$

где  $C_L$  и  $C_\beta$  – объёмные доли фаз L и β;  $k_{L\beta}$  - коэффициент пропорциональности.

Значение коэффициента  $k_{L\beta}$  может быть рассчитано теоретически или определён экспериментально с помощью съёмки эталонного образца с известным содержанием фаз. В качестве эталона можно, например, использовать образец, полученный смешением в определённой пропорции порошков соответствующих фаз.

Обычно чувствительность качественного рентгеновского ФА составляет несколько процентов, точность количественного ФА – около 10% от определяемой величины.

#### Определение ориентировки монокристаллов и текстур в поликристаллических образцах.

Поскольку нормаль  $n_{hkl}$  к отражающей плоскости (hkl) в кристалле является биссектрисой угла, образованного падающим (AB) и отраженными (BC) лучами, то определив при данной геометрии съёмки направление распространения лучей, отражённых от различных кристаллографических плоскостей, и учитывая тип решётки данного кристалла, можно определить ориентацию осей решётки относительно внешних координатных осей, связанных, например, с огранкой кристалла.

В поликристалле (без учёта поглощения излучения) лучи, отражённые от плоскостей (hkl) в различных зёрнах, образуют коническую поверхность относительно оси, совпадающей с ослабленным первичным лучом ВД и углом при вершине  $2 \times 2 \Theta_{hkl}$  ( $\Theta_{hkl}$  – дифракционный угол для отражения (hkl)). Таким образом, дифракционное отражение на плоском экране, расположенном перпендикулярно лучу ВД, представляет собой окружность (дебаевское кольцо). В случае отсутствия текстуры (т.е. преимущественной ориентации зёрен) распределение интенсивности по кольцу достаточно однородно. В противном случае это распределение будет неравномерным, вплоть до присутствия лишь нескольких максимумов на воображаемом дебаевском кольце. Таким образом, имея направление распространения дифракционных лучей (hkl), можно определить текстуру в образце.

Для анализа текстур наиболее часто используется метод «обратных полюсных фигур», предусматривающий определение полюсной плотности для различных кристаллографических плоскостей  $P_{hkl}$  пропорциональной вероятности совпадения нормали к плоскости (hkl) с каким-то важным направлением в образце (например, нормальный к его поверхности).

Один из способов нахождения величин  $P_{hkl}$  основан на измерении интегральных интенсивностей отражения на дифрактограмме, снятой при соблюдении условий фокусировки по Брэггу-Брентано. Данная фокусировка реализуется, если поверхность образца, от которой идет съёмка, составляет равные углы с падающим и отражённым (по направлению к счётчику) лучами. При этом в счётчик дифрактометра попадают лишь лучи, отражённые зёрнами, у которых отражённая плоскость (hkl) располагается параллельно поверхности образца. Поэтому интенсивность дифракционной линии (hkl) оказывается пропорционально величине  $P_{hkl}$ .

Для определения величин  $P_{hkl}$  необходимо измерить интенсивности отражений текстурованного ( $I_{hkl}^T$ ) и безтекстурного ( $I_{hkl}^0$ ) образцов. Поскольку

$$I_{hkl}^T / I_{hkl}^0 = k P_{hkl} / P^0, \quad (18)$$

где  $P^0$  – полюсная плотность для образцов без текстуры (обычно принимается  $P^0=1$ );  $k$  – коэффициент пропорциональности, то

$$P_{hkl} = \frac{1}{k} \frac{I_{hkl}^T}{I_{hkl}^0}. \quad (19)$$

Значение  $k$  можно найти, просуммировав выражение (18) по всем зарегистрированным  $n$  отражениям:

$$\sum_n (I_{hkl}^T / I_{hkl}^0) = k \sum_n P_{hkl}. \quad (20)$$

В простейшем приближении можно считать, что

$$P = \frac{1}{n} \sum_n P_{hkl} = 1, \quad (21)$$

т.е.

$$\sum_n P_{hkl} = n. \quad (22)$$

Тогда

$$k = \frac{1}{n} \sum_n (I_{hkl}^T / I_{hkl}^0) \quad (23)$$

и

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}^T / I_{hkl}^0}{\frac{1}{n} \sum_n (I_{hkl}^T / I_{hkl}^0)}. \quad (24)$$

#### Анализ дефектов решётки по уширению дифракционных линий

Дефекты кристаллического строения по виду создаваемых ими дифракционных эффектов делятся на два класса.

Дефекты 1 класса сужают дифракционные линии и происходит проявлению вблизи них широких диффузных максимумов с плавным распределением интенсивности. Если по трем измерениям дефекты носят конечные размеры, то это дефекты 1 класса. Это дислокационные петли, точечные дефекты и их комплексы, дисперсные частицы новой фазы, и др.

Дефекты 2 класса ведут в основном к уширению дифракционных линий, причём это уширение пропорционально концентрации дефектов. Ко 2 классу относятся дислокации, хаотически распределенные в объёме, дефекты упаковки, различные дислокационные скопления и другие дефекты, протяжённость которых хотя бы в одном направлении бесконечно велика.

Самый распространенный анализ определения дефектов решетки проводят по уширению линий на рентгенограмме поликристаллического образца.

Последнее обычно характеризуют интегральной шириной:

$$B = S / I_{\max}^{\lambda}, \quad (25)$$

где  $S = \int_{2\Theta_1}^{2\Theta_2} I^\lambda(2\Theta) d2\Theta$  - интегральная интенсивность отражения;  $I^\lambda_{\max}$  - интенсивность в максимуме линии.

Функция  $I^\lambda(2\Theta)$  описывает профиль дифракционной линии, причём в точке  $2\Theta$

$$I^\lambda(2\Theta) = I(2\Theta) - I^\Phi(2\Theta), \quad (26)$$

где  $I(2\Theta)$  – экспериментально измеренная интенсивность излучения,  $I^\Phi(2\Theta)$  – уровень фона.

Отметим, что отражения на рентгенограмме уширены не только из-за присутствия в материале дефектов (физический фактор), но и вследствие особенностей геометрии съёмки эталонного (бездефектного) образца.

Разработаны разнообразные рентгенографические методики анализа дефектов решётки. В основе каждой из них лежит модель кристалла с определенной дефектной структурой. Например, если считать, что физическое уширение линий ( $\beta$ ) обусловлено только дисперсностью зерен (субзерен), то

$$\beta = \frac{\xi\lambda}{\langle D \rangle \cos \Theta}, \quad (27)$$

где  $\langle D \rangle$  - средний размер зёрен (блоков);  $\xi$  – численный коэффициент ( $\xi \sim 1$ ). Однако если уширение вызвано хаотически определенными по объёму дислокациями, то

$$\beta = k_0 \sqrt{\rho_D \tan \Theta}, \quad (28)$$

где  $\rho_D$  – плотность дислокаций;  $k_0$  - численный коэффициент.

В большинстве реальных ситуаций физическое уширение линий обусловлено многими причинами. В этом случае для анализа структурного состояния металла используются методики с достаточно сложным математическим аппаратом, которые позволяют с известной точностью разделить вклады различных типов дефектов.

Однако в первом приближении за характеристики «дефектности» решётки материала можно принять физическое уширение отражения  $\beta$  или при неизвестных геометрических условиях съёмки интегральную ширину  $\beta$ .

Зависимость  $\beta$  от  $\varepsilon$  имеет вид кривой с насыщением, что обусловлено особенностями формирования дислокационной структуры металла при деформации. При небольших  $\varepsilon$  наблюдается интенсивное размножение дислокаций. В этот момент пластическая деформация протекает по большей части из-за движения образовавшихся дислокаций.

Однако при большой  $\epsilon$ , когда плотность дислокаций приближается к максимальной  $(\rho_D)_{\max} \sim 10^{11} \dots 10^{12}$  см, размножение дефектов резко затрудняется и пластическая деформация происходит за счёт движения (перераспределения), уже существующих в металле.

#### **4.2 Реализация испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования на установке «Геза-ММП»**

Способ испытаний деталей машин на термостабильность в условиях термоциклирования включает: облучение поверхности детали сильноточным импульсным электронным пучком микросекундной длительности с плотностью энергии в импульсе  $w=10-90$  Дж/см<sup>2</sup> при энергии электронов  $E=100-120$  кэВ и числе импульсов, необходимом для первого появления изменений физико-химического состояния материала поверхностного слоя (химический состав, фазовый состав, структурные характеристики); определение физико-химического состояния материала поверхностного слоя методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии; определение температурного поля в поверхностном слое при облучении с использованием программы «Betain» [64-69].

Изобретение относится к способам испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования с помощью многократного поверхностного нагрева, испытываемого образцы (образцов, деталей) за счет термализации ускоренных электронной в поверхностном слое за время действия импульса и высокоскоростного охлаждения за счет теплоотвода внутрь мишени.

Изобретение может быть использовано при разработке технологии производства различных изделий, эксплуатируемых при повышенных температурах в условиях термоциклирования, а именно: в металлургической, авиационной, машиностроительной, судостроительной, космической и др. отраслях промышленности.

При разработке современных технологий металлообработки, особенно на стадии выбора материалов, применяют различные способы испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования, которые можно разделить на две большие группы: испытания при объемном нагреве и охлаждении в какой-либо среде; испытания при поверхностном нагреве и охлаждении за счет теплоотвода в объем детали. На практике чаще всего используют нагрев в муфельной печи и охлаждение в воде [3-5]. Кроме того, нашли применение «нагрев токами высокой частоты с последующим охлаждением в струе аргона» и «высокоскоростной нагрев за счет лазерного излучения в макроточке и высокоскоростное охлаждение при теплоотводе в объем детали». Первые два способа характеризуются низкой производительностью, поскольку время на реализацию одного цикла «нагрев – охлаждение» достигает нескольких минут (5-10 минут). На результаты

таких испытаний накладывається влияние окружающей среды (например, окисление) Использование лазерного нагрева в макроточке создает большие трудности в исследовании физико-химического состояния, вызывает очень большие напряжения в окрестности зоны испытаний и не позволяет с требуемой точностью фиксировать температуру в макроточке.

За прототип был выбран наиболее типичный способ испытаний «нагрев в муфельной печи с последующим охлаждением в воде (режим «закалки»). Он позволяет проводить испытания практически в любой среде (кроме вакуума) с затратой времени на цикл 5-6 минут при скоростях охлаждения 10-100 °С в секунду.

Цель изобретения – существенное увеличение производительности процесса испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования, когда полностью исключены химические процессы и механические нагрузки. Это достигается тем, что испытываемые детали помещаются в область действия пучка диаметром 10 см, облучаются при выбранных плотностях энергии (температурах в поверхностном слое), а состояние материала в поверхностных слоях исследуется методами Оже-электронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и оптической металлографии. По этим данным выбирается число циклов, которое может выстоять мишень без видимых нарушений физико-химического состояния материала поверхностных слоев.

*Способ реализуется следующим образом.*

Испытываемые детали или образцы помещают в рабочую камеру сильноточного электронного ускорителя «Геза-ММП» (рис. 2). Обработка осуществляется импульсами, с длительностью импульса десятки микросекунд. Требуемая плотность энергии в диапазоне 10-90 Дж/см<sup>2</sup> выбирается, исходя из температурных полей построенных для материала детали и из требований к ее эксплуатации. Указанные границы диапазона существования плотности энергии, позволяют проводить испытания при нагреве до температур 400-600 °С, при которых эксплуатируются лопатки компрессора ГТД, и до 2500-3000 °С, когда протекают процессы абляции и плазмообразования, что очень важно для аттестации материалов космической техники.

Отличия предлагаемого способа обусловлены физикой процессов, протекающих при облучении: высокоскоростной нагрев, плавление, испарение, абляция и высокоскоростные перекристаллизация и охлаждение. Протекание этих процессов может приводить к фазообразованию, релаксации и наведению новых остаточных напряжений, трещинообразованию, кратерообразованию, изменению химического состава, дислокационной структуры и плотности точечных дефектов [118, 113].

### 4.3 Оценка температурных полей в материале поверхностного слоя облучаемых деталей.

При помощи программы «Бетайн», с блоком для возможности работы с лопатками ГТД, который учитывал распределения химического и фазового состава по толщине поверхностного слоя, определялись поля напряжений и распределение температурных полей по поверхностному слою.

Что бы смоделировать действие электронного пучка на мишень программа применяет следующие уравнения:

уравнения механики сплошной среды (упругопластическая модель)

$$\frac{dv_z}{dt} = \frac{1}{\rho} \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z}; \quad (29) \quad \text{уравнение движения;}$$

$$\frac{1}{V} \frac{dV}{dt} = \frac{\partial v_z}{\partial z}; \quad (30) \quad \text{уравнение непрерывности;}$$

$$\frac{dU}{dt} = \frac{\sigma_{zz}}{\rho} \cdot \frac{1}{V} \frac{dV}{dt} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial}{\partial z} \left( \kappa \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \frac{1}{\rho} D(z, t); \quad (31) \quad \text{уравнение для энергии;}$$

уравнения для девиаторов напряжений и условие текучести:

$$\sigma_{zz} = -P(\rho, T) + s_{zz}; \quad (32)$$

$$\frac{ds_{zz}}{dt} = \frac{4}{3} \mu \frac{\partial v_z}{\partial z}; \quad (33)$$

$$\frac{ds_{zz}}{dt} = \frac{ds_{zz}}{dt} = -\frac{2}{3} \mu \frac{\partial v_z}{\partial z}; \quad (34)$$

$$s_{zz}^2 + s_{\theta\theta}^2 + s_{\phi\phi}^2 = \frac{2}{3} Y_0^2; \quad (35)$$

$$P_{\text{min}} = -\frac{1}{3} Y_0^2; \quad (36)$$

$P = P(\rho, T)$ ; широкодиапазонное уравнение состояния;

мощность дозы (функция энерговыведения):

$$D(z, t) = \int d\Omega \int dT^{(b)} B(T^{(b)}) \Psi(z, \Omega, T^{(b)}); \quad (37)$$

$B(T^{(b)})$  – удельные потери энергии.

Уравнение переноса для излучения имеет следующий вид:

$$\hat{L} \Psi(z, \Omega, T^{(b)}) = S; \quad (38)$$

где,  $\Psi(z, \Omega, T^{(b)})$  - дифференциальная по углам и энергиям плотность потока частиц;  $S$  –

функция источника частиц пучка;  $\hat{L}$  - оператор переноса.

Модель переноса электронов учитывает процессы упругого рассеяния, флуктуации потерь энергии в неупругих столкновениях и рождения вторичных электронов.

Было определено, что при облучении лопаток из ЖС6У и ЖС32 с покрытием СДП-2 образуется ударная волна с амплитудой 10 МПа при плотности энергии, с протекающим процессом испарения материала, и 0,1 МПа для режима плавления. Результаты расчетов продемонстрированы на рисунках 22 и 23.

Это говорит о том, что обработка электронным пучком позволяет осуществлять высокоскоростную термомеханическую обработку, при которой слой материала 20-30 мкм нагревается до температуры плавления и выше, подвергается механическому нагружению и за счет теплопроводности происходит высокоскоростное охлаждение.

В связи с тем, что какая-либо информация о состоянии и свойствах жаропрочных никелевых сплавов после данной обработки отсутствует, то имеется потребность экспериментально исследовать то, как влияет электронно-лучевое воздействие на фазовый и химический составы, структуру и провести испытания образцов до и после обработки СИЭП.

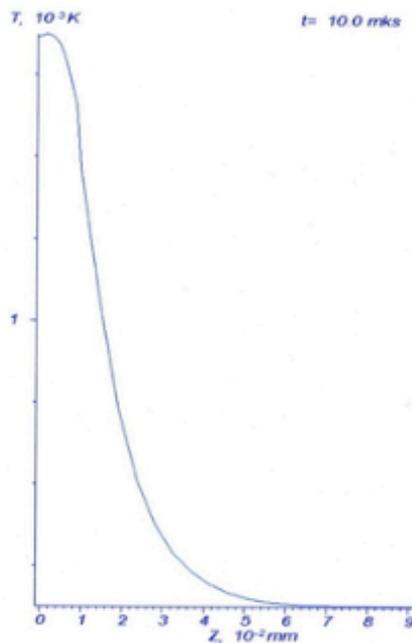


Рисунок 22 - Распределения напряжения и температуры по толщине поверхностного слоя покрытия СДП-2 через 10 мкс после начала облучения СИЭП с плотностью энергии в импульсе -  $45 \text{ Дж/см}^2$ , энергии электронов 120 кэВ и длительности импульса 20 мкс.

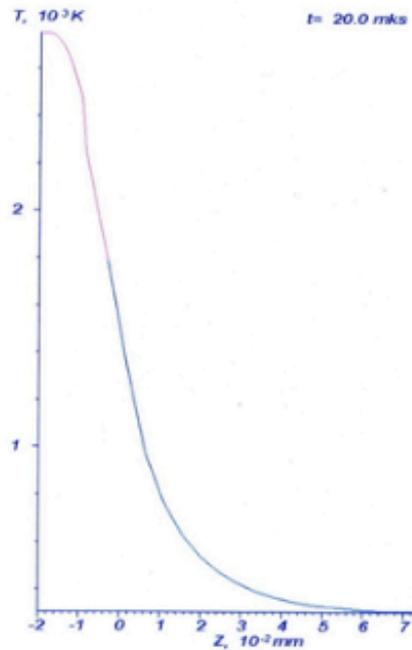


Рисунок 23 - Распределения напряжения и температуры по толщине поверхностного слоя покрытия СДП-2 после окончания действия импульса (20 мкс) при облучении СИЭП с плотностью энергии в импульсе - 45 Дж/см<sup>2</sup>, энергии электронов 120 кэВ.

Температурные профили для титановых сплавов представлены на рисунке 24.

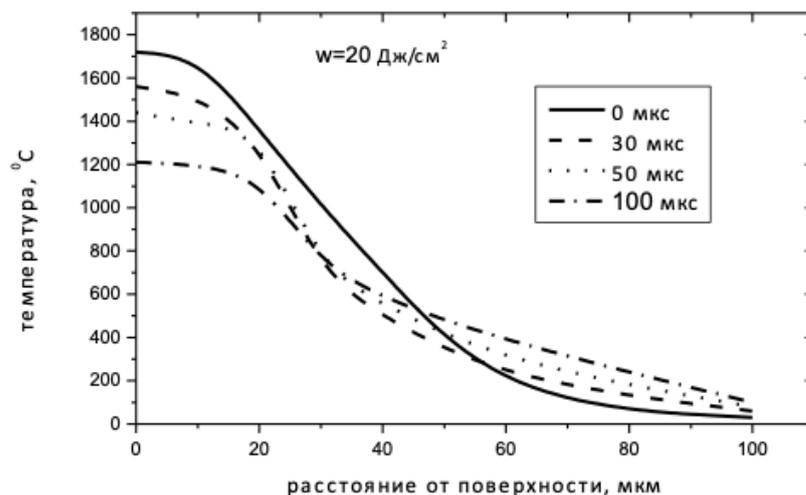
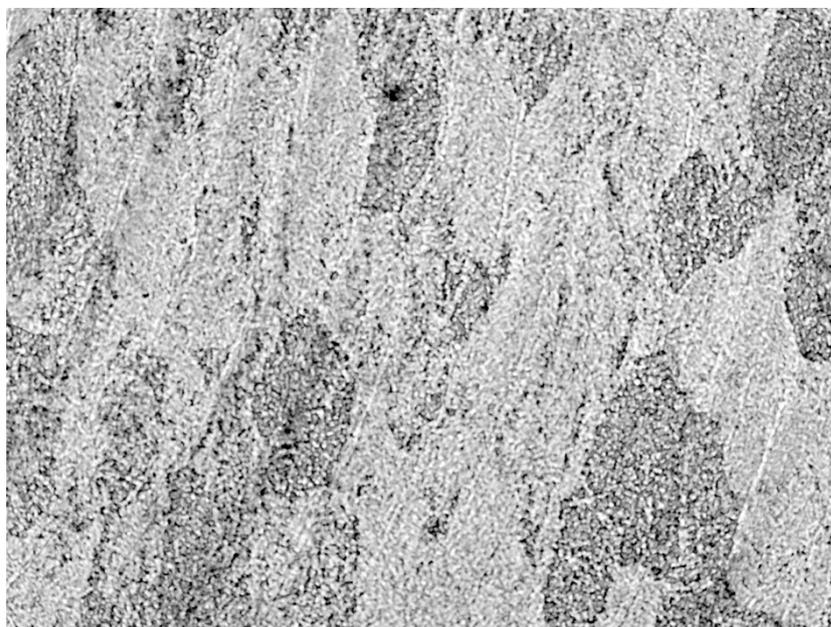


Рисунок 24 - Температурные профили в поверхностном слое облученных мишеней из сплава ВТ6 после завершения действия импульса.

#### 4.4 Исследование топографии поверхности, фазового состава, текстуры и суб-микроструктуры в поверхностных слоях мишеней после испытаний.

*Пример 1. Испытания деталей из титановых сплавов с последующим анализом топографии поверхности.*

Из прутка, который предварительно проходил термомеханическую обработку (ковку) в трех направлениях при температуре в  $\alpha+\beta$ -области, были изготовлены для испытаний образцы-таблетки размером 25x5 мм. После реализации испытаний проводился анализ топографии поверхности образцов. Фотографии поверхности представлены на рисунках 25-42.



x 50

Рисунок 25 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза -ММП при плотностях энергии 15 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1120 °С). Число импульсов – 5.



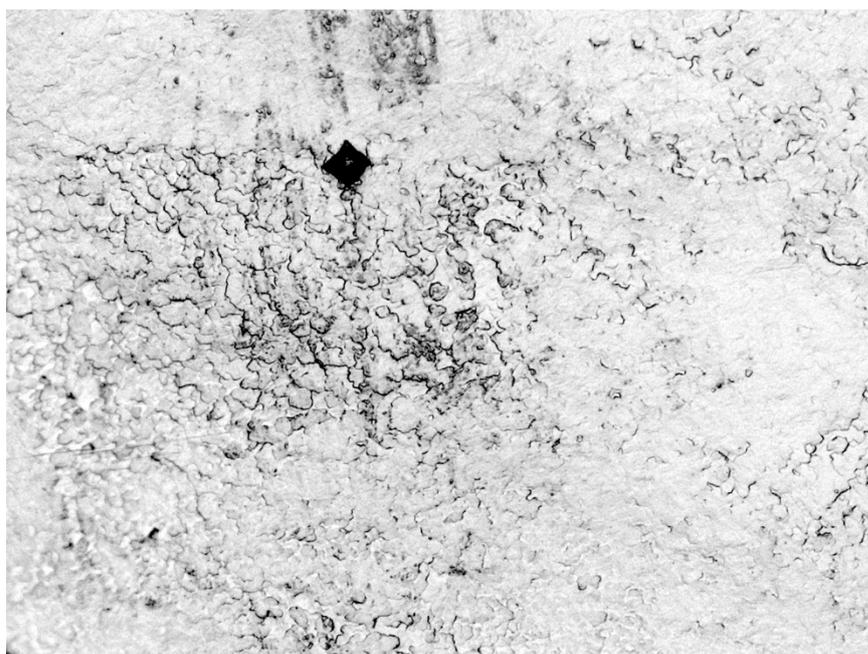
x 100

Рисунок 26 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 15 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1120 °С). Число импульсов – 9.



x 200

Рисунок 27 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 15 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1120 °С). Число импульсов – 10.



x 200

Рисунок 28 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 15 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1120 °С). Число импульсов – 15.



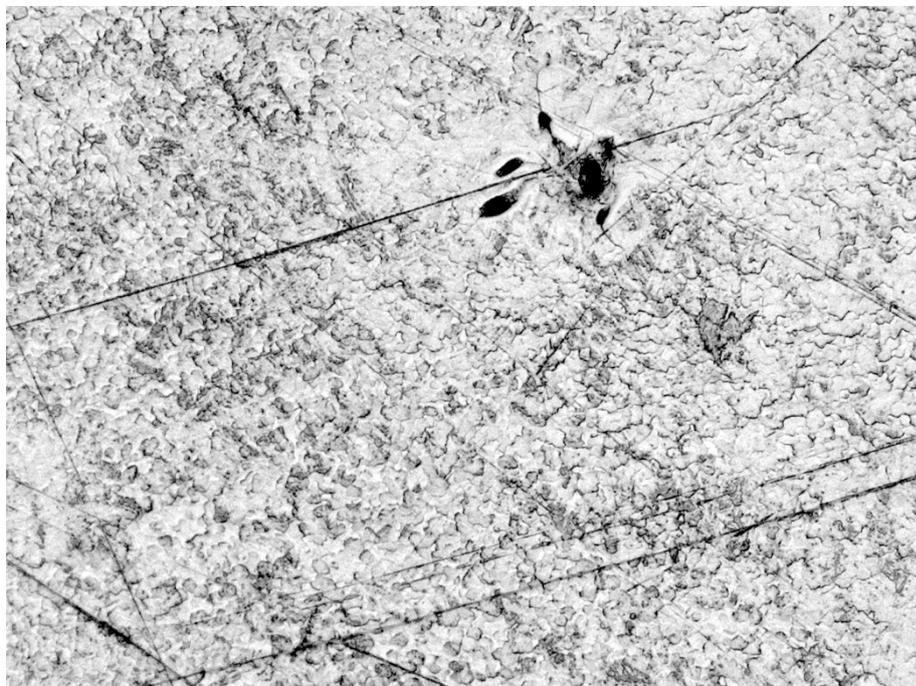
x 200

Рисунок 29 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 18 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1380 °С). Число импульсов – 9.



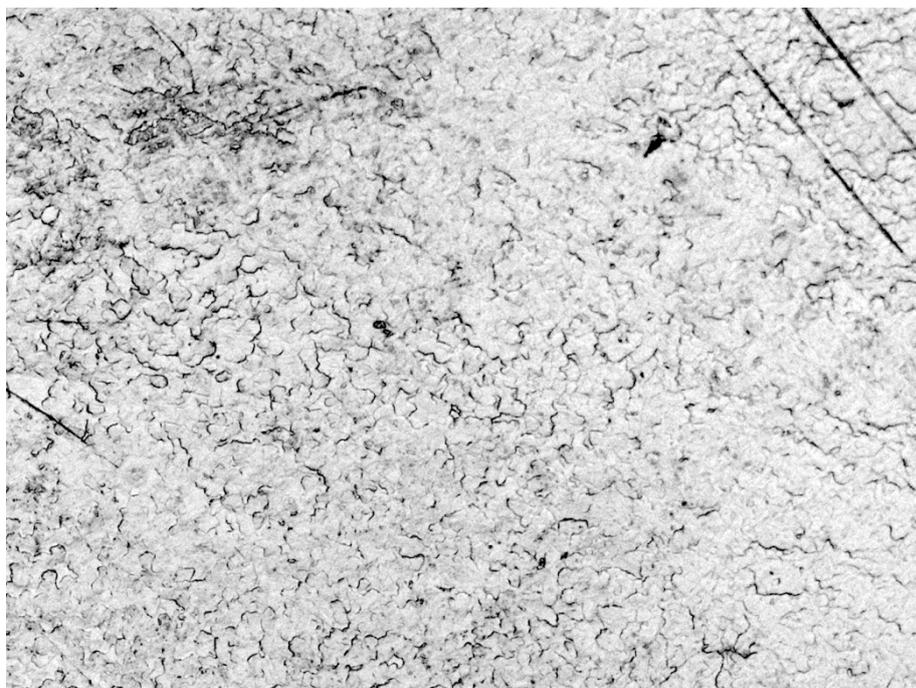
x 50

Рисунок 30 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 22 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1690 °С). Число импульсов – 5.



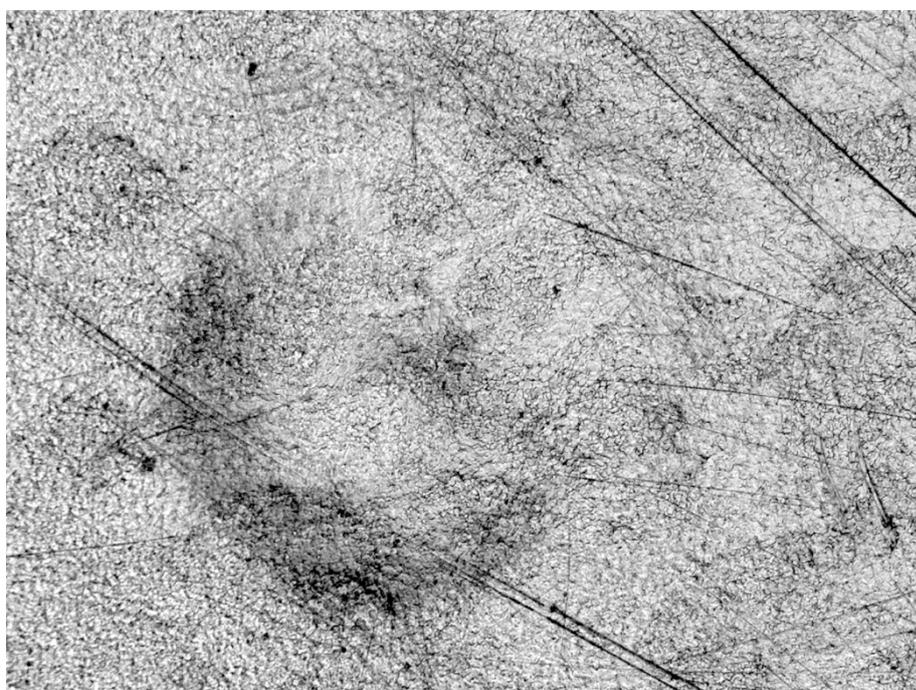
x 200

Рисунок 31 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 22 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1690 °С). Число импульсов – 5.



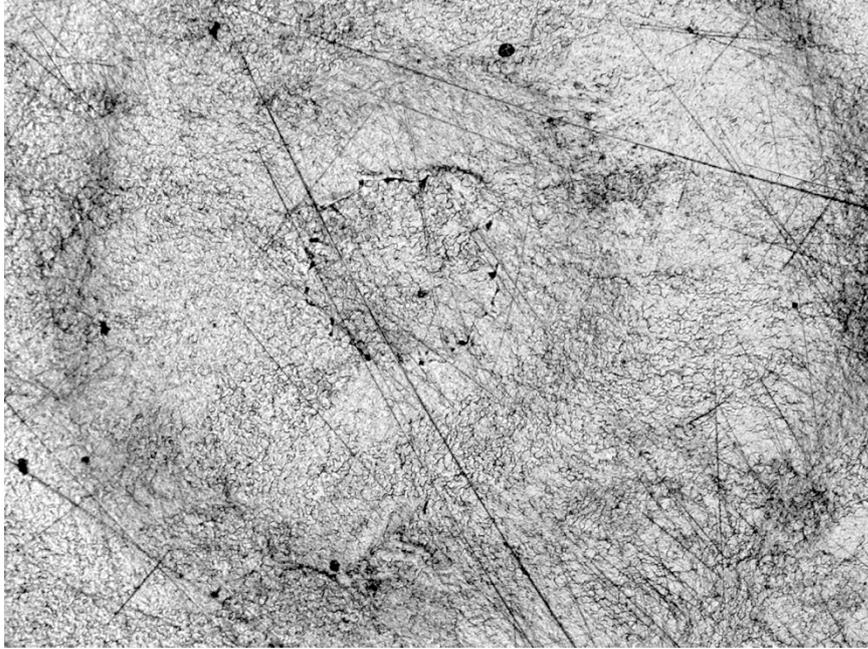
x 200

Рисунок 32 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 22 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 1690 °С). Число импульсов – 5.



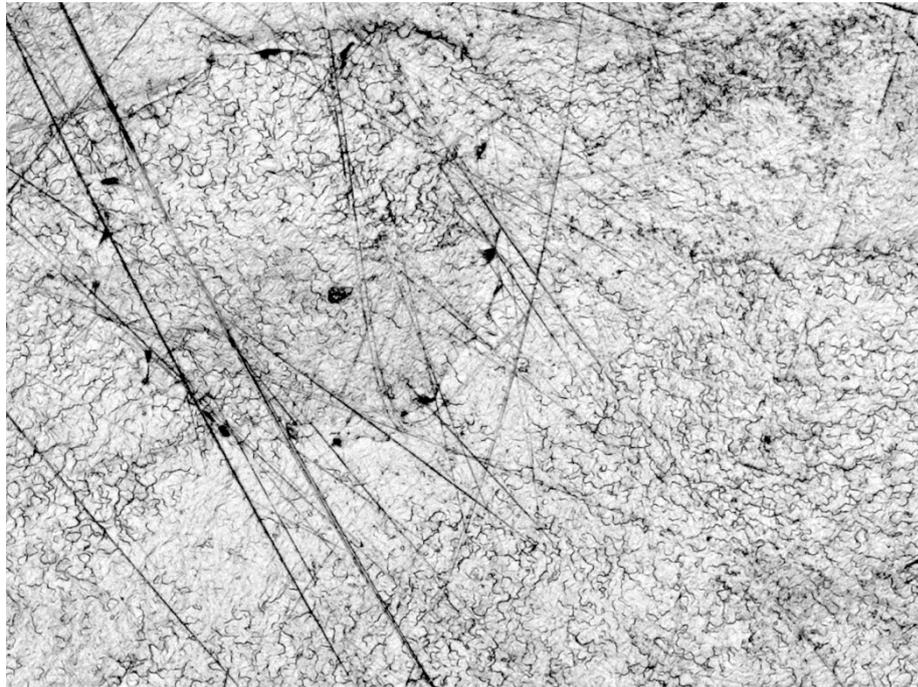
x 50

Рисунок 33 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 40 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 2560 °С). Число импульсов – 3.



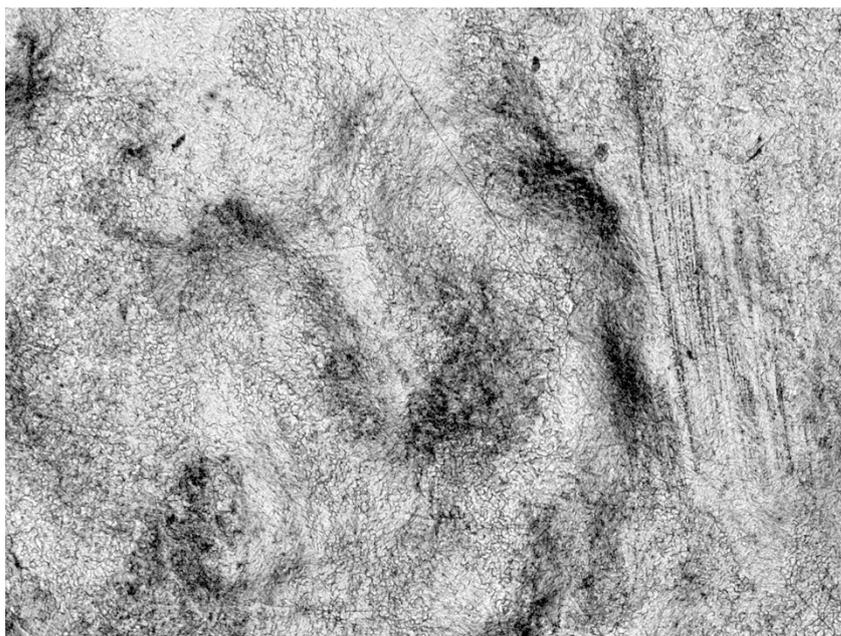
x 50

Рисунок 34 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии  $40 \text{ Дж/ см}^2$  (температура  $2560 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Число импульсов – 3



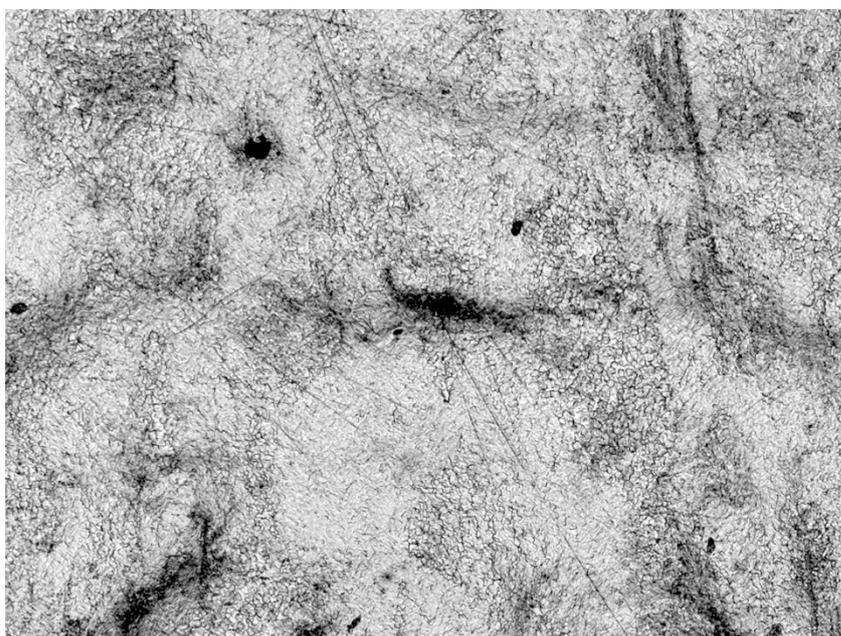
x 100

Рисунок 35 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии  $40 \text{ Дж/ см}^2$  (температура  $2560 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Число импульсов – 3.



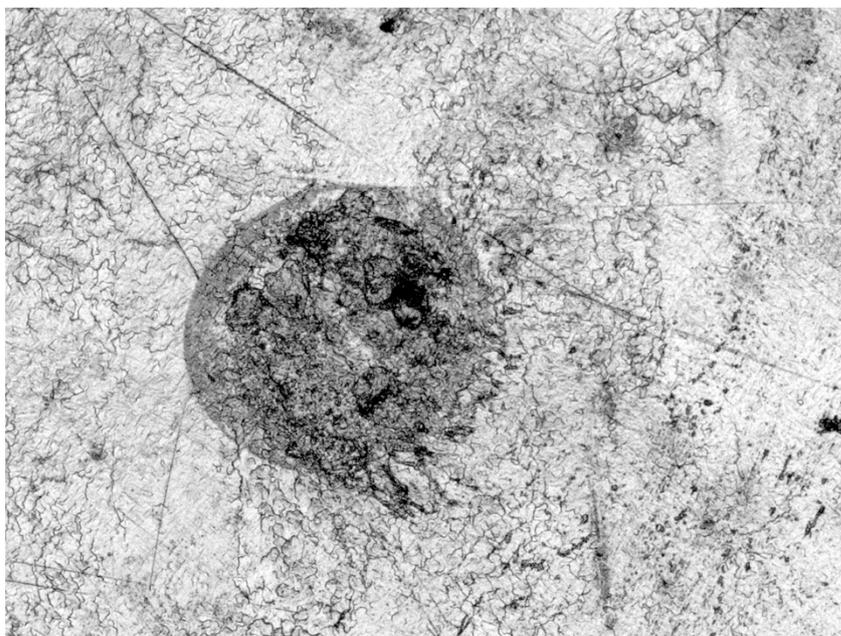
x 50

Рисунок 36 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 45 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 2720 °С). Число импульсов – 3.



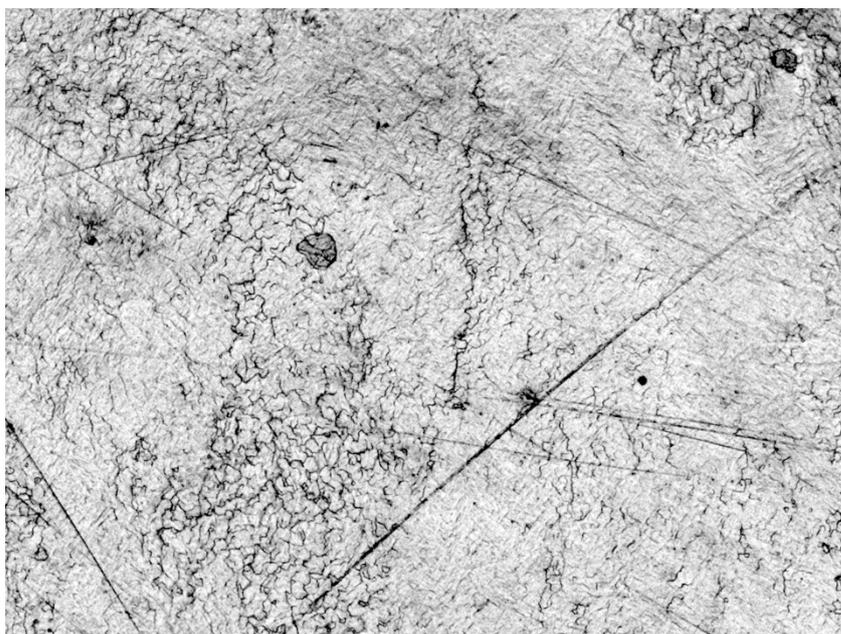
x 50

Рисунок 37 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 45 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 2720 °С). Число импульсов – 3.



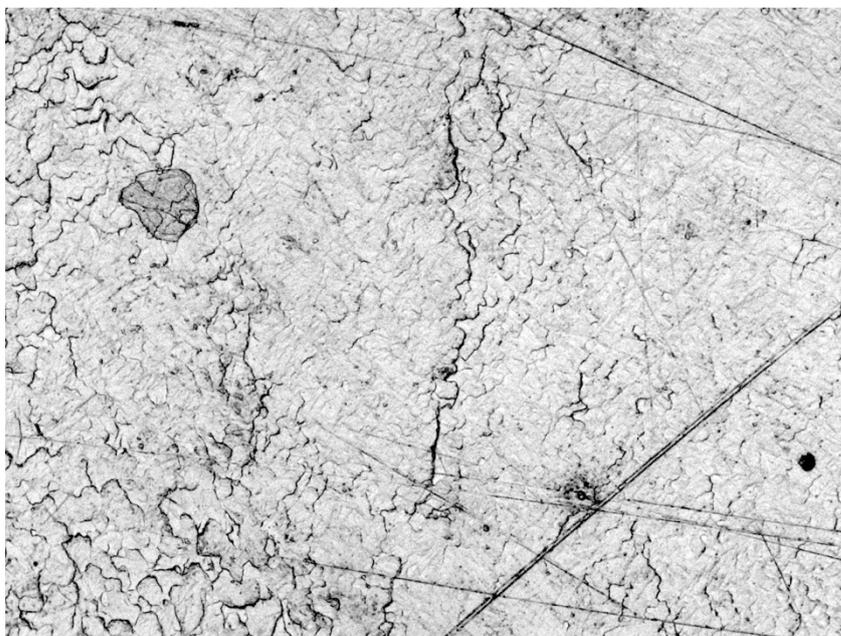
x 100

Рисунок 38 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии  $45 \text{ Дж/ см}^2$  (температура  $2720 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Число импульсов – 3.



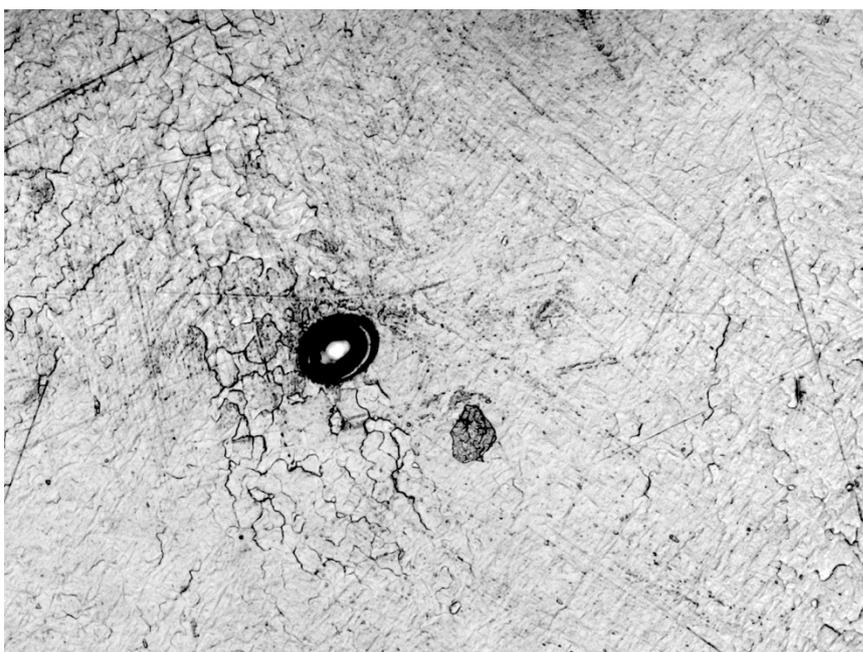
x 100

Рисунок 39 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии  $45 \text{ Дж/ см}^2$  (температура  $2720 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Число импульсов – 3.



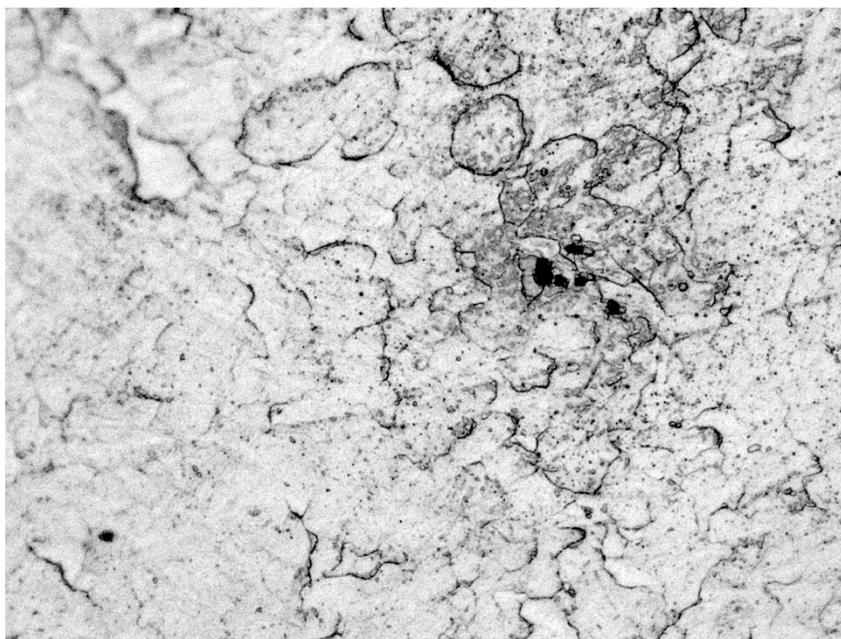
x 200

Рисунок 40 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 45 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 2720 °С). Число импульсов – 3.



x 200

Рисунок 41 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 45 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 2720 °С). Число импульсов – 3.



x 500

Рисунок 42 -Топография поверхности образца из сплава ВТ9 после испытаний на ускорителе Геза - ММП при плотностях энергии 45 Дж/ см<sup>2</sup> (температура 2720 °С). Число импульсов – 3.

Полученные данные свидетельствуют о том, что титановые сплавы нестабильны даже при достаточно «мягких» режимах облучения 15 Дж/см<sup>2</sup> даже с позиций формируемой топографии поверхности.

*Пример 2. Испытания деталей из титановых сплавов с анализом текстуры.*

Проведено послойное рентгеновское изучение трех серий модельных образцов из сплавов ВТ6, ВТ8 и ВТ9, подвергнутых испытаниям на термостабильность в условиях термоциклирования с использованием пучка электронов с энергией ~120 КэВ при разных общих плотностях энергии (12-16, 18-20 и 26-30 Дж/см<sup>2</sup>; 4 импульса по 15 мкс). Образцы представляли собой круглые таблетки диаметром 26 мм и толщиной 5 мм, изготовленные путем разрезания цилиндрического прутка. Проводилось полирование стороны таблетки, предназначенной для обработки электронным пучком. Был исследован самый верхний поверхностный слой обработанных таблеток, а также слои, отстоящие от поверхности на 10, 20 и 30 мкм. Кроме того, исследовалась задняя сторона образцов, не обработанная электронным пучком; при ее подготовке к рентгеновской съемке шлифованием и травлением удалялся слой толщиной ~ 50 мкм, структура которого была искажена при разрезании прутка на таблетки.

При рассмотрении полученных экспериментальных результатов следует учитывать весьма сложный характер структурных и текстурных изменений, вызываемых электронной обработкой в поверхностном слое образцов. По мере удаления от обрабатываемой

поверхности таблетки максимальная достигаемая температура снижается и последовательные слои характеризуются преобладающим протеканием следующих процессов: (1) плавление с последующей кристаллизацией и закалкой из  $\beta$ -области; (2) нагрев до температур  $\beta$ -области с последующей закалкой; (3) нагрев до температур  $(\alpha+\beta)$ -области с последующей закалкой; (4) нагрев до температур ниже границы  $\alpha$ - и  $(\alpha+\beta)$ -областей. Если суммарная энергия электронного пучка недостаточна для расплавления поверхностного слоя таблетки, слой (1) может отсутствовать и вероятность локальной аморфизации резко снижается [115, 117].

Рентгеновское исследование образцов включало фазовый анализ, регистрацию профиля рентгеновских линий, изучение кристаллографической текстуры по методу прямых полюсных фигур, измерение макронапряжений по методу  $\sin^2\psi$ .

Целесообразность использования текстурного анализа при изучении образцов, обработанных электронным пучком, обусловлена чрезвычайно высокой чувствительностью текстуры, формирующейся в тех или иных слоях, к особенностям протекания в них структурообразующих процессов. Текстура дает возможность описать предысторию исследуемых образцов, повторяя симметрию применяемой схемы деформации. Существующие ориентации зерен в различных типах кристаллических решеток, прошедших различные механические обработки, имеют устойчивость к сжатию, растяжению и их сочетание. [79]

Исходные прутки из титановых сплавов были получены прокаткой в  $\beta$ -области, так что при температуре деформации в них должна была сформироваться текстура изделий с аксиальной симметрией, характерная для металлических материалов с ОЦК-решеткой: с осью растяжения вдоль оси прутка должны совпадать кристаллографические оси  $\langle 011 \rangle$ . При этом другие оси того же типа располагаются на угловых расстояниях  $60^\circ$  и  $90^\circ$  от оси прутка. Последующее охлаждение прокатанного прутка сопряжено с прохождением  $\beta \rightarrow \alpha$  превращения при ориентационном соотношении  $\{011\}_\beta \parallel (0001)_\alpha$ ,  $\langle 111 \rangle_\beta \parallel \langle 11.0 \rangle_\alpha$ . В результате зерна образующейся  $\alpha$ -фазы имеют такие ориентации, при которых их базисные оси  $[0001]$  расположены параллельно осям  $\langle 011 \rangle$  исходной  $\beta$ -фазы. Если в исходной  $\beta$ -фазе формируется аксиальная текстура, то та же аксиальная текстура будет наследоваться и  $\alpha$ -фазой.

Аксиальная текстура, характеризующаяся расположением кристаллографических осей по окружностям полюсной фигуры, действительно наблюдается на полюсных фигурах некоторых слоев для  $\alpha$ -фазы. Лучше всего такая аксиальность выражена у образцов из сплава ВТ8, облученных по двум более слабым режимам, а также на задней стороне образца, обработанного по третьему режиму. Есть все основания полагать, что эта текстура

соответствует текстуре деформации исходного прутка, - это подтверждается угловыми расстояниями кольцевых максимумов от центра полюсных фигур. Именно на таких расстояниях от центра должны находиться текстурные максимумы в случае деформации образцов растяжением вдоль нормали к исследуемой поверхности таблеток, то есть вдоль оси исходного прутка, параллельно которой располагаются кристаллографические оси  $\langle 011 \rangle_{\beta}$ .

Если говорить о текстурах необлученных образцов, то здесь наблюдается преимущественно текстуры растяжения остаточной  $\beta$ -фазы компоненты  $\langle 001 \rangle$ . Здесь можно сослаться на появление оси  $\langle 001 \rangle$  в качестве прокатки или направления растяжения в некоторых сплавах с ОЦК-решеткой, особенно, когда деформация протекает при высоких температурах.

В то же время, однако, высокий уровень бестекстурного фона на этих полюсных фигурах указывает, что при изготовлении прутков существенная роль принадлежала некристаллографическому механизму деформации, состоящему во взаимном проскальзывании зерен по границам и вызывающему беспорядочную переориентацию зерен. Как известно, этот механизм деформации наиболее легко активизируется в условиях фазового превращения при температурах  $(\alpha+\beta)$ -области, когда объемные доли фаз взаимно сопоставимы. В процессе прокатки прутка вследствие его постепенного охлаждения такая ситуация вполне вероятна.[117]

Наиболее важным непрогнозируемым эффектом электронного облучения представляется резкое изменение текстуры образца при повышении суммарной плотности энергии пучка, по крайней мере, в слоях, близких к облучаемой поверхности. Так, на полюсных фигурах  $\alpha$ -фазы для образца из сплава ВТ8, облученного по третьему режиму (26-30 Дж/см<sup>2</sup>), текстурные максимумы изменяют и свою форму, и свое расстояние от центра по сравнению с наблюдавшимися при более слабых режимах облучения таким образом, как если бы зерна образца переориентировались под воздействием сжатия вдоль нормали к его поверхности. Такое сжатие может являться результатом воздействия ударных волн, возникающих при импульсах электронного облучения. Даже сравнительно невысокие давления могут вызвать пластическую деформацию сжатием слоя материала, разогретого до достаточно высокой температуры, с формированием в нем соответствующей текстуры, что в действительности и наблюдается.

Сжатие, происходящее из-за облучения деталей, способствует формированию текстуры, которая сильно отличается от исходной. В  $\beta$ -фазе вдоль нормали к оси таблетки, совпадавшей в исходном прутке с направлением растяжения, под облучением устанавливаются оси  $\langle 001 \rangle_{\beta}$  и  $\langle 111 \rangle_{\beta}$ , устойчивые в ОЦК-решетке по отношению к

деформации сжатием. Соответственно, компоненты с зернами, в которых плоскости  $\{001\}$  и  $\{111\}$  перпендикулярны оси сжатия, являются главными в металлах с ОЦК-решеткой в текстурах сжатия. Если придерживаться ориентационного соотношения, указанного ранее, то после  $\beta \rightarrow \alpha$  фазового перехода, то в зернах сформировавшейся  $\alpha$ -фазы осуществляются две возможности: базисные плоскости  $(0001)$  отстоят от плоскости поверхности на  $45^\circ$  (и на  $90^\circ$ ); плоскости  $\{11.0\}$  параллельны плоскости поверхности или отстоят от нее на  $60^\circ$ . [79]

Однако, если у образцов из ВТ9 текстура растяжения при первом приближении была аксиальной, то образовавшаяся вместо нее текстура сжатия таковой не является. Похоже, что это вызвано особенностями переориентации зерен в условиях осевой деформации. Чтобы из аксиальной текстуры растяжения сформировалась аксиальная текстура сжатия, все зерна должны деформироваться и переориентироваться взаимно независимо. Между тем, первоначальная активизация скольжения лишь в каких-то зернах придает начавшейся деформации асимметричный характер и превращает ее из аксиальной в двухосную. В результате, переориентация зерен, начавших деформироваться позднее первых, каким-то образом адаптируется к их переориентации, так что вместо кольца на полюсных фигурах  $\{011\}_\beta$  или производной  $(0001)_\alpha$  мы получаем 4 изолированных максимума, соответствующих единственной ориентировке  $\beta$ -зерен, симметричной относительно нормали к поверхности таблетки и устойчивой по отношению к сжатию вдоль этой нормали.

Каждый из использованных режимов облучения характеризуется своим послойным распределением температуры нагрева, так что в равноотстоящих от поверхности слоях образцов, обработанных по разным режимам, при облучении достигались разные температуры. Структурные изменения, обнаруживающиеся в определенном слое образца, облученного по режиму 2, в случае облучения по режиму 3 должны наблюдаться в слое, отстоящем от поверхности на большем расстоянии. И напротив, изменения, наблюдаемые в некотором слое при облучении по режиму 3, в случае облучения по режиму 2 должны наблюдаться на меньшей глубине.

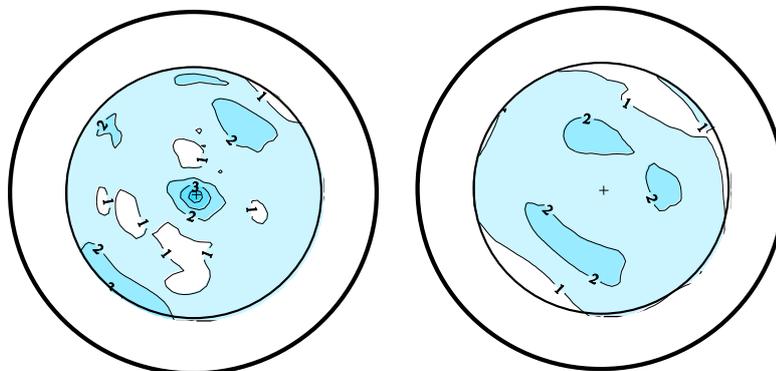
Лучше всего этот сдвиг по режимам облучения наблюдается по текстурным полюсным фигурам  $\{001\}_\beta$ -фазы, которая по какой-то причине ведет себя рассогласованно с  $\alpha$ -фазой. Как уже указывалось выше, у материалов с ОЦК-решеткой вдоль оси растяжения устанавливается ось  $\langle 011 \rangle$ , а вдоль оси сжатия – оси  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ . Тогда на ПФ  $\{001\}_\beta$  текстуре растяжения соответствуют кольца с радиусами  $45^\circ$  (и  $90^\circ$ ), а текстуре сжатия – максимум в центре и кольцо с радиусом  $55^\circ$ . Текстура растяжения в чистом виде наблюдается на поверхности образцов из сплава ВТ6 при режиме облучения 2 и на глубине

10 мкм при режиме облучения 3, когда в  $\alpha$ -фазе уже сформировалась текстура сжатия. В образцах из сплава ВТ9 при развитой текстуре сжатия  $\alpha$ -фазы и появившейся компоненте сжатия в текстуре  $\beta$ -фазы эта последняя содержит интенсивную аксиальную компоненту текстуры растяжения и на поверхности при режиме 2, и на глубине 10 мкм при режиме 3. На глубине 20 мкм при режиме 3 еще сохраняются следы аксиальной текстуры растяжения при усилении компоненты текстуры сжатия. Следовательно, в  $\beta$ -фазе исходная текстура растяжения прутка сохраняется при облучении до большей глубины, чем в  $\alpha$ -фазе. Очевидно,  $\beta$ -фаза, образующаяся в процессе  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения, в поверхностном слое более восприимчива к деформирующему воздействию ударных волн, чем  $\beta$ -фаза, такого превращения не претерпевающая. В то же время при достаточном удалении от поверхности это различие устраняется, как если бы деформирующее воздействие ударных волн усиливалось. Этот эффект может объясняться тем, что ударные волны с наименьшим ослаблением распространяются в твердой фазе, тогда как по мере нарушения дальнего порядка вблизи поверхности облучаемых образцов их рассеяние усиливается.

Описанный эффект изменения текстуры облучаемых образцов проявляется в разной степени в зависимости от сплава, режима испытаний и расстояния слоя от поверхности. В связи с обнаруженным изменением текстуры прутка под воздействием облучения электронами следует упомянуть еще один механизм, рассматриваемый обычно применительно к случаям облучения электронами без сопутствующего заметного повышения температуры мишени. Когда обладающие достаточно высокой энергией электроны порождают в облучаемой матрице внедренные атомы и вакансии, благодаря высокой подвижности внедренные атомы оказываются короткоживущими, тогда как вакансии объединяются в более устойчивые дислокационные петли, перемещающиеся в поле напряжений и способные вызвать заметную переориентацию зерен.

Результаты исследований [115, 117], представленные в виде прямых полюсных фигур, представлены на рисунках 43-57.

Исходная  
шлифованная  
поверхность



$\Delta t = 50$  мкм

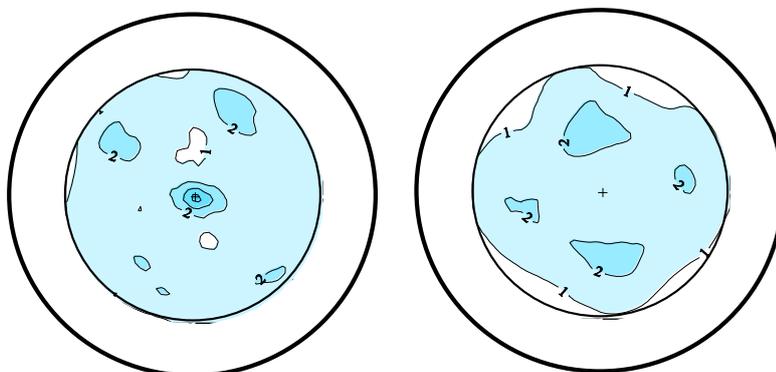


Рисунок 43 - ППФ (0001) и {11.0} альфа фазы Ti необлученных образцов  
сплава VT6

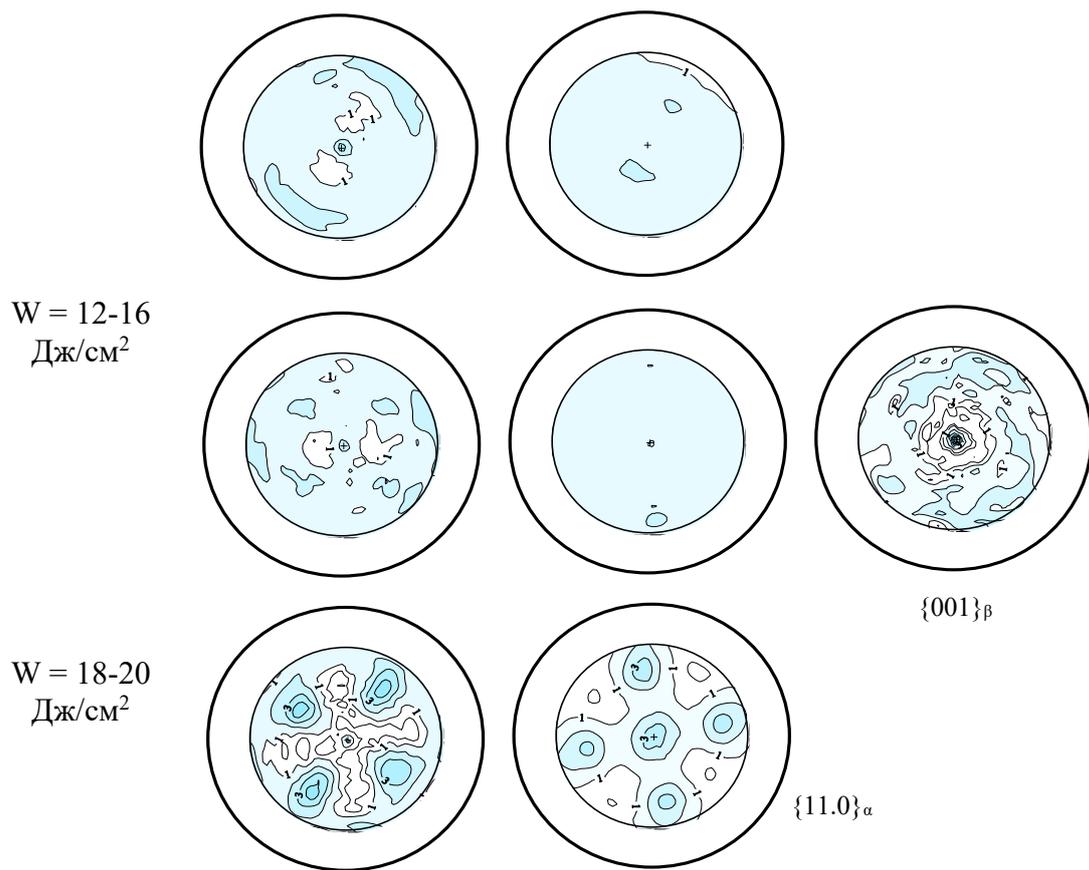


Рисунок.44 - ППФ (0001), {11.0} α-фазы и {001} β-фазы для поверхностного слоя образцов сплава ВТ6, подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам

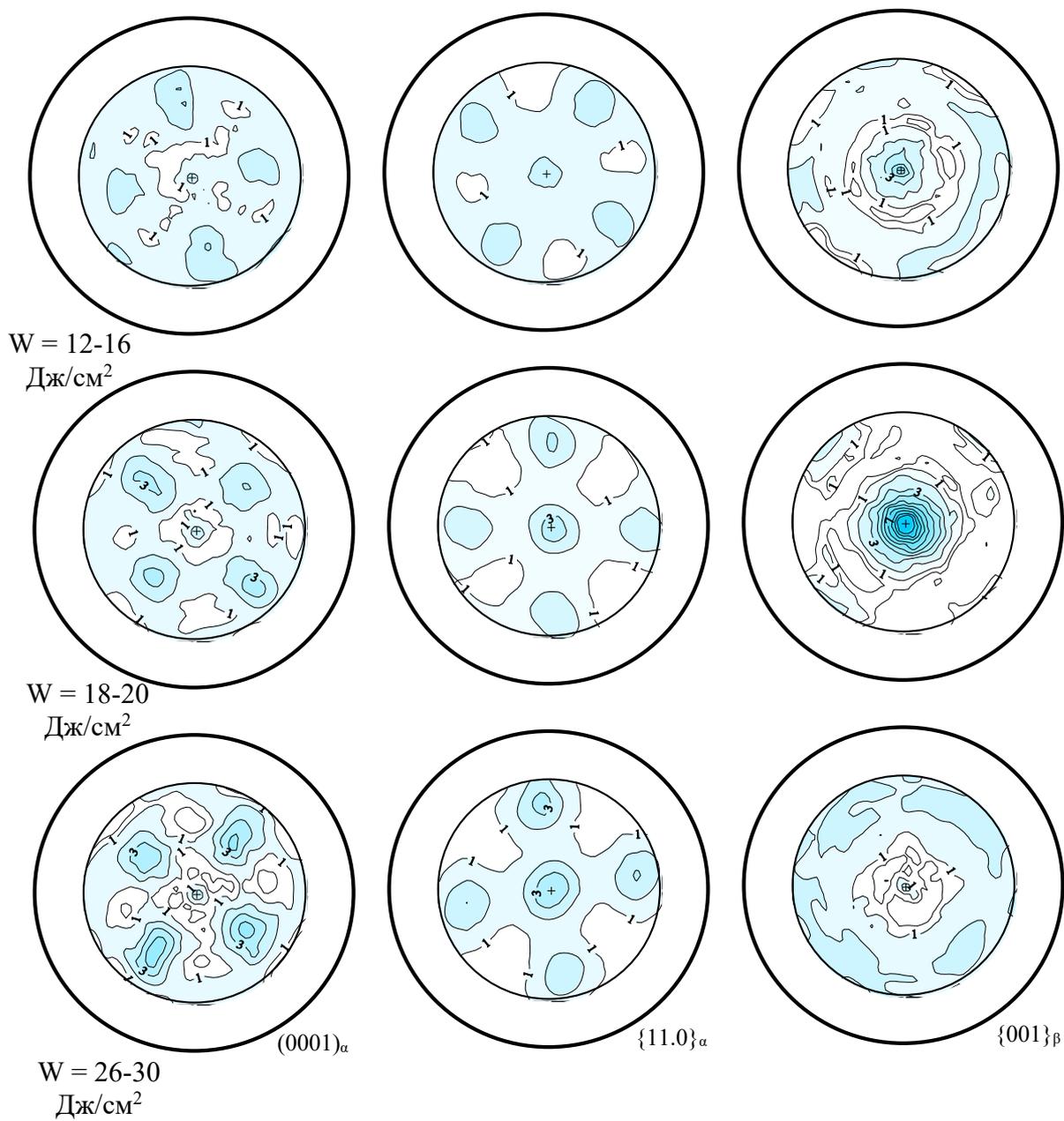


Рисунок 45 - ППФ (0001), {11.0}  $\alpha$ -фазы и ПФ {001}  $\beta$ -фазы для образцов сплава ВТ6, подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам.

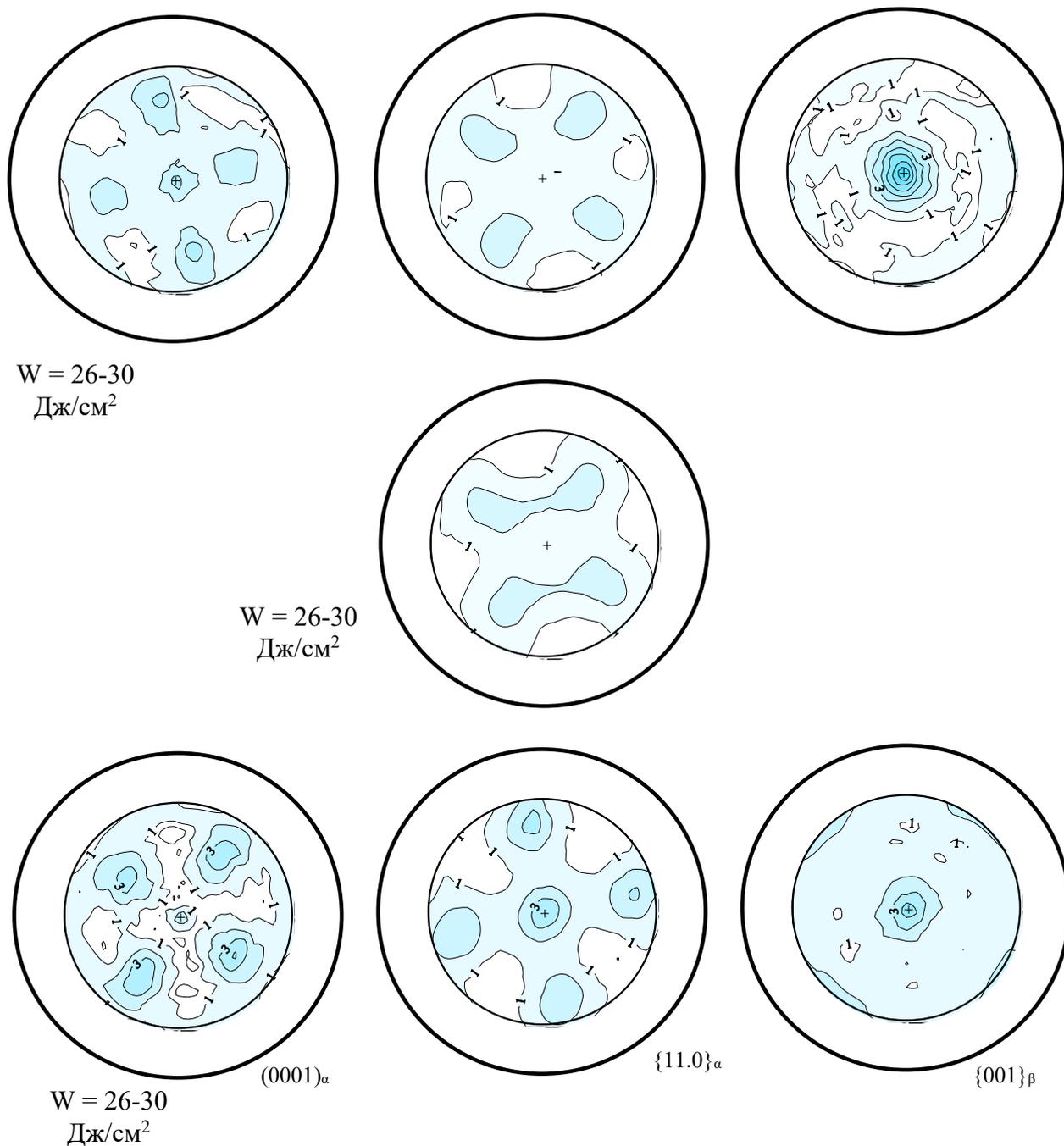
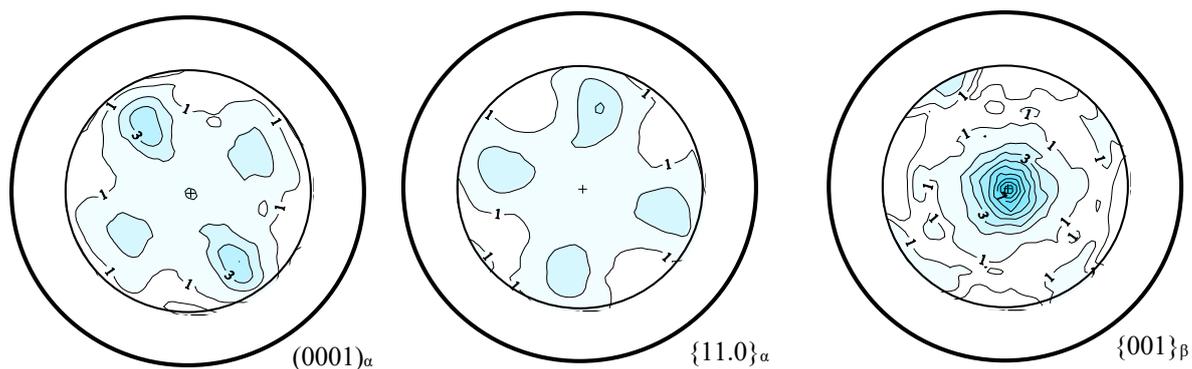


Рисунок 46 - ППФ  $(0001)_\alpha$ ,  $\{11.0\}_\alpha$ -фазы и ПФ  $\{001\}_\beta$  для образцов сплава ВТ6 подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам. Удалён поверхностный слой толщиной 20 мкм. Две ПФ  $\{11.0\}_\alpha$  для образца облучённого по режиму 12-16 Дж/см<sup>2</sup> сняты для двух отражений при разделении линии  $\{11.0\}_\alpha$ . Верхняя ПФ соответствует старому угловому положению  $2\theta$ , а нижняя новому.



W = 26-30  
Дж/см<sup>2</sup>

Рисунок 47 - ППФ (0001), {11.0} α-фазы и ПФ {001} β-фазы для обратной стороны образца сплава ВТ6, подвергнутого облучению электронным пучком по режиму 26-30 Дж/см<sup>2</sup>.

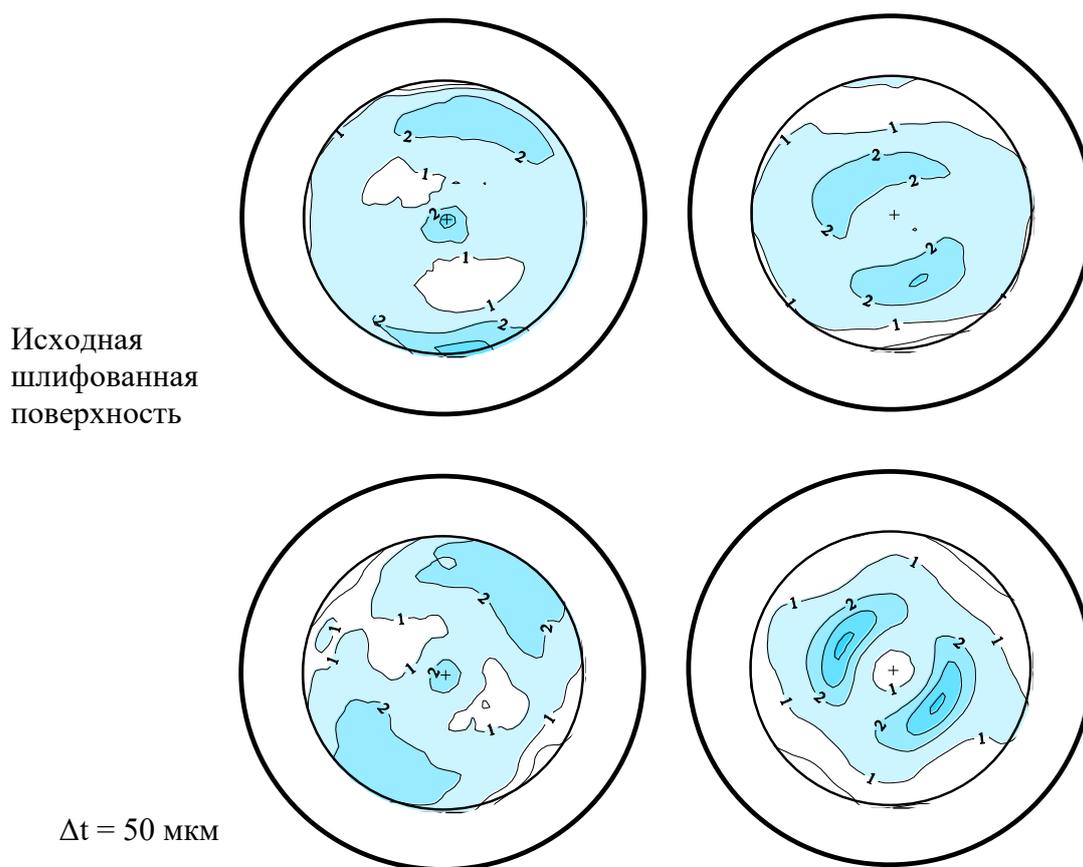


Рисунок 48 - ППФ (0001) и {11.0} α-фазы для необлученного образца сплава ВТ8

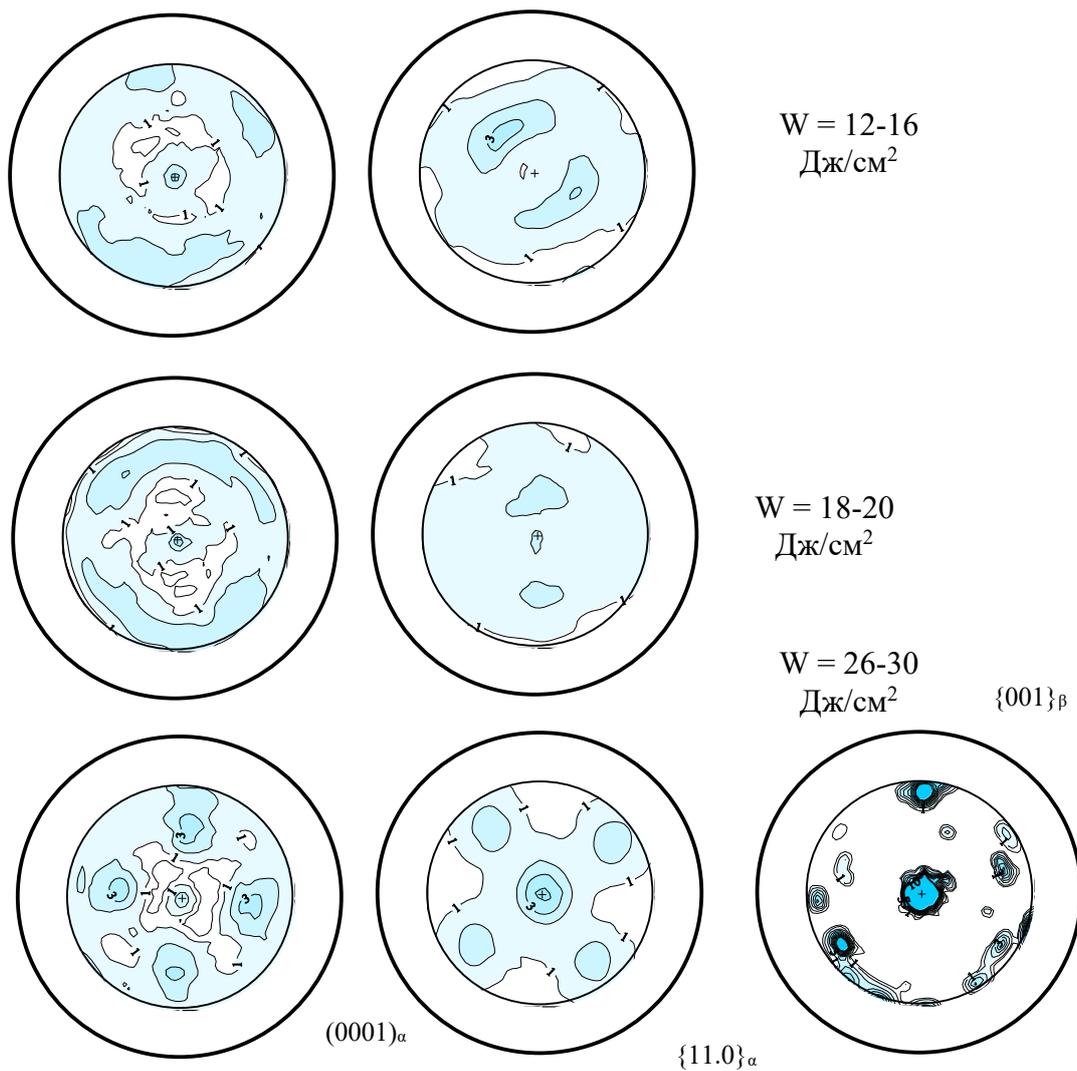


Рисунок 49 - ППФ (0001), {11.0} α-фазы и ПФ {001} β-фазы для поверхностного слоя образцов сплава ВТ8, подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам.

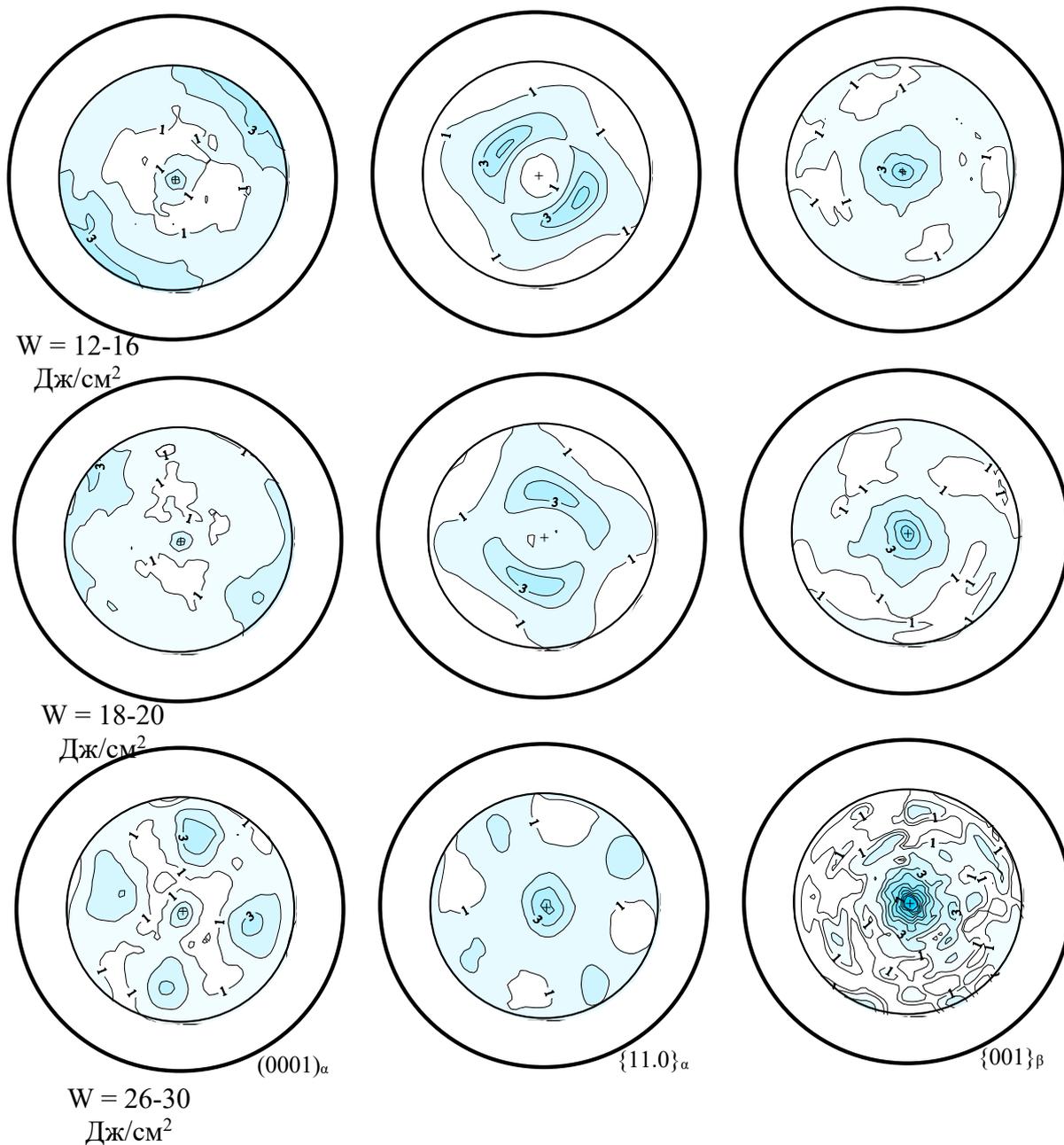


Рисунок 50 - ППФ (0001), {11.0}  $\alpha$ -фазы и ПФ {001}  $\beta$ -фазы для образцов сплава ВТ8, подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам.

Удалён поверхностный слой толщиной 10 мкм.

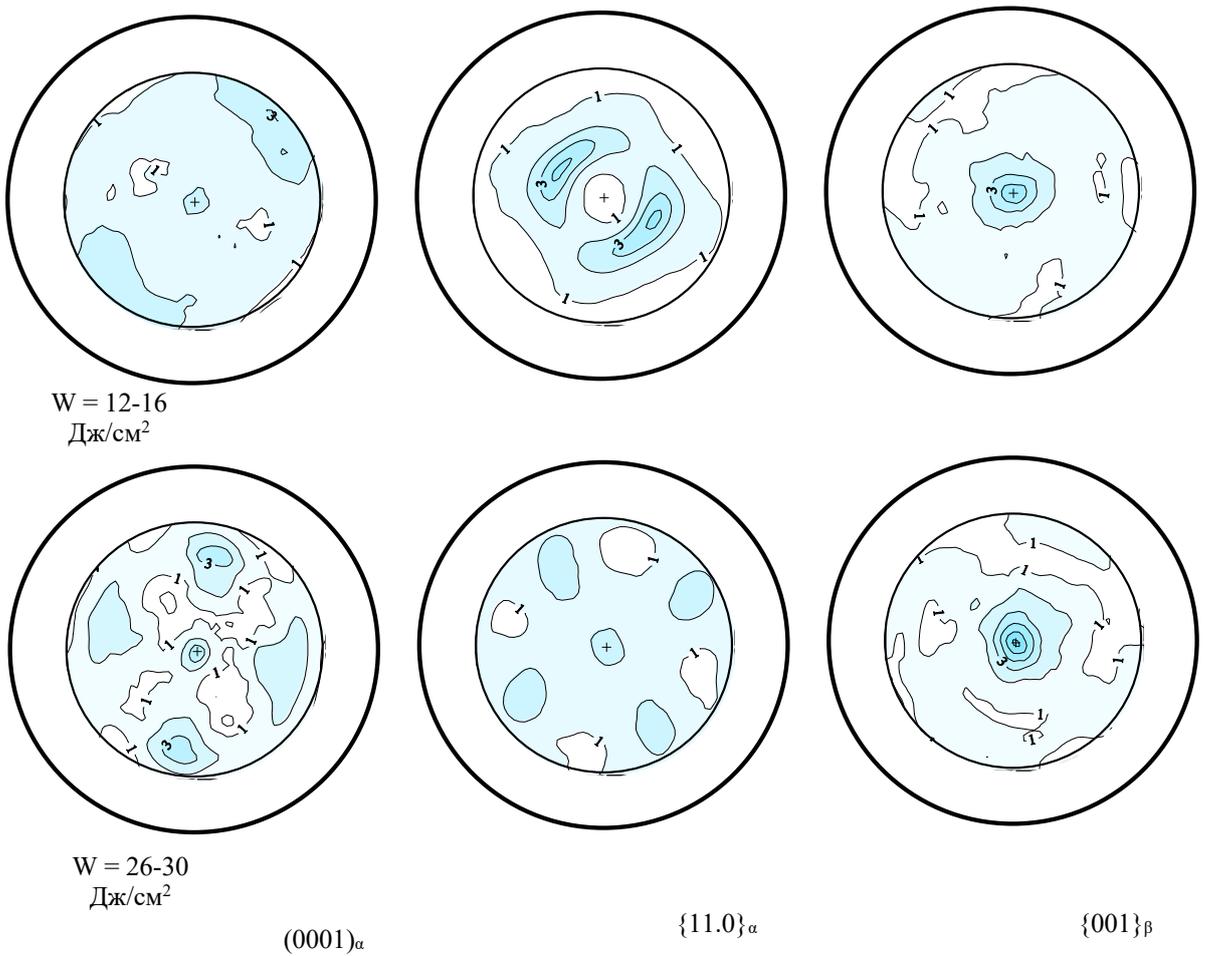
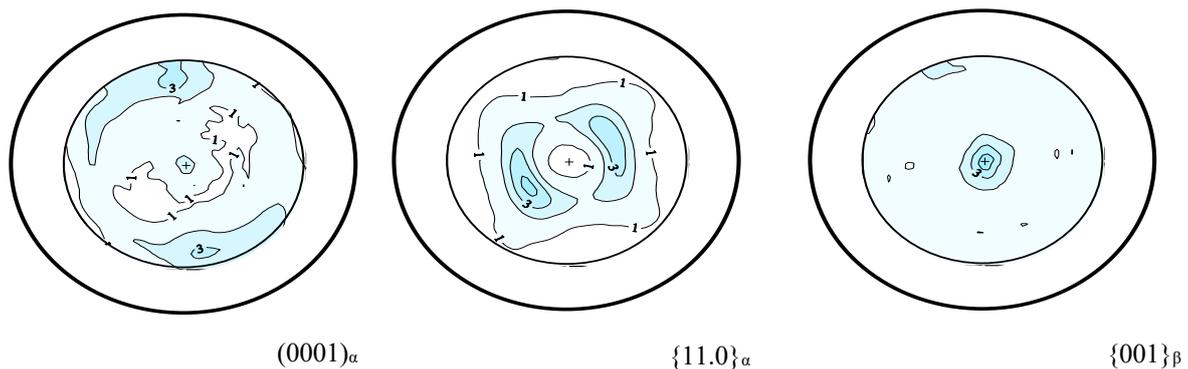


Рисунок 51 - ППФ (0001), {11.0} α-фазы и ПФ {001} β-фазы для образцов сплава ВТ8, подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам. Удалённый поверхностный слой 20 мкм.



$W = 26-30$

$\text{Дж/см}^2$

Рисунок 52 - ППФ (0001), {11.0}  $\alpha$ -фазы и ПФ {001}  $\beta$ -фазы для обратной стороны образца сплава ВТ8, подвергнутого облучению электронным пучком по режиму 26-30 Дж/см<sup>2</sup>.

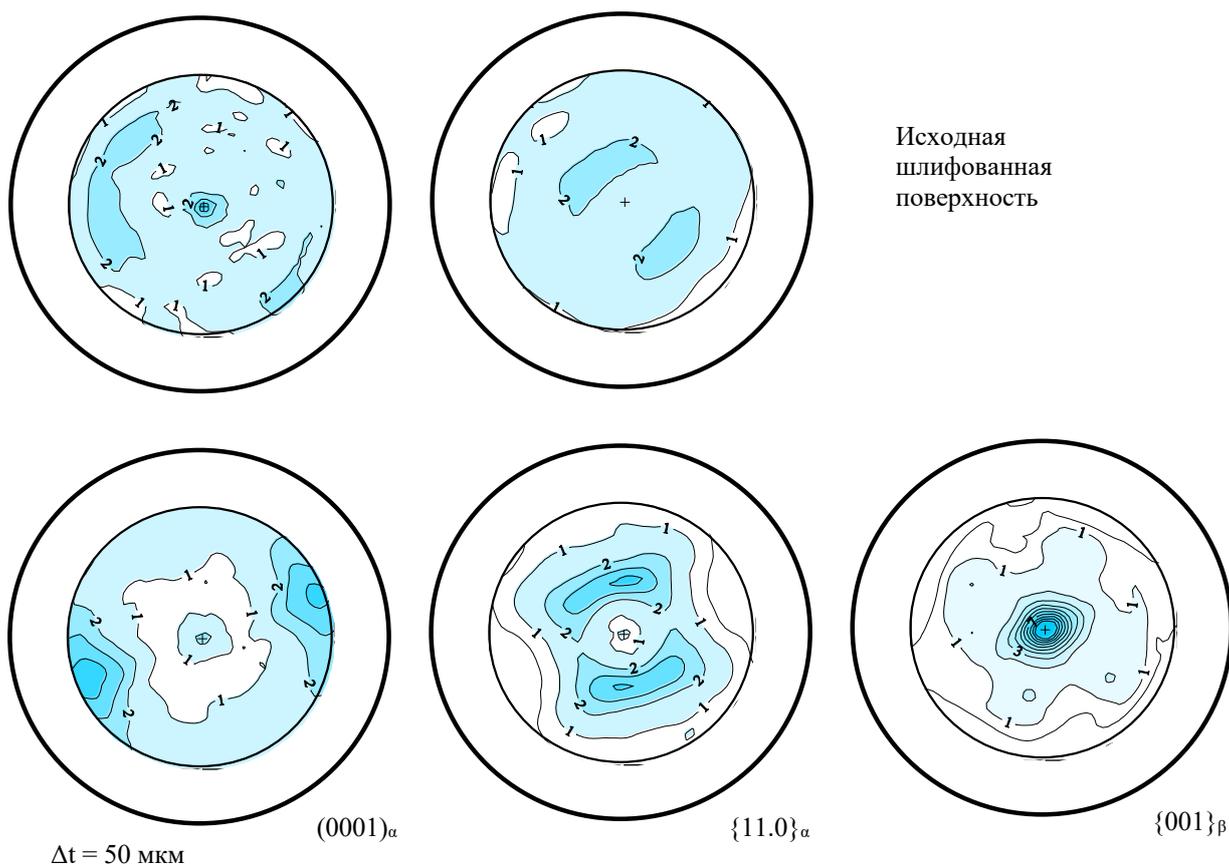


Рисунок 53 - ППФ (0001) и {11.0}  $\alpha$ -фазы необлученного образца сплава ВТ9

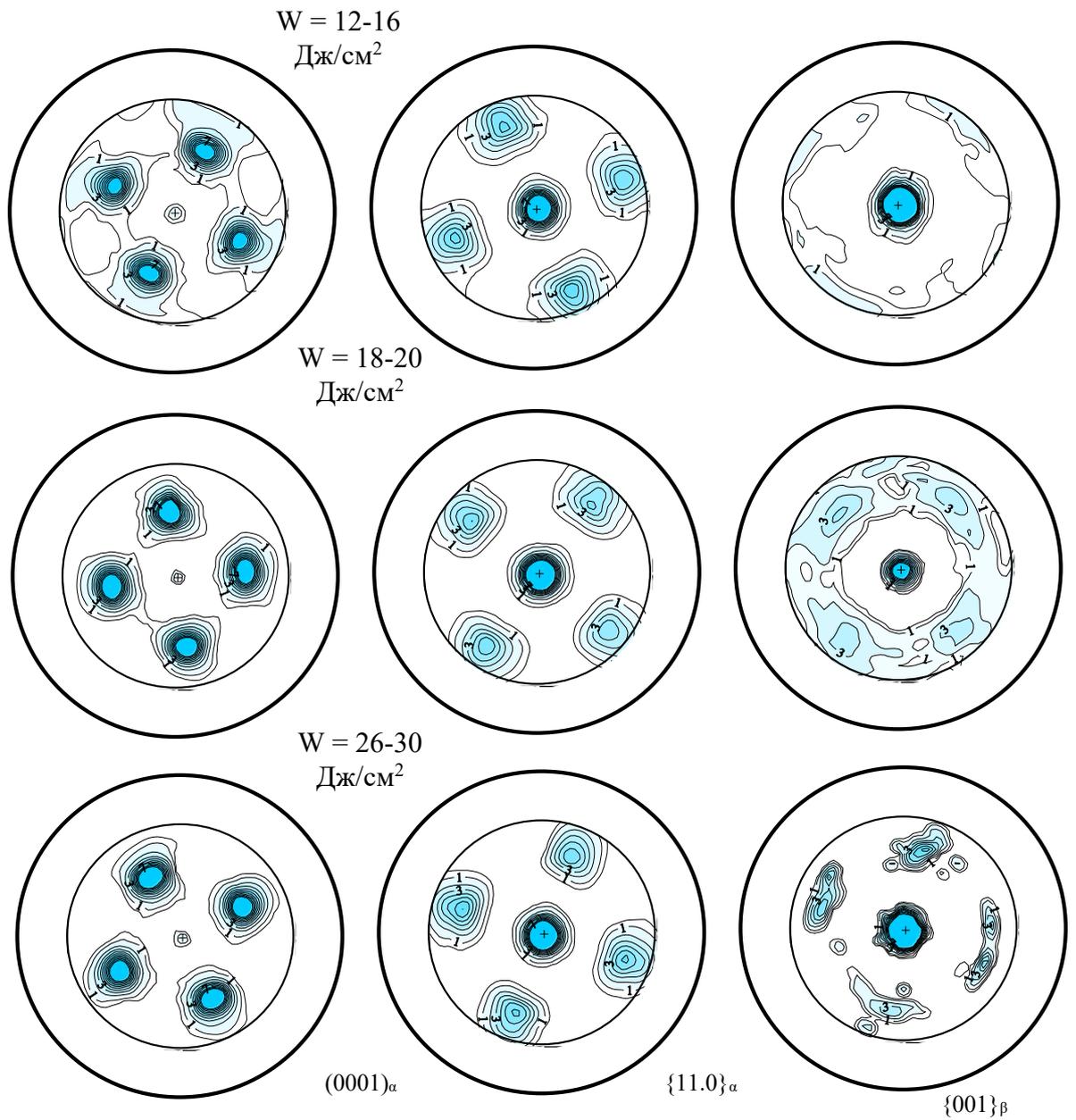
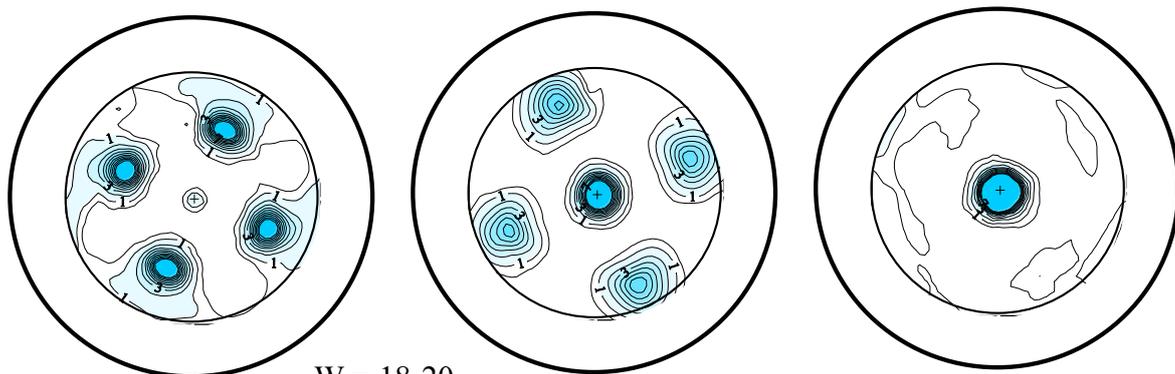
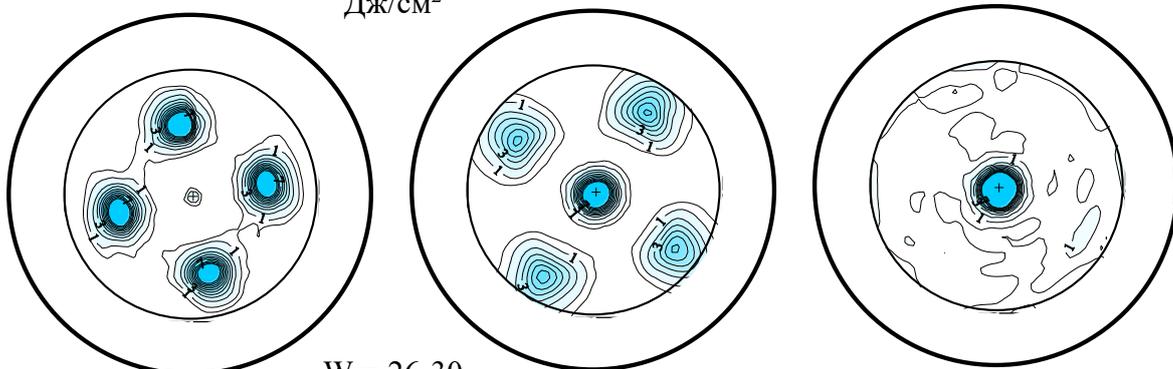


Рисунок 54 - ППФ  $(0001)$ ,  $\{11.0\}$   $\alpha$ -фазы и ПФ  $\{001\}$   $\beta$ -фазы для поверхностного слоя образцов сплава ВТ9, подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам.

W = 12-16  
Дж/см<sup>2</sup>



W = 18-20  
Дж/см<sup>2</sup>



W = 26-30  
Дж/см<sup>2</sup>

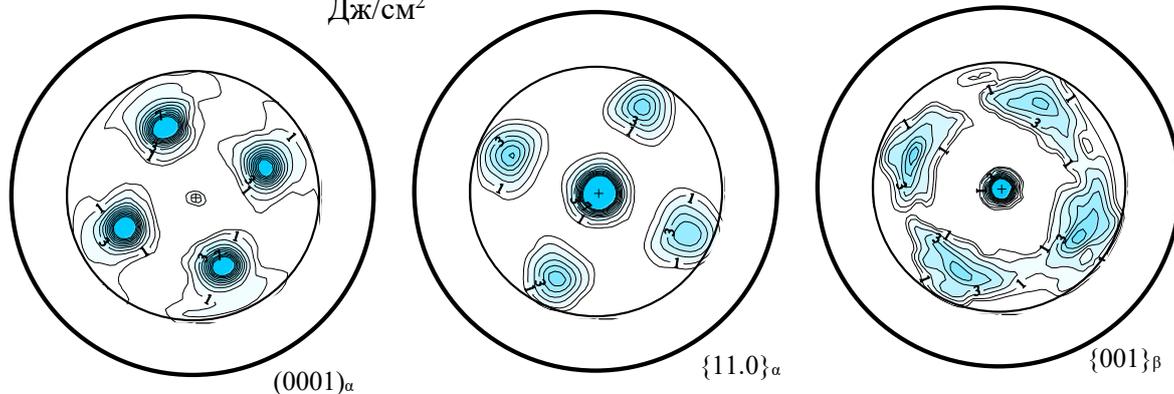


Рисунок 55 - ППФ (0001), {11.0} α-фазы и ПФ {001} β-фазы для образцов сплава ВТ9, подвергнутых облучению электронным пучком по различным режимам.

Удалён поверхностный слой толщиной 10 мкм.



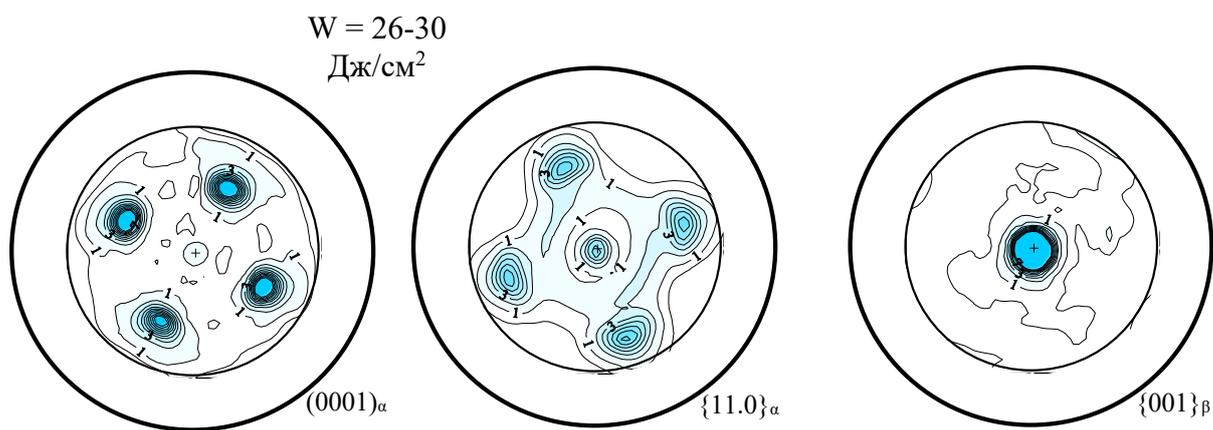


Рисунок 57 - ППФ (0001), {11.0} α-фазы и ПФ {001} β-фазы для обратной стороны образца сплава ВТ9, подвергнутого облучению электронным пучком по режиму  $w=26-30$  Дж/см<sup>2</sup>.

*Пример 3. Испытания титановых сплавов с анализом субструктуры*

Результаты ПЭМ анализа испытанных на термостабильность образцов приведены на рис. 58-60.

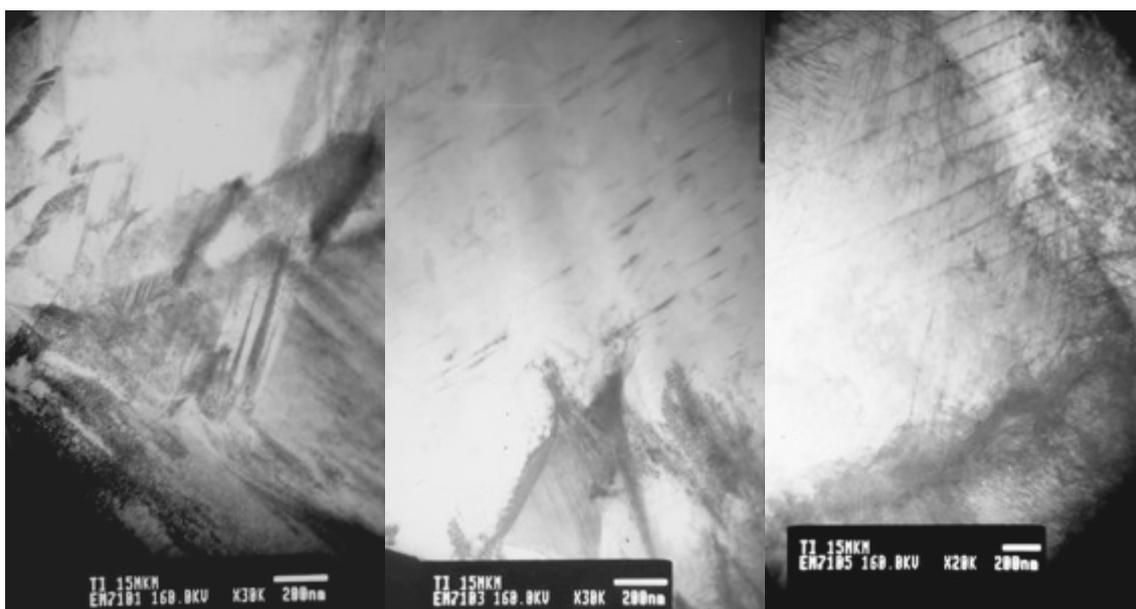


Рисунок 58 – Субструктура в 15-микронном поверхностном слое образцов из сплава ВТ9 после испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования (число циклов: 5, 10, 20) при  $w=10$  Дж/см<sup>2</sup> (610 °С).

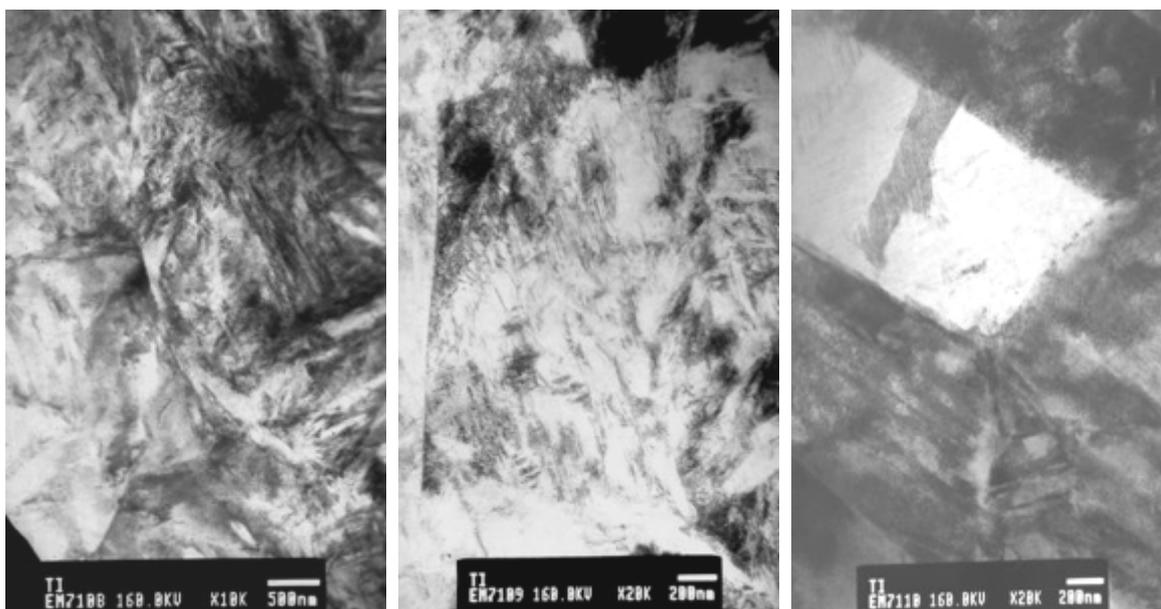


Рисунок 59 – Субструктура в 15-микронном поверхностном слое образцов из сплава ВТ9 после испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования (число циклов: 2, 5, 10) при  $w=18$  Дж/см<sup>2</sup> (1620 °С).

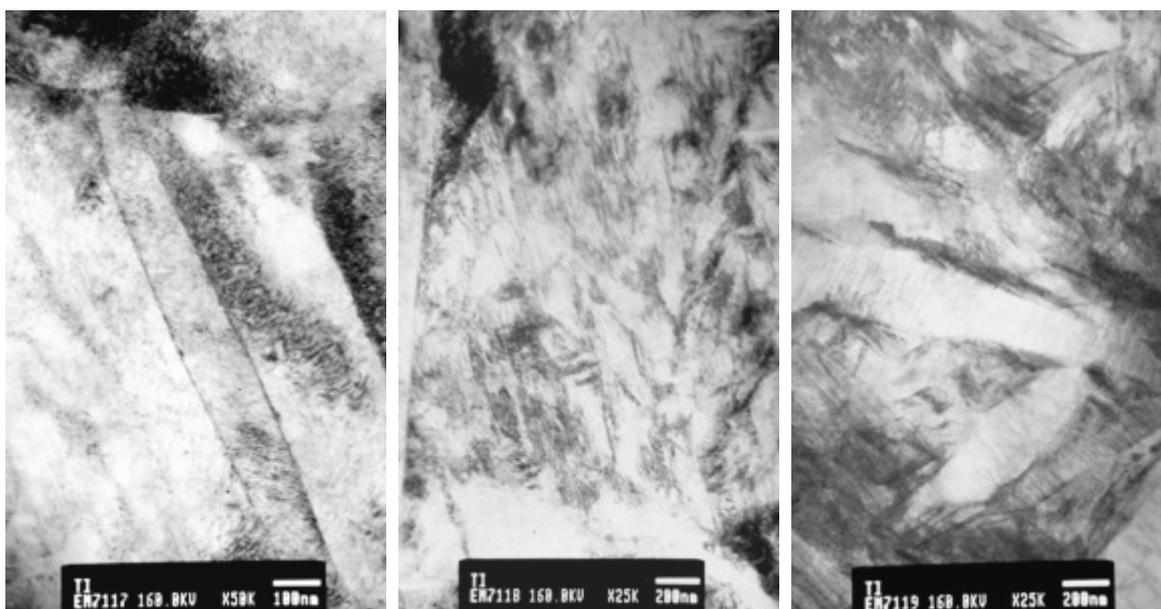


Рисунок 60 – Субструктура в 15-микронном поверхностном слое образцов из сплава ВТ9 после испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования (число циклов: 2, 5, 10) при  $w=20$  Дж/см<sup>2</sup> (1680 °С).

Полученные данные однозначно свидетельствуют о высокой чувствительности просвечивающей электронной микроскопии для анализа образцов прошедших испытания на термостабильность в условиях термоциклирования.

*Пример 4. Испытания лопаток ГТД из сплава ЖС32ВИ с покрытием СДП-2 с анализом топографии поверхности*

Лопатки 1 ступени ТВД РД33 разрезались на образцы размером не более 10x15 мм<sup>2</sup> и испытывались на термостабильность в условиях термоциклирования на ускорителе Геза-ММП. Полученные данные показаны на рисунках 61-65.

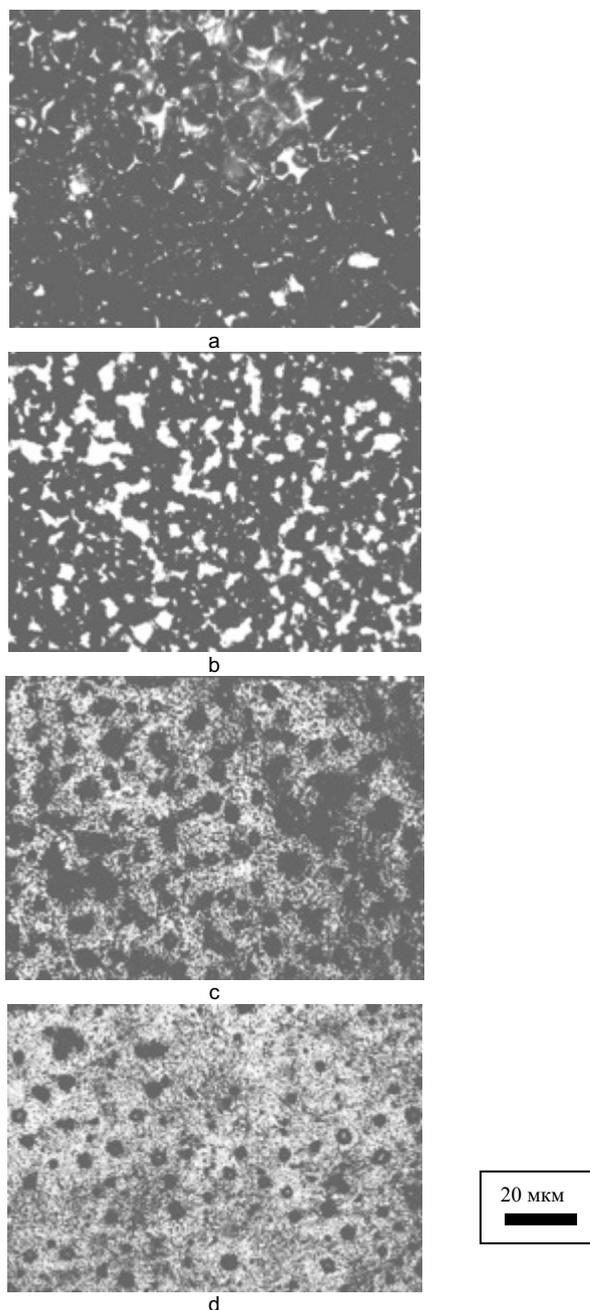


Рисунок 61 - Влияние плотности энергии при испытаниях на термостабильность на топографию поверхности NiCrAlY вакуумно-плазменных покрытий, осажденных на поверхности турбинных лопаток из сплава ЖС32ВИ: а – без испытаний; b, c, d, – состояние после испытаний пятью импульсами  $w=24, 36, 42 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ .

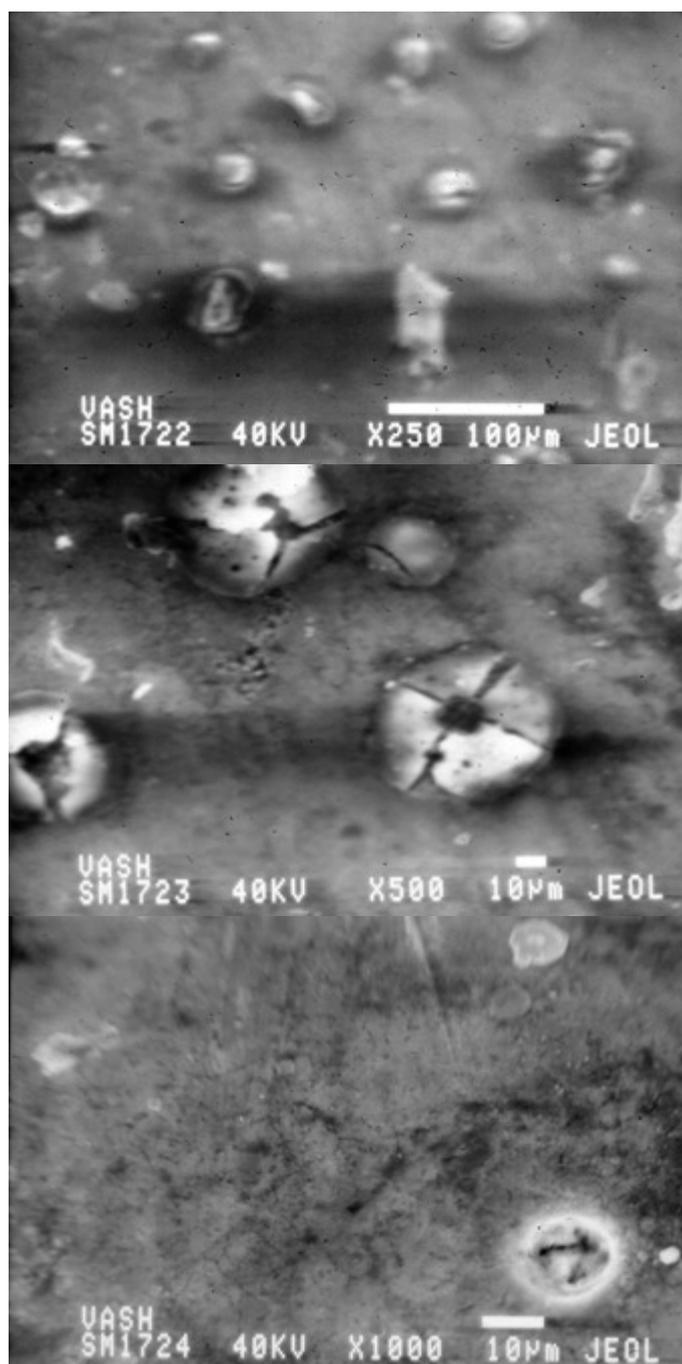


Рисунок 62 – Растрескивание покрытия СДП-2 и кратерообразование при испытаниях на термостабильность пятью импульсами лопаток ТВД РД33 при плотности энергии 25 Дж/см<sup>2</sup> (температура 1930 °С).

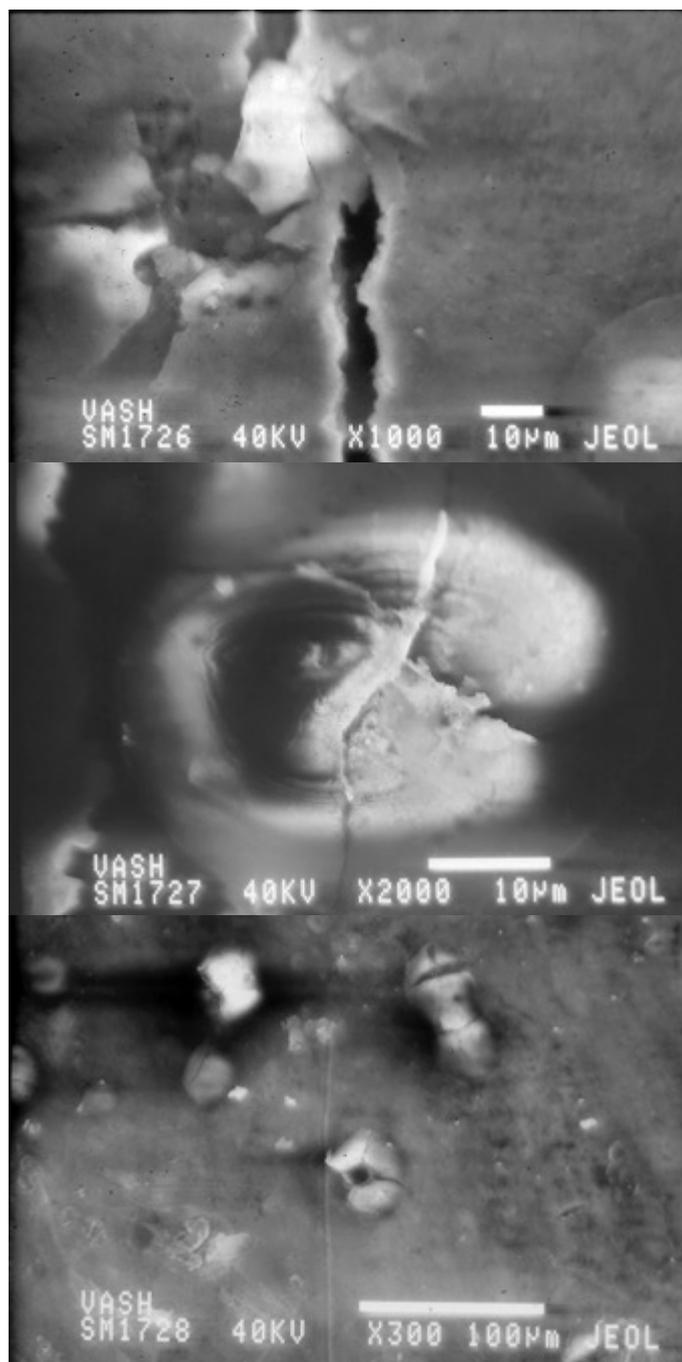
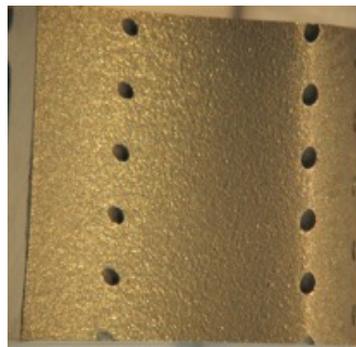


Рисунок 63 – Растрескивание покрытия СДП-2 и кратерообразование при испытаниях на термостабильность десятью импульсами лопаток ТВД РД33 при плотности энергии 25 Дж/см<sup>2</sup> (температура 1930 °С).



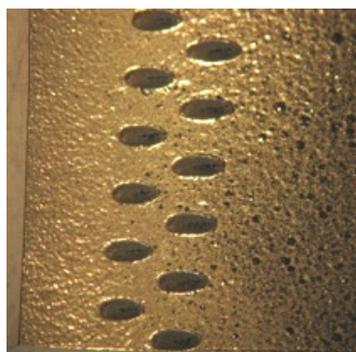
а



б



в



г

Рисунок 64 – Результаты испытаний на термостабильность двумя (а), тремя (б), пятью (в) и десятью (г) импульсами лопаток ТВД РД33 с перфорированными отверстиями при плотности энергии 45 Дж/см<sup>2</sup> (температура 2640 °С).

## **5. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИЛЬНОТОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ ЖАРОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА АДГЕЗИОННУЮ ПРОЧНОСТЬ**

### **5.1. Адгезия и её характеристики покрытий, методы их измерения**

В связи совершенствованием и увеличением мощности газотурбинных двигателей (ГТД) происходит существенное усложнение условий работы деталей ГТД, конструкции и, как следствие, увеличение стоимости двигателя. Поэтому проблема увеличения жаростойкости и жаропрочности деталей является одной из важнейших задач в машиностроении.

Поэтому существуют две проблемы, которые нужно решать одновременно – это увеличения жаропрочности и жаростойкости деталей горячей проточной части, прежде всего, рабочих лопаток турбины первой ступени. Как отмечалось ранее модифицирование жаростойкого покрытия значительно повышает эксплуатационные характеристики покрытий. При этом неотъемлемым условием является соблюдение следующих требований, предъявляемых к жаростойким покрытиям [85,86], а именно:

1. Современные защитные покрытия должны обеспечивать сохранность поверхностного слоя особо нагруженных деталей и узлов в условиях газовой коррозии, включая и сульфидно-оксидную коррозию, при эксплуатационных температурах в диапазоне от 950 —1100°С в условиях термоциклирования.

2. Современные защитные покрытия должны обладать наименьшими показателями диффузии, на границе покрытие – основной материал. В противном случае в процессе эксплуатации изделия приведет к снижению срока службы покрытия вследствие его деградации в результате коррозионно-эрозионного воздействия в условиях высокотемпературного циклического нагружения при наличии их кратковременного заброса выше регламентированного уровня .

3. Современные жаростойкие покрытия должны иметь как достаточный уровень пластичности, так и необходимый уровень прочностных характеристик. Данное условие определяет необходимость сочетания

механических свойств, которые позволят под влиянием термических и механических ударов сохранить целостность покрытия, что в свою очередь позволит сохранить не только поверхностный слой детали, но и детали в целом.

4. Технологический процесс нанесения современных жаростойких покрытий должен обеспечивать стабильное качество покрытий, что предполагает под собой следующее: несмотря на возможные незначительные сбои в технологии при нанесении покрытий, последнее не должно повлечь значительных изменений в физико-химическом состоянии покрытий и его геометрических параметрах. С другой стороны в данный технологический процесс должны быть заложены те методы контроля (как неразрушающего, так и разрушающего), которые обеспечат контроль химического и структурно-фазового состава покрытия и его свойств с необходимой точностью. Кроме того выбранные методы контроля должны указать на наличие или отсутствие таких дефектов, как заниженная и завышенная глубина покрытия, наличие несплошностей и их характер, плохое сцепление с подложкой, пониженная когезия частиц покрытия, т.е. те дефекты, которые в значительной мере могут повлиять на эксплуатационные характеристики поверхностного слоя детали или узла, и как следствие - на их долговечность и надежность.

С учётом требований к технологии нанесения защитных покрытий необходимо заметить, что прочность сцепления данных покрытий с основным материалом (который, как правило, выступает в качестве подложки) было и остается одним из значимых и необходимых характеристик, о чем свидетельствует большое число работ [87-89], которые посвящены исследованию структуры, фазового состава, а также физико-химического состояния традиционных ионно-плазменных конденсированных покрытий, отмечается, что одной из важных характеристик были и остаются и адгезионные свойства жаростойких покрытий.

В первую очередь такое свойство, как адгезия определяется спектром взаимодействий как на молекулярном, так и на атомарном уровне. Эти взаимодействия приводят к образованию межмолекулярной и химической связей, а число связей возникающих при контакте поверхностей определяют величину адгезии. Следует заметить, что площадь фактического контакта между имеющимся защитным покрытием и основным материалом (как правило являющейся подложкой для покрытия) определяет число связей, рассмотренных выше. Величина этой площади обуславливается процессом формирования покрытий и зависит от свойств поверхности подложки и покрытия. К числу таких свойств следует отнести параметры и вид шероховатости поверхности подложки; метод нанесения покрытий; процесс заполнения впадин поверхности подложки в зависимости от температурно-временных характеристик и ряд других [90].

В настоящее время существует ряд теорий, обосновывающих адгезию покрытий:

- адсорбционная теория адгезии [91], согласно которой процесс формирования связи между покрытием и подложкой определяется адсорбцией молекул покрытия к поверхности подложки. Адсорбционные процессы имеют место в случае формирования покрытия из слоя жидкости.

- **диффузионная теория** [92], которая определяет величину адгезии в зависимости от природы и числа связей, приходящихся на единицу площади контакта покрытия и подложки. Для осуществления диффузионных процессов необходимо соблюдение двух условий: термодинамического, которое сводится к взаимной растворимости покрытия и подложки и их совместимости; кинетического, которое достигается подвижностью молекул.

- **микрореологическая теория** (реология изучает процессы течения различных тел) , которая заключается в том, что в процессе формирования покрытия происходит заполнение впадин шероховатости поверхности, а также трещин и пор подложки, увеличивается площадь фактического контакта, а, следовательно, и число связей между покрытием и подложкой,

что приводит к росту адгезии и адгезионной прочности. Само же адгезионное взаимодействие реализуется за счет молекулярных сил и химической связи между контактирующими поверхностями. На основании этой теории существует некоторое оптимальное время осаждения покрытия, которое соответствует времени образования покрытия в микродефектах подложки. При этом на адгезионную прочность повышение продолжительности формирования покрытия (его осаждения) больше указанного выше периода не влияет.

Существуют прямые и косвенные методы определения адгезионной прочности. В первом случае об адгезионной прочности судят по усилию, под действием которого в адгезионном слое возникают нормальные или касательные напряжения, вызывающие разрушение соединения, во втором - по косвенным характеристикам: скорости и интенсивности эмиссии электронов, значению разрядного потенциала, характеру и активности поверхности, образующейся в результате расслоения адгезива и субстрата, и др.

Наиболее распространены прямые методы, при которых отделение покрытия от подложки производят при воздействии статической или динамической нагрузки. В результате чего происходит нарушение адгезионных связей, которые в свою очередь можно классифицировать следующим образом:

1. неравномерный отрыв;
2. равномерный отрыв;
3. сдвиг.

Для анализа адгезионных прочностных свойств покрытий с основным материалом или подложкой применяют как качественные, так и количественные методы контроля. На практике в промышленных масштабах обычно используют такие методы испытаний, как использование крацевания, нанесение сетки царапин, а также, изгиб, растяжение и т.д. [93].

Однако эти методы не дают количественных значений величины прочности сцепления, а для определения количественных характеристик адгезии чаще всего используются метод «штифта» или «клеевой» метод [82, 83].

В качестве первого метода для анализа прочностных характеристик покрытия выберем один из количественных методов определения адгезии - метод прямого отрыва пленки от подложки [94,95] (либо сдвига относительно последней [96]). С этой целью к поверхности пленки/покрытия приклеивают либо припаивают металлические стержни, к которым затем прикладывается растягивающее усилие. Одним из явных недостатков данного метода, которым не стоит пренебрегать при выборе, следует отнести возможность проникновения припоя или клея на границу раздела пленка/покрытие-подложка, что приведет к неточности полученных данных, что вызвано изменением характеристик сцепления при наличии следов клея или припоя.

При прямом отрыве, как правило, разрушение происходит в месте, где уровень напряжения выше, чем прочность при рассмотрении локальности их влияния. Следовательно, полученные данные измерений усилий отрыва нельзя рассматривать для определенной площади, но с целью первичного анализа рабочих характеристик покрытия будет достаточно рассмотреть усилия отрыва как проекцию площади отрыва на плоскость перпендикулярную действующей силе. При определении прочности сцепления методом сдвига усилие направлено на слой покрытия касательно поверхности подложки [97].

В случае невозможности использования выше описанного метода клеевых или паяных соединений для определения адгезионной прочности покрытий возможно использование метода штифта [98-100]. На рисунке 65 представлена схема данного метода, которая заключается в следующем: в отверстие матрицы, имеющие конусообразную форму, свободно помещают

штифт аналогичной формы, с последующим одновременным нанесением покрытия на торец штифта и поверхность матрицы.

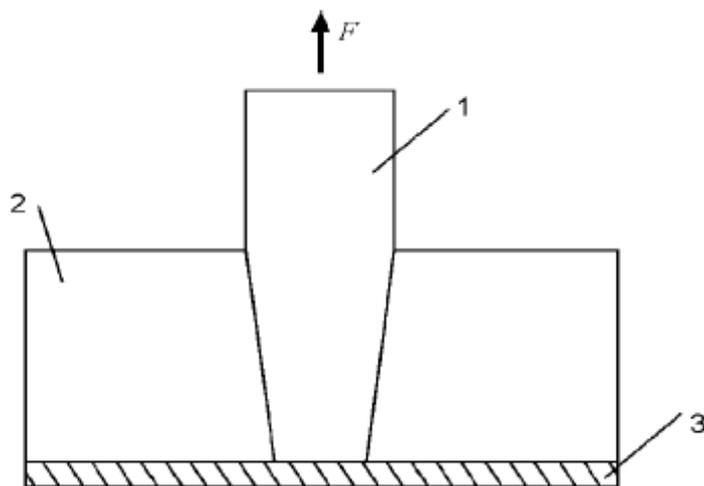


Рисунок 65 - Определение прочности сцепления покрытий методом штифтов: 1 – штифт, 2 – матрица, 3 – покрытие [101]

Затем для определения адгезионной прочности к штифту прикладывают силу, и под её действием происходит отрыв одной части пленки от торцевой поверхности штифта. В тоже время другая ее часть служит своеобразной опорой.

Адгезионную прочность для толстых пленок ( $\geq 100$  мкм) можно рассчитать по формуле :

$$\sigma = F/\pi r^2, (39)$$

где  $F$  – сила отрыва,  $r$  – радиус торца штифта.

Однако, при контроле тонких пленок возможен либо разрыв испытываемой пленки, либо неравномерный отрыв пленки от штифта. Следующим недостатком является разрыв пленки в узком кольцевом зазоре (который прилегает к периметру штифта) при испытании покрытий с высокой адгезией, но имеющих высокую хрупкость.

Существует также метод, который использует колебания ультразвука. При данном методе возбуждают продольные колебания ультразвука в металлическом цилиндре, а покрытие наносят на его торец. Отрыв покрытия от поверхности торца металлического цилиндра будет происходить в тот

момент, когда сила сцепления значительно ниже силы, вызванной колебаниями ультразвука. Однако, данный метод мало востребован в силу возникших сложностей при его использовании и его ограниченность по геометрии изделий.

Для определения прочности сцепления покрытий и их физико-механических свойств используют также метод царапания. Царапающие устройства по конструкции, как правило, аналогичны тому, которое было использовано в работе. Схема прибора представлена на рисунке 66, который состоит из коромысла и индентора, горизонтального стола, на котором лежит образец с нанесенным на него покрытием. Индентор располагается на одном из концов коромысла и представляет собой царапающее острие, а с помощью добавочных грузов создается необходимый уровень нагрузки на индентор. Сначала система коромысло – индентор балансируется так, что последний немного касается поверхности образца. Во время передвижения стола происходит сцарапывание пленки алмазными инденторами конической формы с радиусом закругления вершины в пределах от  $\sim 13$  мкм [102] до 400 мкм [103]. Скорость перемещения индентора составляла, как правило, несколько мм в минуту.

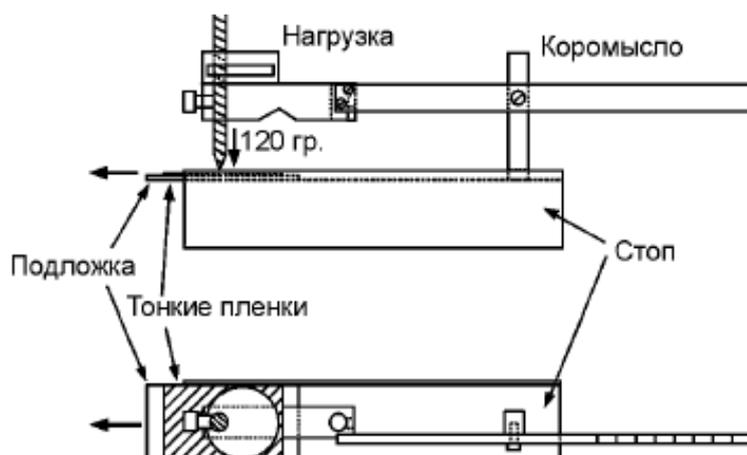


Рисунок 66 - Устройства для контроля прочности адгезии методом царапания [94]

Для определения момента сцарапывания пленки используются два метода: микроскопический анализ и с помощью акустоэмиссионного сигнала. Последний позволяет оценить момент сцарапывания при сцарапывании пленок из хрупких материалов [103]. Поскольку рассматриваемый метод, как видим, достаточно простым и быстрым для оценки прочности сцепления покрытия с подложкой, следовательно его высокая применяемость и востребованность очевидна. Следует заметить, что, несмотря на свою востребованность метод царапания сталкивается с проблемой количественной оценки адгезионных характеристик. Уровень адгезионной прочности связан с величиной вертикальной (критической) нагрузки на индентор, при испытании. Отметим также, что в результате царапания канавка, которая несмотря на свои малые размеры может быть получена в результате пластического деформирования материала покрытия как без разрушения (и будет иметь вид пластически смятой или выдавленной царапины), либо с последующим срезанием стружки микронных размеров, а также возможно и хрупкое разрушение со скалыванием тончайших участков - сколотая царапина [104].

Условия образования канавки зависят от таких факторов, как твердость материала покрытия и подложки, толщина пленки, вертикальная нагрузка на острие и от некоторых параметров, связанных с условиями испытаний.

Первый и второй случай образования царапины типичны для пластических материалов, а третий для хрупких, таких как, например, нитриды и карбиды переходных металлов [101].

## **5.2 Реализация испытаний покрытий на адгезию с помощью сильноточных импульсных электронных пучков**

Для деталей авиадвигателестроения вышеописанные методы малопригодны, что связано с методиками нанесения покрытий на основе вакуумно-плазменной технологии высоких энергий (ВПТВЭ). Толщины покрытий составляют 5-100 мкм, при их формировании в плазме

присутствует капельная фракция, что заведомо ведет к низкой адгезии с атомно-гладкой поверхностью. Поэтому на практике, на начальной стадии проводят создание развитого микрорельефа поверхности для обеспечения механического сцепления покрытия с подложкой, а затем реализуют термическую обработку (диффузионный вакуумный отжиг) для достижения диффузионного сцепления на атомном уровне. Проверить силу сцепления не удастся методом штифта из-за малой толщины покрытий, а клеевым методом из-за отсутствия клея с требуемой силой сцепления. Кроме того, проверять адгезию покрытий на многих авиационных деталях необходимо как при комнатной, так и при высоких температурах (до 1200°C), что не позволяет использовать эти классические методы определения адгезии. Качественно адгезионные свойства покрытий в авиадвигателестроении (лопатки компрессора и турбины) определяют из результатов металлографического анализа специально приготовленных поперечных шлифов по наличию или отсутствию несплошностей, пор и микротрещин. Вышеописанный метод будет использован в настоящей работе.

Из приведенных в двух главах данной диссертации видно, что обработка поверхностей мишеней СИЭП приводит к высокоскоростному нагреву, формированию ударных волн и высокоскоростному охлаждению материала поверхностного слоя. Если поверхностный слой состоит или содержит инородный с матрицей материал (покрытие), то в этой области при нагреве и охлаждении развивается механическое воздействие (нормальные и тангенциальные напряжения). При низкой адгезии происходит отслоение или скол покрытия. Необходимо только оценить уровень этих напряжений.

Нормальные напряжения могут быть определены с помощью программы Batain, как это показано в п. 1.4. Тангенциальные же напряжения можно оценить с помощью методик, описанных в работах Будиновского А.С. [84].

Описание математической модели, как метод выбора жаростойкого трехслойного алюминидного покрытия с рабочей температурой до 1200°C, представлена ниже. была использована следующая математическая модель..

При наличии силового воздействия на систему только вдоль оси  $x$  и нагреве композиции, пользуясь методом наложения (суперпозиций), относительную деформацию каждого из слоёв, полагая её упругой, можно представить, как сумму силовой деформации и чисто температурной деформации и представить её выражением:

$$\varepsilon_i = \alpha_i \cdot \Delta T + \frac{\sigma_i}{E_i} (1 - \mu_i) \quad (40)$$

где  $\varepsilon_i$  – относительная деформация  $i$ -ого слоя,

$\alpha_i$  – термический коэффициент линейного расширения материала,

$\Delta T$  – разность температур до и после нагрева композиции,

$\sigma_i$  – напряжение в  $i$ -ом слое по оси  $x$ ,

$E_i$  – модуль Юнга материала  $i$ -ого слоя,

$\mu_i$  – коэффициент Пуассона материала  $i$ -ого слоя.

Для рассматриваемой системы в рамках модели упругой деформации слоёв также можно записать уравнение сохранения энергии в виде:

$$\sum_i \int_0^{x_i} \sigma_i dx = 0 \quad (41)$$

где  $x_i$  – толщина  $i$ -ого слоя

Полагая, что слои имеют одинаковую относительную деформацию вдоль оси  $x$ , напряжение в каждом слое постоянно и свойства материалов слоёв неизменны по их толщине, можно записать систему трёх уравнений с тремя неизвестными  $\sigma_0, \sigma_1, \sigma_2$ :

$$\int_0^{x_0} \sigma_0 dx + \int_0^{x_1} \sigma_1 dx + \int_0^{x_2} \sigma_2 dx = 0 \quad (42)$$

$$(43)$$

$$\alpha_0 \cdot \Delta T + \frac{\sigma_0}{E_0} \cdot (1 - \mu_0) = \alpha_1 \cdot \Delta T + \frac{\sigma_1}{E_1} \cdot (1 - \mu_1)$$

$$\alpha_0 \cdot \Delta T + \frac{\sigma_0}{E_0} \cdot (1 - \mu_0) = \alpha_2 \cdot \Delta T + \frac{\sigma_2}{E_2} \cdot (1 - \mu_2) \quad (44)$$

Решая уравнения (43) и (44) относительно  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  и подставляя полученные значения в уравнение (38) можно определить величину напряжений в нулевом слое:

$$\sigma_0 = \frac{E_0 \cdot \Delta T \cdot [E_1 \cdot x_1 \cdot (\alpha_1 - \alpha_0) \cdot (1 - \mu_2) + E_2 \cdot x_2 \cdot (\alpha_2 - \alpha_0) \cdot (1 - \mu_1)]}{E_0 \cdot x_0 \cdot (1 - \mu_1) \cdot (1 - \mu_2) + E_1 \cdot x_1 \cdot (1 - \mu_0) \cdot (1 - \mu_2) + E_2 \cdot x_2 \cdot (1 - \mu_1) \cdot (1 - \mu_0)} \quad (45)$$

Поскольку для большинства металлов величина коэффициента Пуассона лежит в пределах 0,25 – 0,35 полагая, что  $\mu_0 = \mu_1 = \mu_2 = \mu$ , выражение (43) можно представить в более удобном для использования и анализа виде:

$$\sigma_0 = \frac{E_0 \cdot \Delta T \cdot [E_1 \cdot x_1 \cdot (\alpha_1 - \alpha_0) + E_2 \cdot x_2 \cdot (\alpha_2 - \alpha_0)]}{(1 - \mu) \cdot (E_0 \cdot x_0 + E_1 \cdot x_1 + E_2 \cdot x_2)} \quad (46)$$

В рассматриваемой схеме в качестве условия принимаем, что в качестве так называемого слоя нулевой слой будет выступать подложка, а последующие слои композиции представляют многослойное покрытие. Следовательно, выражение для величины упругих напряжений в поверхности подложки с многослойным покрытием, содержащим  $n$  слоёв имеет следующий вид:

$$\left(\sigma^i\right)_0 = \frac{E_0 \cdot \Delta T \cdot \sum_{i=1}^n E_i \cdot x_i \cdot (\alpha_i - \alpha_0)}{(1 - \mu) \cdot \left[ E_0 \cdot x_0 + \left( \sum_{i=1}^n E_i \cdot x_i \right) \right]} \quad (47)$$

Полученное соотношение упругих напряжений в поверхности (47) позволяют показать связь геометрических параметров сложно

композиционного покрытия (толщины слоёв покрытия), а также механических характеристики материалов покрытий и подложки (основного материала детали), а именно такие параметры как модуль Юнга, коэффициент Пуассона, термический коэффициент линейного расширения. Также наблюдается взаимосвязь с уровнем упругих напряжений, при нагреве в поверхности тонкостенной детали, к которым можно отнести и поверхности пера рабочей лопатки ТВД. Т.к. при удовлетворительной жаростойкости защитного покрытия и работе в диапазоне температур, допустимых с точки зрения жаропрочности сплава лопатки, ресурс работы, как правило, определяется характеристиками термоусталостной или усталостной прочности композиции сплав-покрытие, критерием выбора параметров покрытия является создание сжимающих (отрицательных) напряжений в поверхности пера [109].

С учётом изменения величины модуля упругости и термических коэффициентов линейного расширения материалов покрытий, а также модуля упругости и термического коэффициента линейного расширения ЖС от температуры, можно прогнозировать характер изменения величины упругих напряжений в поверхности подложки для выбранной конструкции покрытия с ростом температуры и корректировать параметры (состав и толщину слоёв) покрытия. Будиновским С.А. был проведён расчёт температурных зависимостей нормальных упругих напряжений в поверхности подложки толщиной 1мм из серийных жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС6, ЖС32,а также и типа ВКНВ-1В с известными традиционными жаростойкими алюминидными покрытиями толщиной до 0,1 мм из сплавов СДП-1 и СДП-2 (см. табл.1), а также покрытием на основе моноалюминид никеля стехиометрического состава. Основываясь на паспортных данных выше обозначенных материалов (значения величин модулей упругости  $E$  и термических коэффициентов линейного расширения  $\alpha$ ) был проведен расчет напряжений с применением полученной зависимости (45). Для расчетов покрытий и моноалюминид никеля значения  $E$  и  $\alpha$  были

взяты из работ [82-84]. Т.к. в указанных источниках необходимые значения величин определены до более низких температур (800-1100<sup>o</sup>C), чем исследуемые, то величины **E** и **α** в диапазоне температур до 1200<sup>o</sup>C определялись с помощью экстраполяции линий тренда, построенных по имеющимся данным. В таблице 5 представлены уравнения линий тренда и величина достоверности аппроксимации, полученные в программе Excel, а в таблице 6 приведены значения коэффициентов термического расширения.

Таблица 5. Результаты аппроксимации экспериментальных значений **E** и **α**

Материал	Модуль упругости, <b>E(t)</b>	Термических коэффициентов линейного расширения, <b>α(t)</b>	Достоверность аппроксимации, <b>R<sup>2</sup> E(t)/ α(t)</b>
ЖС6У	-13,871t + 27076	7E-06t <sup>2</sup> - 0,0006t + 11,833	0,949/0,929
ЖС32	-0,0047t <sup>2</sup> + 0,4534t + 13980	10,893e <sup>0,0007t</sup>	0,991/0,920
ЖС36	-0,0007t <sup>2</sup> - 3,8818t + 14285	7E-06t <sup>2</sup> + 0,0002t + 12,025	0,999/0,994
ВКНА1В	-2,4725t + 15066	4E-11t <sup>4</sup> - 7E-08t <sup>3</sup> + 4E-05t <sup>2</sup> - 0,0024t + 12,163	0,824/0,995
СДП-1	-0,0047t <sup>2</sup> + 0,4534t + 13980	10,893e <sup>0,0007t</sup>	0,991/0,920
СДП-2	-0,0018t <sup>2</sup> - 0,6155t + 16281	10,941e <sup>0,0006t</sup>	0,993/0,9537
NiAl	-7,9381t + 17861	4E-06t <sup>2</sup> - 0,0007t + 14,331	0,989/0,977

Таблица 6. Термические коэффициенты линейного расширения

Фаза	γ-фаза (Ni-20%Cr)	γ'-фаза	β-фаза
<b>α</b> x 10 <sup>6</sup> , 1/ <sup>o</sup> C	18,1	11,9	14,3
T, <sup>o</sup> C	20-1000	25-1050	25-1050

Расчёт величины упругих напряжений в поверхности подложки толщиной 1 мм из сплавов ЖС6У, ЖС32, ЖС36 и ВКНА1В с многокомпонентными покрытиями из сплавов СДП-1 и СДП-2, а также с покрытием из моноалюминида никеля был реализован при толщине покрытий 100 мкм. На рисунках 67 и 68 представлены полученные результаты расчетов [106, 112]:

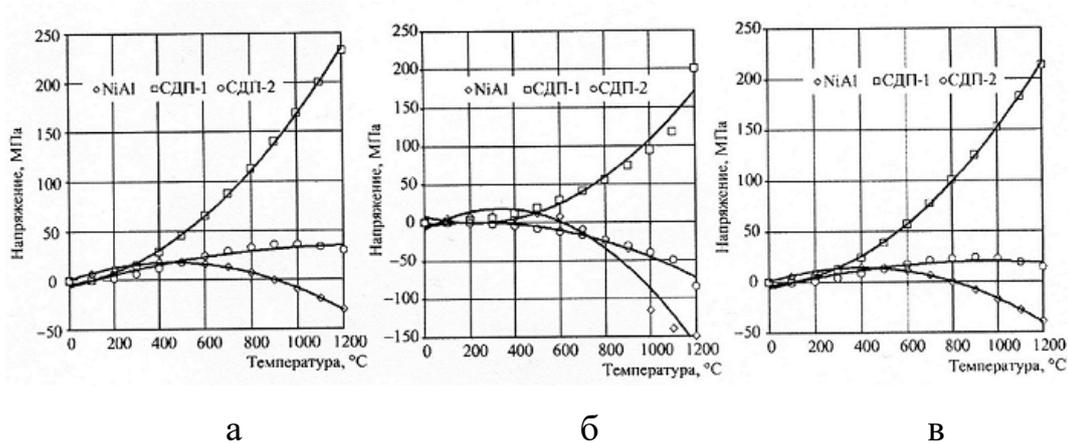


Рисунок 67 - Температурные зависимости нормальных упругих напряжений в поверхности подложки из жаропрочных сплавов ЖС6У (а), ЖС32 (б), ЖС36 (в) с покрытиями NiAl, СДП-1 и СДП-2.

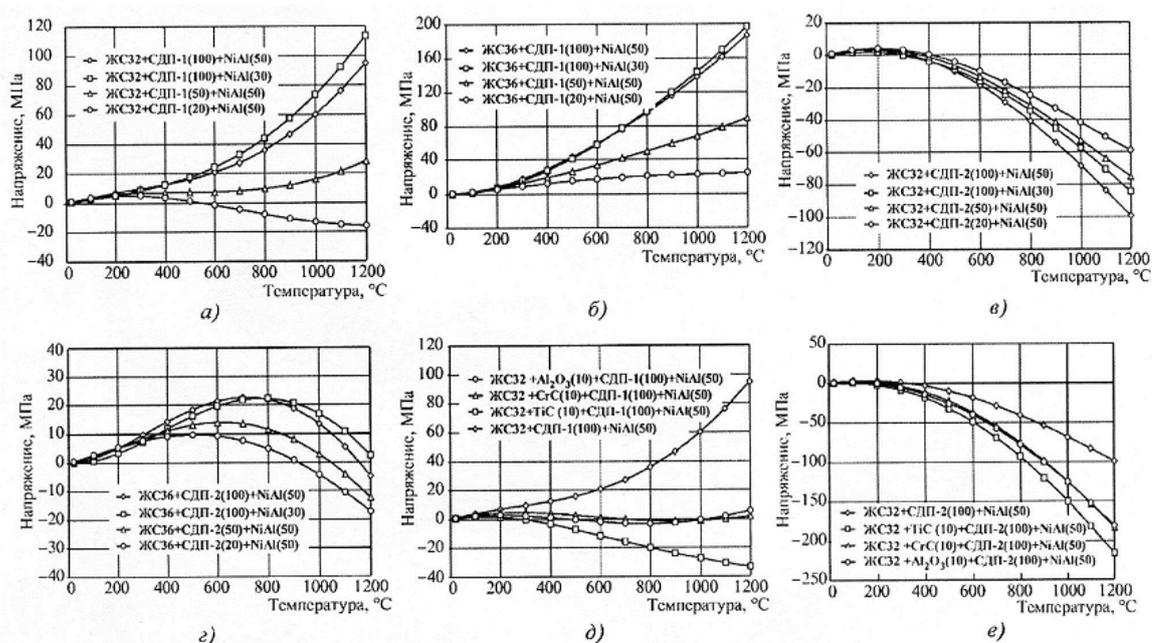


Рисунок 68 - Температурные зависимости нормальных упругих напряжений в поверхности подложки из жаропрочных сплавов ЖС32 (а, в, д, е) и ЖС36 (б, г, ж, з) с двухслойными покрытиями СДП'1+NiAl (а, б) и СДП'2+NiAl (в, г) и трехслойными покрытиями MeX+ СДП-1+NiAl (д, ж) и MeX++СДП-2+NiAl (е, з).

Экспериментально, развиваемые в поверхностном слое напряжения при облучении могут быть определены с помощью рентгеноструктурного анализа

(рис. 69) или по методике Давиденкова [84] при послойном удалении поверхностных слоев (рис.70).

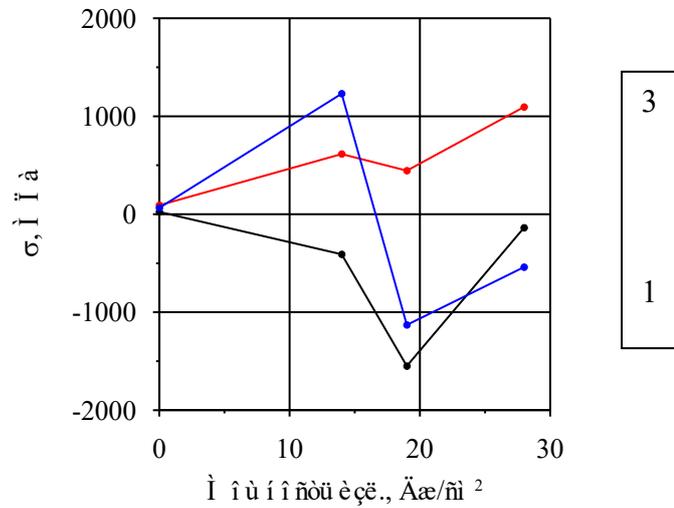


Рисунок 69 - Остаточные напряжения, сформированные на поверхности мишеней из сплавов ВТ6 (1), ВТ8 (2) и ВТ9 (3) после облучения с разными плотностями энергии (результаты рентгеноструктурного анализа).

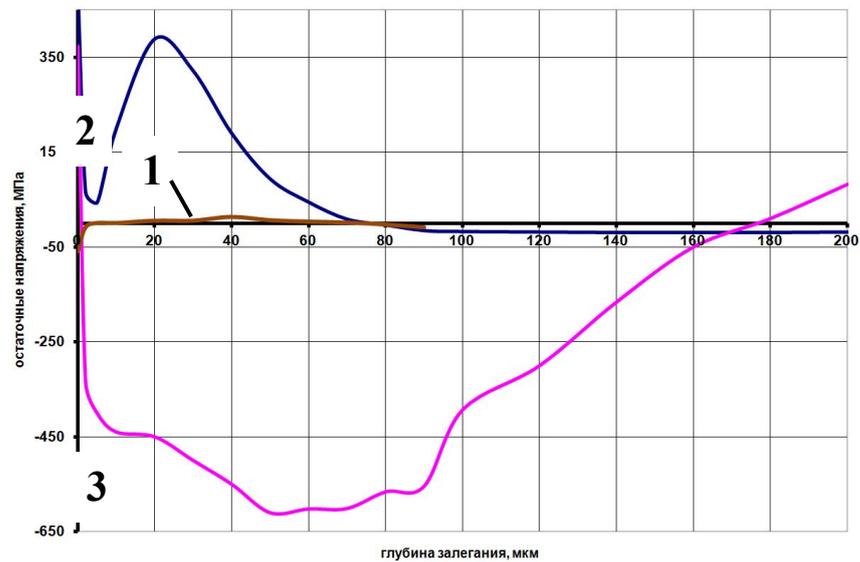


Рисунок 70 - Усредненные эпюры остаточных напряжений по Давиденкову в поверхностном слое образцов из сплава ВТ18У после: 1 – полирования и вакуумного отжига; 2 – обработки СИЭП; 3 – ультразвукового упрочнения.

Следует помнить, что в отличие от расчетных значений нормальных напряжений экспериментальные значения получены в рамках модели плосконапряженного состояния.

Определение нарушений в адгезии после облучения может фиксироваться визуально (Рис. 19 и 20) или с помощью ЛЮМ-контроля. Кроме того, этот контроль может быть реализован при изготовлении и просмотре поперечных металлографических шлифов на оптическом микроскопе (возможно образование несплошностей при формировании растягивающих напряжений или растрескивание на границе матрица-покрытие при образовании высоких сжимающих напряжений).

Результаты определения адгезии покрытий, используемых в авиационном двигателестроении, представлены в таблице 7.

Таблица 7. Значения адгезионной прочности покрытий на лопатках ГТД, определенные с помощью облучения СИЭП.

№	Лопатка	Покрытие	Толщина, мкм	Плотность энергии, Дж/см <sup>2</sup>	Нагрузка, МПа	Контроль адгезии	Метод определения
1	ТВД, ЖС32В И	СДП2+Ni Al с отжигом	90±10	20-24	460±30, растягивающее напряжения	Несплошности	Давиденков
2	ТВД, ЖС32В И	СДП2+Ni Al без отжига	90±10	16-45	140±20, растягивающее напряжения	Визуально, ЛЮМ-контроль	Давиденков
3	КВД, ЭП866-Ш	СДП1+Ni Al с отжигом	10±2	18-20	>260±30, растягивающее напряжения	Отсутствие дефектов	Давиденков
4	КВД, ЭП866-Ш	СДП1+Ni Al с отжигом	10±2	20-24	>290±30, растягивающее напряжения	Отсутствие дефектов	Давиденков
5	КВД, ЭП866-Ш	СДП1+Ni Al с отжигом	10±2	30-36	>360±30, растягивающее напряжения	Отсутствие дефектов	Давиденков
6	КВД, ВТ8	ZrN	20±5	18-20	210±30, растягивающее напряжения	Визуально, ЛЮМ-контроль	РСА

7	КВД, ВТ8	ZrN	20±5	22-26	260±30, растягивающ ие напряжения	Визуально, ЛЮМ- контроль	РСА
8	КВД, ВТ8	ZrN	20±5	30-36	290±30, растягивающ ие напряжения	Визуально, ЛЮМ- контроль	РСА
9	КВД, ВТ9	TiSiB	10±2	18-20	250±30, сжимающие напряжения	Растрескива ние, скол покрытия	РСА
10	КВД, ВТ9	TiSiB	10±2	26-30	320±30, сжимающие напряжения	Растрескива ние, скол покрытия	РСА

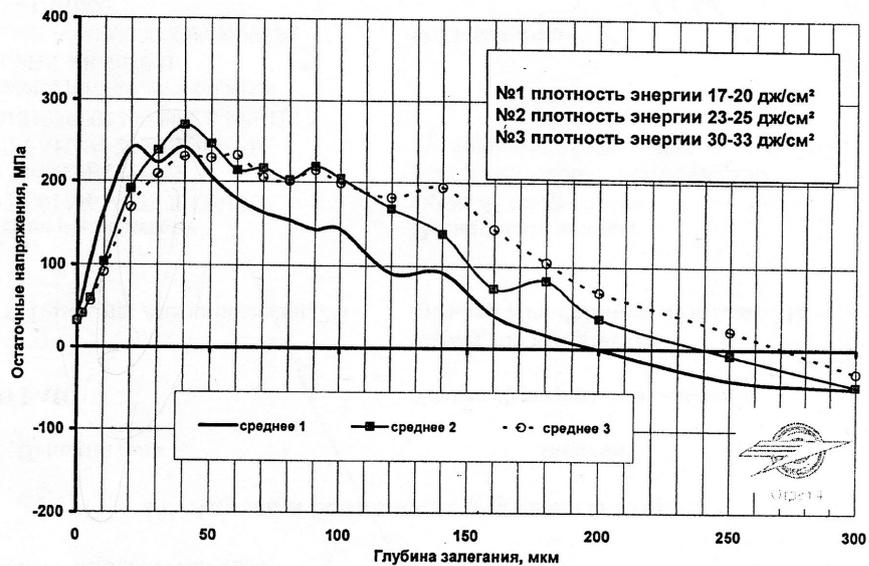


Рисунок 71 - Усредненные эпюры остаточных напряжений по Давиденкову в поверхностном слое образцов из стали ЭП866-Ш с покрытием СДП-1+NiAl после обработки СИЭП при различных плотностях энергии.

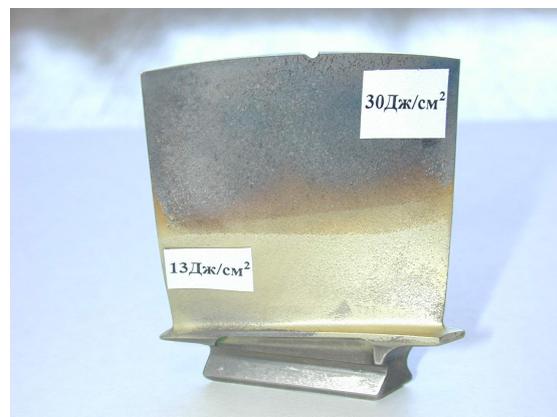


Рисунок 72 - Визуальное наблюдение отслаивание покрытия ZrN с поверхности лопатки из сплава ВТ8 после обработки СИЭП.

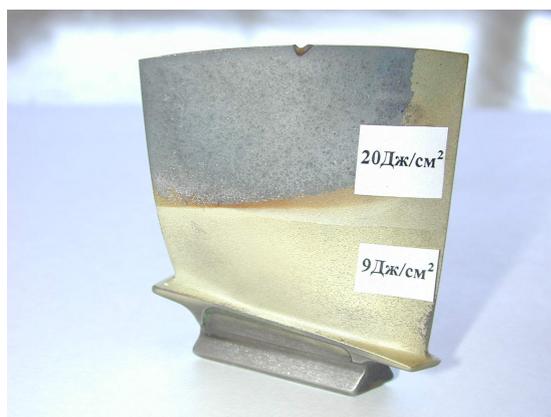


Рисунок 73 - Визуальное наблюдение отслаивание покрытия ZrN с поверхности лопатки из сплава ВТ8 после обработки СИЭП.

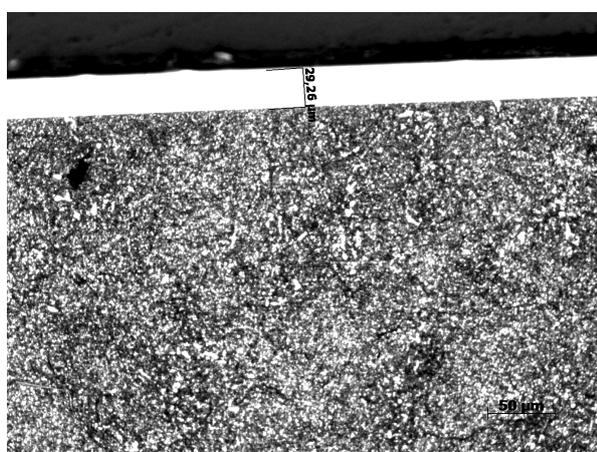


Рисунок 74 - Покрытие TiSiB на поверхности лопатки из сплава ВТ9, полученное методом вакуумно-плазменной технологии высоких энергий.

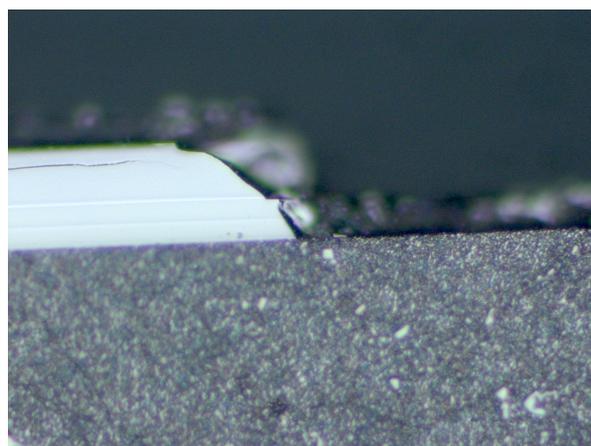


Рисунок 75 - Скол покрытия TiSiB с поверхности лопатки из сплава ВТ9, полученное методом вакуумно-плазменной технологии высоких энергий, при облучении СИЭП за счет формирования высоких остаточных сжимающих напряжений (600-700 МПа) по данным рентгеноструктурного анализа.

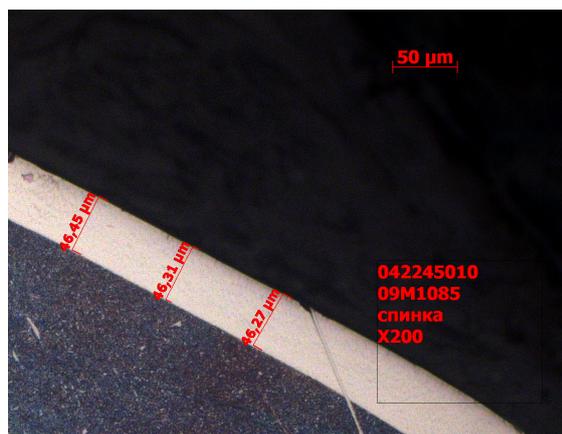


Рис. 76. Покрытие СДП2+ВСДП18 на поверхности лопатки из сплава ЖС32ВИ (Адгезия согласно технологии ММП имени В.В. Чернышева).

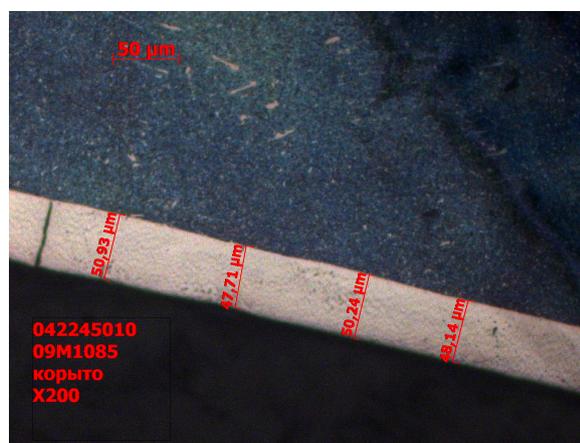


Рисунок 77 - Покрытие СДП2+ВСДП18 на поверхности лопатки из сплава ЖС32ВИ (адгезия согласно технологии ММП имени В.В. Чернышева).

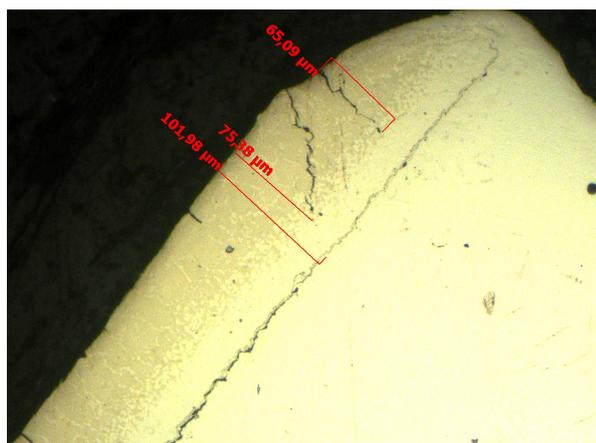


Рисунок 78. Образование несплошностей в зоне адгезии. Покрытие СДП2+ВСДП18 на поверхности лопатки из сплава ЖС32ВИ (адгезия согласно технологии ММП имени В.В. Чернышева) после облучения при плотности энергии 22 Дж/см<sup>2</sup>.

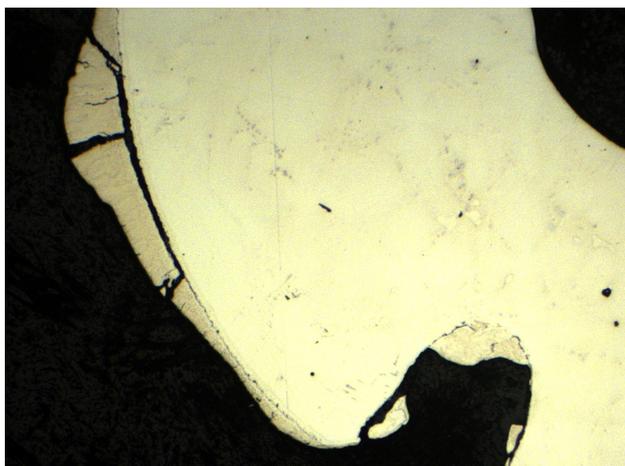


Рисунок 79 - Образование несплошностей в зоне адгезии и растрескивание. Покрытие СДП2+ВСДП18 на поверхности лопатки из сплава ЖС32ВИ (адгезия согласно технологии ММП имени В.В. Чернышева) после облучения при плотности энергии 40-45 Дж/см<sup>2</sup>.

Приведенные здесь данные позволили впервые определить критическую силу адгезии, при которой начинает протекать процесс отслаивания покрытия, в этой связи строится зависимость «плотность энергии при облучении – температура, развиваемая в зоне адгезии – напряжения, формируемые в этой зоне – формирование несплошностей на границе покрытие-матрица или скол покрытия». Видно, что зафиксированные здесь данные свидетельствуют о хороших адгезионных свойствах покрытий, используемых в авиационном двигателестроении [110].

## 6. ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ И АДГЕЗИЮ

В соответствии с техническим заданием и результатами материаловедческих исследований была сконструирована и изготовлена установка «Геза-ММП» для реализации процесса электронно-лучевой обработки на предприятиях авиационной промышленности. В состав экспериментальной электронно-лучевой установки «Геза-ММП» входят: импульсный высоковольтный генератор (ГИН), устройство запуска разрядников ГИН, устройство регулировки длительности импульса (УРДИ), газовая система наддува разрядников ГИН и УРДИ, электронный источник, канал транспортировки пучка, обостряющий разрядник и обостряющий конденсатор, инжектор – электронный источник триодного типа на базе многоострийного катода с управляющим разрядом (МКУР), магнитную систему формирования и транспортировки пучка, механическую подставку с радиационной защитой, камеру обработки лопатки; систему позиционирования лопаток, автоматизированную систему питания, управления, синхронизации и блокировки, диагностическое оборудование.

На рисунке 80 показан внешний вид установки, стоимостью 600 тыс. €.

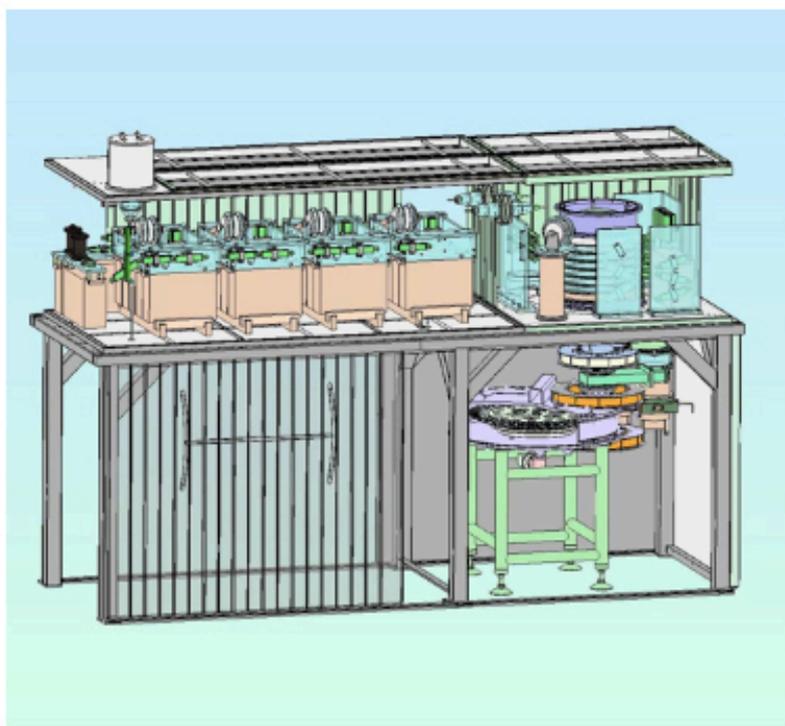


Рисунок 80 - Внешний вид электронно-пучковой установки для улучшения эксплуатационных характеристик турбинных лопаток

**Электронный источник**, состоящий из ускорительной трубки и электронного источника триодного типа на базе многоострийного катода, размещается в стальной емкости с габаритами 1400x1400x1050 мм. Для реализации облучения в настоящей работе был изготовлен новый модернизированный многоострийный катод, в котором острия закрывались специальными колпачками для их защиты от распыляемого при облучении материала (рис.81).



**Рисунок 81 – Внешний вид колпачков, защищающих острия катода от распыляемых материалов мишеней.**

Рядом с электронным источником располагаются устройство, контролирующее длительности импульса, обостряющие разрядник и конденсатор на рабочее напряжение 120кВ. Диагностическое оборудование располагается рядом для возможности снятия показаний общего, на сетку и мишень токов при использовании пояса Роговского. В целях повышения помехозащищенности бак закрывается металлической крышкой с применением специальных уплотнений. Обслуживающий персонал защищен от радиации и электромагнитных полей конструкцией бака, имеющим свинцовую прослойку толщиной 10 мм.

**Комплекс магнитных линз** позволяет транспортировать пучок по транспортному каналу до рабочей камеры. Линзы располагаются на нижнем фланце электронного источника, канале транспортировки и на верхнем и нижнем фланцах камеры обработки лопаток. Канал транспортировки пучка соединен с выходным фланцем ускорительной трубки и заканчивается на верхнем фланце камеры обработки клапаном шиберным Ду150.

**Камера обработки лопаток** позволяет одновременно разместить комплект лопаток из 40 штук третьей и седьмой ступени КВД и первой ступени ТВД двигателя РД33. Поворотный механизм позволяет облучать лопатки со всех сторон. Камера обработки состоит из двух несущих фланцев, которые соединены обечайкой. Окна, имеющиеся в камере обработки, необходимы для того, чтобы была возможность легко заменить образцы и диафрагму.

**Система позиционирования лопаток** расположена в камере обработки и предназначена для размещения и облучения лопаток по установленной программе. Основными частями системы позиционирования являются: упорные подшипники, коническая передача, храповые механизмы и узлы крепления лопаток.

**Система вакуумной откачки** позволяет за 40 минут создать вакуум не ниже  $2,3 \cdot 10^{-5}$  Торр в ускорительной трубке, канала транспортировки и камеры обработки лопаток. Высоковакуумная откачка ускорительной трубки и канала транспортировки осуществляется за счет турбомолекулярного насоса ВВ-500. При открывании затвора Ду160 этот же насос используется в камере обработки. Так же в ускорителе используются вакуумно-роторные насосы 2НВР-5Д.

Для контроля давления в вакуумной системе применяются линейный датчик «Пирани АРG» и широкодиапазонным датчиком WRG .

**Системы управления и питания** находятся в трех основных блоках: стойке управления, шкафу управления, удаленном пульте управления.

На рисунках 82 и 83 представлены внешний вид установки, а также схема системы управления и питания.



Рисунок 82 – Внешний вид установки «Геза-ММП».



## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам исследований были сделаны следующие выводы.

1. Экспериментально показано, что с помощью облучения сильноточным импульсным электронным пучком микросекундной длительности удается не только целенаправленно изменять эксплуатационные свойства деталей, но и реализовать ускоренные испытания различных изделий на термостабильность в условиях термоциклирования. Изучено влияние режимов испытаний на термостабильность с применением электронно-лучевой обработки на физико-химическое состояние материала в поверхностных слоях мишеней. Показано, что, используя такие методы анализа, как просвечивающую электронную микроскопию, рентгеноструктурный анализ и оптическую металлографию, удастся зафиксировать любые изменения микро- и нано-структуры и фазового состава на стадии испытаний.

2. Показано, что для определения температуры в поверхностных слоях мишеней на стадии испытаний необходимо использовать программу «Betain», которая обеспечивает построение температурных полей и полей напряжений в зависимости от времени. Экспериментально на примере титановых и никелевых сплавов ВТ6, ВТ9, ВТ8 и ЖС32ВИ доказано, что предлагаемый способ ускоренных испытаний на термостабильность в условиях термоциклирования обеспечивает получение надежных данных об этой эксплуатационной характеристике с применением установки Геза-ММП, которая изготовлена для реализации модифицирования поверхности и ремонта лопаток ГТД.

3. Установлено, что способ испытаний на термостабильность реализуется при облучении сильноточным электронным пучком в ускорителе «Геза-ММП». Требуемая плотность энергии в диапазоне 10-90 Дж/см<sup>2</sup> выбирается, исходя из температурных полей, построенных для материала детали и из требований к ее эксплуатации. Указанные границы диапазона существования плотности энергии, позволяют проводить испытания при нагреве до температур 400-600 °С, при которых эксплуатируются лопатки компрессора ГТД, и до 2500-3000 °С, когда протекают процессы абляции и плазмообразования, что очень важно для аттестации материалов космической техники.

4. Предложен метод определения адгезии покрытий на различных деталях при их облучении сильноточным импульсным электронным пучком, сущность которого состоит в определении напряжений, развиваемых в зоне адгезии покрытия на стадии облучения и фиксации процесса отслаивания покрытия с помощью оптической металлографии или сканирующей электронной микроскопии. Впервые определена адгезионная стойкость защитных покрытий на лопатках ГТД из жаропрочных никелевых и титановых сплавов, а также жаропрочных сталей.

5. Предложенные методы испытаний на термоциклирование и адгезионную прочность использованы на ОАО ММП имени В.В. Чернышева. Показано, что полученные при таких испытаниях результаты хорошо согласуются с расчетными данными, полученными по методике ВИАМ и с данными зафиксированными с помощью программы «Betain».

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кобаяси А. М. Экспериментальная механика под редакцией М.: Мир, 1990. 616 с.
2. Shulov V. A., Bytsenko O. A., Teryaev D. A., Teryaev A. D., Engelko V. I., Tkachenko K.I. The results of tests in content of RD33 gas turbine engine of EP866SH steel compressor blades irradiated with intense pulsed electron beams. // Interaction of irradiations with surface of solids. 2009. Vol. 8. p. 305-307.
3. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС, 2001. 632 с.
4. Салонина О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1976. 447с.
5. Аношкин Н.Ф., Белов А.Ф., Глазунов С.Г. Металлография титановых сплавов // М.: Металлургия. 1980. 463 с.
6. Рябчиков А.И., Степанов И.Б., Исаков П.Я. Особенности формирования очищенных от микрокапельной фракции потоков плазмы и пучков ионов металла в источниках на основе непрерывного вакуумно-дугового разряда // Материалы 3-ей Международной конференции по взаимодействию излучений с твердым телом. Минск, 1999. т. 1. с. 66-69.
7. Метель А.С., Григорьев С.Н. Глеющий разряд с электростатическим удержанием электронов: физика, техника, применения. – М.: ИЦ МГТУ «Станкин», «Янус-К», 2005. – 296 с.
8. Mueller G., Schumacher G., Strauss D. Pulsed electron beam facility GESA for surface treatment of materials // Proceedings of the Inter. Conf. “BEAMS-96”, Prague, 1996. v. 1 p. 267-271.
9. Engelko V., Yatsenko B., Mueller G., Bluhm H. GESA-1 and GESA-2 accelerators of intense pulsed electron beams // J. Vacuum, 2001, v. 62, p. 211-214.
10. Бриггс Д., Сих М. П. Анализ поверхности методами Оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. М.: МИР, 1987. 598 с.
11. Горелик В. А., Протопопов О. Д. Количественная Оже-спектроскопия // Обзоры по электронной технике. Серия 7. М.: ЦНИИ Электроника, 1978. в. 18. с. 1-50.
12. Furman E. Composition analysis of some metal alloys using auger electron spectroscopy // J. Material Science, 1982. - v. 17. - p. 575-579.
13. Шулепов И.А. Разработка и применение комплекса атомно- и ядерно-физических методов для исследования модифицированных слоев материалов / Автореферат диссертации на соискание уч. ст. к.ф-м.н., Томск. ТПУ: 2004. 20 с.
14. Ягодкин Ю.Д. Рентгенографическое исследование структуры поверхностного слоя материалов методом скользящего отраженного пучка // Заводская лаборатория, 1989. т. 55, №2. с. 72-73.
15. Русаков А. А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
16. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. - М.: Металлургия, 1982. 631 с.
17. Perlovich Yu., Bunge H.J., Isaenkova M. Inhomogeneous distribution of residual deformation effects in textured BCC metals. Textures and Microstructures. 1997. v. 29. p. 241-266.
18. Шулов В.А., Шорин В.В, Сулима А.М. и др. Исследование коррозионных процессов методом фото-стимулированной экзоэмиссии // Тезисы докладов 20-й Всес. конф. по эмиссионной электронике. Киев: ИФ АН УССР. 1987. с. 208-209.

19. Шулов В.А., Шорин В.В., Сулима А.М. и др. Экзоэлектронная эмиссия и термодинамические свойства поверхностных слоев многокомпонентных гетерогенных систем // Тез. докл. Всес. конф. "Эмиссия с поверхности полупроводников, в том числе экзоэмиссия", Львов: АН УССР. 1989. с. 27.
20. Ягодкин Ю.Д., Зверев М.В., Шорин В.В., Шулов В.А. Методы исследования состояния поверхностного слоя деталей двигателей летательных аппаратов. Учебное пособие. М.: МАИ, 1987. 87 с.
21. Петухов А.Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.
22. Школьник Л.М. Методы усталостных испытаний. М.: Metallurgia, 1978. 300 с.
23. Сулима А. М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М. : Машиностроение, 1988. 240 с.
24. Evans W. J. Optimising mechanical properties in  $\alpha+\beta$ -titanium alloys. //Thermomechanical processing of and metallurgy of titanium alloys. 7-11 July 1997. Wollongong, Australia. p. 89-96.
25. Жуков Н.Д. Некоторые особенности сопротивления усталости литейных жаропрочных сплавов //Проблемы прочности. 1978.№7. с. 25-30.
26. Shulov V.A. and Nochovnaya N.A. Fatigue strength of refractory alloys modified by ion beams, J. Surf. Coat. Tech. 158-159. 2002. p.33-41.
27. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. Челябинск: Metallurgia, 1988. 397 с.
28. Балтер М.А. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей М.: Машиностроение, 1987.158 с.
29. Pickles M. J., Briscoe B. J., Jullian R. S., Adams M. J. Erosion of surface coatings in hydrodynamic flows // J. Wear, 1996. v. 181/183, N2. p. 759-765.
30. The failure models induced by white layers during impact wear /Y. Y. Yang, H. S. Fang, Y. K. Zheng etc. // J. Wear, 1995 v. 185, N1/2. p. 17-22.
31. Sunderarajan G. and Shewmon P. A new model for the erosion of metals at normal incidence // J. Wear, v. 84. 1983. p. 237-244.
32. Levy A. Solid particle erosion and erosion–corrosion of materials.ASM International, 1995. 534 p.
33. Remnev G. E. and Shulov V. A. Application of high power ion beams for technology // Laser and Particle Beams, 1993. v. 11, N4. p. 707-731.
34. High-power ion beam treatment application for properties modification of refractory alloys // V. A. Shulov etc. // Surface and Coatings Technology. 1997. №99. p. 74-81.
35. Болдин А. А. Нелокальные эффекты при эволюции плотных каскадов атомных столкновений. Диссертация на соискание ученой степени канд. физ.-мат. Наук. М.: МИФИ. 1992. – 130 с.
36. Жуков В. П., Болдин А. А. Генерация упругих волн при эволюции пиков смещения // Атомная энергия, 1987. – т. 63, в. 6. – с. 375-379.
37. Бойко В. И., Шаманин И. В., Юшицин К. В. Термоударное нагружение металла импульсным протонным пучком // Физика и химия обработки материалов, 1992. - №1. – с. 29-33.

38. Начальная стадия динамики конденсированного вещества при воздействии мощного ионного пучка / В. И. Бойко, Н. Н. Прилепских, В. П. Кишкин и др. // Поверхность. Физика, химия, механика...1990. - №1. – с. 11-115.
39. Бойко В. И., Шаманин И. В., Кишкин В. П. Эффект двойной экранировки поверхности металла, облучаемой мощным протонно – углеродным пучком // Физика и химия обработки материалов, 1989. - №3. – с. 20-23.
40. Бойко В. И., Шаманин И. В., Кишкин В. П. Эволюция системы мощный ионный пучок – поверхность металла в микросекундном интервале // Поверхность. Физика, химия, механика...1991. - №7. – с. 36-42.
41. Эрозия кварца под действием мощных наносекундных ионных пучков / В. П. Кривобоков, О. П. Пашенко, Г. А. Сапульская, Б. П. Степанов // Физика и химия обработки материалов, 1991. - №6. – с. 25-32.
42. Диденко А. Н., Асаинов О. Х., Кривобоков В. П. Аморфизация поверхности металлов и сплавов при облучении импульсными наносекундными пучками ионов // Поверхность. Физика, химия, механика...1985. - №1. – с. 150-154.
43. Тепловые процессы при обработке поверхности металлов сильноточными наносекундными пучками ионов / В. П. Кривобоков, О. Х. Асаинов, Г. А. Сапульская, А. Е. Лигачев // Физика и химия обработки материалов, 1987. - №2. – с. 53-59.
44. Диденко А. Н. , Шулов В. А. , Ремнев Г. Е. , Ночовная Н. А. Физико-химическое состояние поверхностных слоев и эксплуатационные свойства сплава ВТ18У, подвергнутого воздействию мощного ионного пучка. Физика и химия обработки материалов, 1991.- №5. - с. 14-23.
45. Шулов В. А., Ремнев Г. Е., Ночовная Н. А., Полякова И. Г. Термодинамические оценки возможности протекания физико-химических процессов в поверхностных слоях жаропрочных сплавов при облучении мощными ионными пучками наносекундной длительности // , Физика и химия обработки материалов, 1997. - №2. - с. 12-22.
46. Модификация свойств металлов под действием мощных ионных пучков /А. Д. Погребняк, Г. Е. Ремнев, С. А. Чистяков, А. Е. Лигачев // Известия высших учебных заведений. Физика, 1987 - № 1. – с. 51-65.
47. Бойко В. И., Евстигнеев В. В. Введение в физику взаимодействия сильноточных пучков заряженных частиц с веществом. М.: Энергоатомиздат, 1988. – 136 с.
48. Pogrebnyak A. D. , Remnev G. E. , Plotnikov S. V. High power pulsed ion beam irradiation of metals and alloys // Material science and engineering, 1989. - v. A115. - p. 175-179.
49. Бойко В.И., Валяев А.Н., Погребняк А.Д. Модификация металлических материалов импульсными мощными пучками частиц // Успехи физических наук, 1999, - т. 169, №11. - с. 1243-1271.
50. Соколов С. В. Модификация свойств поверхности материалов на основе соединений титана // Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Сумы: СГУ, 2000. – 18 с.

51. Yatsui K. High power pulse ion beam application for technology, *J. Laser and Particle Beams*, 1989. - v. 7. - p. 733-749.
52. Evans W.J. Optimising mechanical properties in alpha-beta titanium alloys // *Materials Science and Engineering*, 1998. A243. p. 89-96.
53. Suzuki H.G., Eylon D. Hot ductility of titanium alloy: a challenge for continuous casting process // *Materials Science and Engineering*, 1998. A243. p. 126-133.
54. Martin P.L. Effects of hot working on the microstructure of titanium base alloys // *Materials Science and Engineering*, 1998. A243. p. 25-31.
55. Lutjeiring G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ( $\alpha+\beta$ ) titanium alloys // *Materials Science and Engineering*, 1998. A243. p. 32-45.
56. Evans W.J. Mechanical behaviour at elevated temperature: cycle and time dependent effects // *Titanium 95. Science and Technology. Proceedings of the 8 th World Conference on Titanium. 22-26 October 1995, Birmingham, UK. v. 2. p. 1065-1075.*
57. Microstructure factors in fatigue damages process of two-phase titanium alloys / J. Sienawski, R. Filip, W. Ziaja, F. Grosman // *Titanium 95. Science and Technology. Proceedings of the 8 th World Conference on Titanium. 22-26 October 1995, Birmingham, UK. v. 2. p. 1411-1418.*
58. Albrecht J., Lutjeiring G. Microstructure and mechanical properties of titanium alloys // *Titanium 99. Science and Technology. Proceedings of the 9 th World Conference on Titanium. 7-11 June 1999, Saint-Petersburg, Russia. p. 363-375.*
59. Ivasishin O.M., Flower H.M., Lutjeiring G. Mechanisms of martensite formation and tempering in titanium alloys and their relationship to mechanical property development // *Titanium 99. Science and Technology. Proceedings of the 9 th World Conference on Titanium. 7-11 June 1999, Saint-Petersburg, Russia. p. 77-84.*
60. Lutjeiring G., Sauer C. Processing, microstructure and properties of titanium Ti-6246 // *Titanium 99. Science and Technology. Proceedings of the 9 th World Conference on Titanium. 7-11 June 1999, Saint-Petersburg, Russia. p. 390-397.*
61. Hines J.A., Peters J.O., Lutjeiring G. Microcrack propagation in the LCF-and HCF-regimes in Ti-6Al-4V // *Titanium 99. Science and Technology. Proceedings of the 9 th World Conference on Titanium. 7-11 June 1999, Saint-Petersburg, Russia. p. 433-440*
62. Technological Aspects of Intense Pulsed Electron Beam Application for Properties Improvement and Repair of Gas Turbine Engine Blades from Titanium Alloys/ N. Nochovnaya, V. Shulov, A. Paykin etc. // *Материалы 11 Международного съезда по титану, Гамбург, 2003. т. 3. - с. 1147-115.*
63. Майер А.А. Нелинейная динамика границы мишени под действием интенсивных потоков заряженных частиц // *Диссертация на соискание ученой степени канд. физ. – мат. наук. Челябинск: ЧГПУ, 112 с.*
64. Яловец А.А., Майер А.А., Волков Н.Б. О механизме явления кратерообразования на облучаемой поверхности // *В сб. трудов 6-той Международной конф. по модификации свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц. ТПУ: Томск, 2002. с. 230-23/*

65. Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П. Нелинейная динамика контактной границы сплошных сред с различной плотностью // ЖТФ, 2003. т. 73, в. 3. с. 1-9.
66. Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П. О механизме кратерообразования на поверхности твердых тел при воздействии интенсивных пучков заряженных частиц // Письма в ЖТФ, 2002. т. 72, в. 8. с. 34-38.
67. Three-dimensional simulation of nonlinear dynamics of target surface at influence of intense charged particle beams / N.B. Volkov, A. E. Mayer, R.A. Talala, A.A. Yalovets // Proceedings of 7<sup>th</sup> International Conference on Modification of materials with particle beams and plasma flows, Tomsk, Russia, July 25-29, 2004 p. 152-154.
68. Влияние параметров облучения высокоинтенсивными импульсными пучками заряженных частиц и исходного состояния поверхности твердотельных мишеней на их микрорельеф / А.Я. Лейви, А.Е. Майер, В.А. Шулов, А.П. Яловец // Упрочняющие технологии и покрытия, 2008. №11. с.12-17.
69. The influence of initial target surface state and irradiation parameters on the micro-craters formation / A.Y. Leyvi, A.E. Mayer, V.A. Shulov, A.P. Yalovets // Материалы 9 Межд. конф. «Модификация материалов пучками заряженных частиц и плазменными потоками». Томск, 2008. с. 113-117
70. Сопротивление солевой коррозии деталей из жаропрочных сталей ЭП866ш и ЭП718ИД, подвергнутых обработке высокоинтенсивными импульсными электронными пучками/ В. А. Шулов, А.Г. Пайкин, Н.И. Фомин и др.// Материалы 5 Междун. конф. по взаимодействию излучений с твердым телом. Минск: БГУ, 2003. - с. 320-322
71. Использование высокоинтенсивных импульсных электронных пучков для модификации свойств лопаток ГТД/ А.Г. Пайкин, А.Ф. Львов, В.А. Шулов, Н.А. Ночовная, В. А. Энгелько // ж. Проблемы машиностроения и автоматизации, 2003, №3, с. 41-49.
72. Пайкин А.Г. Разработка высокоинтенсивной технологии поверхностной модификации лопаток КВД из жаропрочных сталей типа ЭП866ш с применением высокоинтенсивных импульсных электронных пучков // Диссертация на соискание уч. ст. к.т.н., МАИ, 2003. 103 с.
73. Mechanisms of element redistribution into the surface layer of refractory alloy parts during their irradiation by intense pulsed electron beams/ V.A. Shulov, V.I. Engelko, G. Mueller, K.I. Tkachenko, A.G. Paikin, A.B. Belov // Abstracts of 15<sup>th</sup> International Conference on High-Power Particle BEAMS, Saint Petersburg, Russia, July 18-23, 2004. p. 215.
74. Mechanisms of salt corrosion resistance alteration of refractory steels irradiated by intense pulsed electron beams/ V.A. Shulov, V.I. Engelko, G. Mueller, A.G. Paikin, A.B. Belov, A.F. Lvov // Abstracts of 15<sup>th</sup> International Conference on High-Power Particle BEAMS, Saint Petersburg, Russia, July 18-23, 2004. p. 216.
75. Белов А.Б. Разработка технологии модификации поверхности лопаток КВД из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов с применением высокоинтенсивных импульсных электронных пучков // Диссертация на соискание уч. ст. к.т.н., МАИ, 2006. 138 с.
76. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур. Справочник в 2-х томах. М.: Металлургия, 1991. 831 с.

77. Шулов В.А., Ткаченко К.И., Теряев Д.А. и др. Кратерообразование на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. - №1. – с. 19-25.
78. Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А. и др. Нанесение эрозионностойких нанопокровов TiSiB содержащих МАХ-фазу на поверхность деталей из сплава Ti6Al4V вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. - №12. – с. 18-22.
79. Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А. и др. Структурные изменения в поверхностных слоях деталей из титановых сплавов BT6 и BT9 при облучении импульсными электронными пучками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. - №1. – с. 29-32.
80. Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А. и др. Результаты длительных испытаний на технологическом двигателе РД-33 лопаток компрессора ГТД из стали ЭП866, облученных сильноточным импульсным электронным пучком // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. - №9. – с. 22-27.
81. Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А. и др. Разработка технологического процесса ремонта и восстановления свойств лопаток компрессора ГТД из жаропрочной стали ЭП866Ш // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. - №2. – с. 23-27.
82. Дерягин Б. В., Кротова Н. А., Смилга В. П. Адгезия твердых тел. — М.: Наука, 1973.
83. Фрейдин А. С., Турусов Р.А. Свойства и расчет адгезионных соединений. — М.: Химия, 1990.
84. Будиновский С.А. Применение аналитической модели определения упругих механических и термических напряжений в многослойной системе по созданию алюминидных покрытий //упрочняющие технологии и покрытия, 2013. №3. С. 3-10.
85. Коломыцев П.Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1984, 216 с.
86. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. - М.: Машиностроение, 2001. - 463 с.
87. Тамарин Ю.А. Жаростойкие диффузионные покрытия лопаток ГТД. - М.: Машиностроение, 1978. - 133 с.
88. Будиновский С.А., Каблов Е.Н., Мубояджян С. А. и др. Авиационные материалы на рубеже XX-XXI веков: Сб. тр. - М.: ВИАМ, 1994, с. 314-325.
89. Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Гаямов А.М., Степанова С.В. Ионно-плазменные жаростойкие покрытия с композиционным барьерным слоем для защиты от окисления сплава ЖС36ВИ // МиТОМ. - 2011. - №1. - С. 34-40.
90. Гуль В.Е., Вахрушина Л.А., Дворецкая Н.М. Высокмолекулярные соединения, 1976, т. А18, №1, с. 122-126
91. Берлин А.А., Басин В.Е. Основы адгезии полимеров. М., Химия, 1974, 391 с.
92. Воюцкий С.С. Аутогезия и адгезия высокополимеров. М. Ростехиздат, 1960, 244 с.
93. Покрытия металлические и неметаллические, неорганические. Методы контроля. ГОСТ 9.302-88.

94. Гринченко В.Т., Капралова Н.А., Кудряшев Н.И., Левин А.М. Нанесение металлических пленок на подложки из различных материалов вакуумным плазменно-дуговым методом, неорганические материалы//Рос. Ак.Наук. – 1992. – Т. 28, № 8. – С. 1630-1634
95. Pershin V., Lufitha M. et. all. Effect of substrate temperature on Adhesion Strength of plasmasprayed nickel coatings//Journal of Thermal Spray Technology. – 2003. – Vol. 12 (3). – P.370-376.
96. Sheng Zhu, W. Wlosinski. Joining of AlN ceramic to metals usings sputtered Al or Ti films//Journal of Materials Processing Technology. –2001. – Vol. 109. – P. 277-282.
97. В.М. Лунёв, О.В. Немашкало Адгезионные характеристики покрытий и методы их измерения //ФИП PSE, 2010, т. 8, № 1, vol. 8, No. 1 с. 64-71
98. Schmidbauer S., Hahn J., Richter F. Adhesion of metal coatings on ceramics deposited by different techniques //Surface and Coatings Technology. – 1993. – Vol. 59. – P. 325-329.
99. Зимон А.Д. Адгезия пленок и покрытий. – М.: Химия, 1977. – 351 с.
100. Liao Yi-de, Li Zhuang-yun, Tang Guo-qun. Evaluation for adhesion strength of coating and substrate by burying beforehand specimen//Journal of Wuhan University of Technology Mater SciEd. – 2003. – Vol. 18, Iss 1. – P. 31-35.
101. В.М. Лунёв, О.В. Немашкало Адгезионные характеристики покрытий и методы их измерения //ФИП PSE, 2010, т. 8, № 1, vol. 8, No. 1 с. 64-71
102. Suzuki S. Internal stress and adhesion of thin films sputtered onto glass by an in-line sputtering system//Thin Solid Films. – 1999. – Vol. 351. – P. 194-197
103. Ichimura H., Ishii Y. Effects of indenter radius on the critical load in scratch testing//Surf. And Coat. Techn. – 2003. – Vol. 165. – P. 1-7.
104. Маслов Е.Н. Теоретические основы процесса царапания металлов. – М.: Наука, 1968. – С. 24-44.
105. Shulov V.A., Bytzenko O.A., Gromov A.N., Teryaev D.A., Engelko V.I., Tkachenko K.I. The influence of relaxation processes on effectiveness of surface treatment of titanium compressor blades with intense pulsed electron beams // Известия высших учебных заведений. Физика. 2012. Т. 55. № 12-3. С. 242-244.
106. Громов А.Н., Энгелько В.И., Шулов В.А., Теряев Д.А., Быценко О.А. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модифицирования поверхности лопаток газотурбинного двигателя с перфорационными отверстиями // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. №10. С. 23-25.
107. Громов А.Н., Энгелько В.И., Шулов В.А., Теряев Д.А., Быценко О.А. Влияние режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на процесс кратерообразования на поверхности мишеней из никелевых сплавов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. №11. С. 15-19.
108. Шулов В.А., Громов А.Н., Быценко О.А., Теряев Д.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И., Ширваньянц Г.Г. Структурно-фазовые изменения в поверхностных слоях деталей из титанового

- сплава ВТ9 при облучении сильноточными импульсными электронными пучками // Физика и химия обработки материалов. 2014. №1. С. 12-16.
109. Shulov V.A., Teryaev D.A., Shirvanyants G.G., Engelko V.I., Gromov A.N., Bytsenko O.A. Application of high-current pulsed electron beams for the restoration of operational properties of the blades of gas-turbine engines // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2015. Т. 56. № 3. С. 333-338.
110. Gromov A.N., Shulov V.A., Bytsenko O.A., Teryaev D.A., Teryaev A.D., Engelko V.I. Application of intense pulsed electron beams for repair and property recovery of turbine blades with perforate holes // Известия высших учебных заведений. Физика. 2014. Т. 57. № 10-3. С. 27-30.
111. Gromov A.N., Shulov V.A., Bytsenko O.A., Teryaev D.A., Shirvanyants G.G., Engelko V.I. Structural changes into surface layers of parts from titanium alloys during irradiation by intense pulsed electron beams // Известия высших учебных заведений. Физика. 2014. Т. 57. №12/3. С. 237-240.
112. Gromov A.N., Shulov V.A., Bytsenko O.A., Teryaev D.A., Engelko V.I. The effect of irradiating regimes with intense pulsed electron beams on crater creation taking place on the surface of targets from nickel alloys // Известия высших учебных заведений. Физика. 2014. Т. 57. № 12-3. С. 232-236.
113. Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А.Н., Теряев Д.А., Быценко О.А., Ширваньянц Г.Г. Кратерообразование на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками // Физика и химия обработки материалов. 2015. №5. С. 22-28.
114. Shulov V.A., Teryaev D.A., Gromov A.N., Engelko V.I. Application of high-current pulsed electron beams for modifying the surface of gas-turbine engine blades // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2016. Т. 57. № 3. С. 256-265.
115. Шулов В.А., Громов А.Н., Теряев Д.А., Ширваньянц Г.Г., Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А. Текстурирование поверхностных слоев мишеней из сплава Ti-6Al-4V при их облучении сильноточными импульсными электронными пучками // Известия высших учебных заведений. Физика. 2016. Т. 59. № 9-2. С. 283-286.
116. Шулов В.А., Громов А.Н., Теряев Д.А., Теряев А.Д. Влияние режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на процесс кратерообразования на поверхности мишеней из титановых сплавов // Известия высших учебных заведений. Физика. 2016. Т. 59. №9/2. С. 279-282
117. Шулов В.А., Громов А.Н., Теряев Д.А., Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А. Текстурирование в поверхностных слоях мишеней из сплава ВТ6 при облучении сильноточными импульсными электронными пучками // Физика и химия обработки материалов. 2016. № 6. С. 19-24.
118. Быценко О.А., Шулов В.А., Пайкин А.Г., Громов А.Н., Теряев А.Д., Панов В.А. Основные аспекты технологического процесса электронно-лучевого ремонта и восстановления эксплуатационных свойств рабочих лопаток ГТД // Взаимодействие излучений с твердым телом: сб. труд. 12-й Международной конференции (Минск, Беларусь, 19—22 сентября 2017). — Минск: Изд. центр БГУ, 2017. — С. 214-216 (483 с.)