



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»

ФИЛИАЛ АКЦИОНЕРНОГО ОБЩЕСТВА «ОБЪЕДИНЕННАЯ
ДВИГАТЕЛЕСТРОИТЕЛЬНАЯ КОРПОРАЦИЯ» «НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ И ОРГАНИЗАЦИИ ПРОИЗВОДСТВА ДВИГАТЕЛЕЙ»

На правах рукописи

ЗОЛОТАРЕВА АННА ЮРЬЕВНА

**МНОГОСЛОЙНЫЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ
ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ И
ТЕХНОЛОГИИ ИХ НАНЕСЕНИЯ**

Специальность: 05.16.06– Порошковая металлургия и композиционные
материалы

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научные руководители: доктор технических наук, профессор,
Абраимов Николай Васильевич;

доктор технических наук, профессор,
Скворцова Светлана Владимировна

Москва 2019

Содержание

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1 АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА И ТУРБИНЫ СОВРЕМЕННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ.....	11
1.1 Характеристика жаропрочных титановых $\alpha+\beta$ - и орто-сплавов для перспективных ГТД	11
1.2 Анализ высокотемпературных покрытий для защиты от окисления жаропрочных титановых сплавов	19
1.3 Характеристика жаропрочных никелевых сплавов и жаростойких покрытий для лопаток газовых турбин	26
1.4 Анализ высокотемпературных износостойких покрытий для лопаток газовых турбин	33
ГЛАВА 2 ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	40
2.1 Объекты исследования.....	40
2.2 Методы исследования	43
ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЖАРОПРОЧНЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ	47
3.1 Исследование способа получения покрытий на титановых сплавах методом конденсации и микродугового оксидирования	47
3.2 Исследование структуры и свойств многослойного защитного покрытия систем (Al-Si), (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) и (Ni-Cr-Al-Y)+(Al-Si) на сплавах ВИТ1, ВТ-41 и TNM-B1	53
3.2.1 Исследование структуры и свойств покрытия системы (Al-Si) на сплавах ВИТ1 и ВТ-41	53

3.2.2 Исследование структуры и свойств двухслойного покрытия системы (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) на сплавах ВИТ1 и ВТ-41	58
3.2.3 Исследование структуры и свойств двухслойного покрытия системы (Ni-Cr-Al-Y) + (Al-Si) на сплаве ВИТ1	62
3.2.4 Исследование структуры и свойств покрытия системы (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) на сплаве TNM-B1	66
3.3. Исследование жаростойкости защитных покрытий на титановых сплавах ВТ-41 И ВИТ1 при температурах 650 и 700 °С	68
3.3.1 Исследование жаростойкости покрытия ВСДП-11Н (Al-Si) при температуре 700°С на сплавах ВИТ1 и ВТ-41	68
3.3.2 Исследование жаростойкости покрытия СДП-2+ВСДП-11Н (Ni-Cr-Al-Y)+(Al-Si)при температуре 700°С	72
3.3.3 Исследование жаростойкости покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 (Al-Si) +(Ni-Cr-Al-Y) при температурах 650°С и 700°С на сплаве ВИТ1, ВТ-41 и TNM-B1	75
3.4. Исследование остаточных напряжений и трещиностойкости защитных жаростойких покрытий на интерметаллидном титановом сплаве ВИТ1	93
Выводы по главе 3	98
ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА МНОГОСЛОЙНЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЛОПАТКАХ РОТОРА ГАЗОВЫХ ТУРБИН	100
4.1 Исследование способа наплавки износостойкого высокотемпературного покрытия ВКНА-2М на бандажные полки лопаток ротора газовых турбин	100
4.2 Исследование способов восстановления геометрических размеров и износостойких покрытий при ремонте лопаток газовых турбин	107
Выводы по главе 4	116

ГЛАВА 5 РЕАЛИЗАЦИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЛОПАТКАХ КОМПРЕССОРА И ТУРБИНЫ ГТД	117
5.1 Реализация интерметаллидного покрытия ВКНА-2М на лопатках ротора турбины из сплава ЖС26	117
5.2 Реализация способа восстановления геометрических размеров и покрытий лопаток ротора турбины при ремонте ГТД	117
5.3. Реализация способа нанесения защитных покрытий на деталях из жаропрочных титановых сплавов	120
Вывод по главе 5	125
ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ	126
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	129
ПРИЛОЖЕНИЕ	140

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Повышение эффективности и надёжности элементов турбины и компрессора авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) при необходимости снижения удельной массы двигателей и повышения их экономичности представляет одну из актуальных проблем современного двигателестроения.

Применение титановых сплавов вместо сталей и никелевых сплавов в авиастроении позволяет существенно уменьшить массу конструктивных элементов и узлов, однако, в настоящее время традиционные жаропрочные α - и $(\alpha+\beta)$ -титановые сплавы не могут удовлетворить требованиям 30%-ого снижения удельной массы конструкции в связи с ограничением максимально допустимой температуры нагрева в процессе эксплуатации перспективных ГТД. Создание новых технологий стало приоритетным направлением при разработке двигателей с высокими характеристиками эксплуатационной надёжности. Технологии изготовления лопаток компрессора и турбины оказывают решающее влияние на надёжность и ресурс ГТД.

Разработка высокотемпературных покрытий тесно связана с разработкой новых жаропрочных сплавов. Интерметаллиды титана на основе систем Ti-Al и Ti-Al-Nb являются одними из самых перспективных материалов, превосходящих по многим своим свойствам сплавы на основе никеля. Их применение для лопаток компрессора высокого давления (КВД) и турбины низкого давления (ТНД) позволит существенно снизить массу конструкции двигателя и повысить рабочую температуру деталей из титановых сплавов до 650-700°C. Поскольку титановые интерметаллидные сплавы обладают недостаточной стойкостью к высокотемпературному окислению, для обеспечения заданного ресурса необходима разработка эффективных защитных покрытий. Этот фактор определяет высокую актуальность выполненной работы.

Не менее актуальной проблемой является обеспечение надежности и долговечности лопаток ротора турбины высокого давления (ТВД) из жаропрочных никелевых сплавов, которые нередко оказывают решающее влияние на ресурс ГТД.

Стойкость к окислению роторных лопаток из современных никелевых жаропрочных сплавов недостаточна, поскольку их состав и структура оптимизированы, прежде всего, из условия достижения максимальной жаропрочности как путём введения тугоплавких элементов (Ta, W, Mo, Nb, Re, Ru), так и путём увеличения объёмного содержания упрочняющей γ' -фазы. Для предотвращения разрушения лопаток ТВД газовой коррозией широко применяются жаростойкие защитные покрытия. В особо сложных условиях эксплуатации работают лопатки ТВД, конструкция которых содержит бандажные полки, работающие при одновременном воздействии виброударных нагрузок и фреттинг-коррозии. Повреждение бандажных полок является одним из факторов, ограничивающих ресурс двигателей.

Для защиты от износа контактирующих поверхностей бандажных полок лопаток газовых турбин разработано достаточно большое количество износостойких сплавов, например, сплавы на основе кобальта системы «твёрдый раствор кобальта + карбиды», сплавы на никелевой основе системы γ/γ' . Сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al обладают повышенной рабочей температурой, причём при температуре 1100-1150°C их износостойкость выше, чем у традиционных износостойких сплавов. При эксплуатации, помимо высокотемпературного разрушения покрытия, происходит разрушение основного металла контактных поверхностей бандажных полок, что приводит к изменению их геометрических размеров, поэтому весьма актуальна проблема своевременного восстановления геометрических размеров бандажных полок наплавкой жаростойких и жаропрочных материалов с последующим восстановлением износостойкого покрытия. При этом традиционно применяемая в серийном производстве напайка, предполагающая нагрев всей детали практически до температуры гомогенизации сплава, при ремонте может привести к рекристаллизации замков лопаток, снижению характеристик жаропрочности

сплавов, а также жаростойкости покрытий, нанесённых при серийном производстве лопаток.

В связи с большой стоимостью авиационных ГТД решению проблемы увеличения их долговечности придаётся очень большое значение. Актуальность диссертации подтверждается и тем, что основные исследования проводились в рамках решений, включающих: ежегодные Послания Президента РФ, по федеральным целевым программам; «Приоритетные направления развития науки и техники РФ»; «Развитие оборонно-промышленного комплекса Российской Федерации на 2007-2010 годы и на период до 2015 года»; «Развитие национальной технической базы на 2007-2011 гг.»; «Развитие гражданской авиационной техники России на 2002-2010 годы и на период до 2015 года». Выполненные исследования соответствуют научно-прикладным задачам, решаемым Акционерным Обществом «Объединенная Двигателестроительная Корпорация».

Цель работы – создание и исследование многослойных жаростойких покрытий для защиты лопаток турбины и компрессора авиационных ГТД, восстановление их геометрических размеров при ремонте и исследование их структуры и свойств.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **научные задачи**:

1. Разработать жаростойкое покрытие для деталей из интерметаллидных орто- и γ -TiAl сплавов.
2. Исследовать физико-химические и механические свойства разработанного защитного покрытия на интерметаллидных титановых орто- и γ -TiAl сплавах.
3. Разработать способ восстановления геометрических размеров и износостойких покрытий бандажных полок лопаток ротора ТВД из жаропрочного никелевого сплава ЖС26 при ремонте.
4. Разработать способ нанесения интерметаллидного износостойкого покрытия ВКНА-2М на бандажные полки лопаток ротора ТВД из жаропрочного никелевого сплава ЖС26.

Научная новизна

1. Разработано новое высокотемпературное двухслойное покрытие для лопаток компрессора и турбины из интерметаллидных титановых сплавов. Показано, что в покрытии Ni – 20%Cr – 12%Al – 0,3%Y происходит формирование алюминий содержащих фаз $TiAl_3$, Ni_3Al и $NiAl$, которые обеспечивают длительную защиту деталей от высокотемпературного окисления при температуре 700°C. Покрытие Al – 0,6%Si играет роль диффузионного барьера, образующиеся в нем фазы $TiAl_3$, $TiSi_2$ и Ti_5Si_3 тормозят диффузию титана к границе раздела с газовой средой и исключают формирование оксидов титана на поверхности покрытия.

2. Установлено, что на стойкость к окислению сплавов на основе интерметаллидов титана существенное влияние оказывает последовательность нанесения слоев покрытия. При нанесении верхним слоем Al – 0,6%Si в процессе изотермической выдержки при 700°C происходит образование оксида алюминия, приводящего к разрушению покрытия.

3. Установлено, что для восстановления геометрических размеров бандажных полок лопаток турбин из сплава ЖС26 необходимо использовать никелевый сплав X20H80-H, имеющий коэффициент линейного расширения в 1,5 раза превосходящий коэффициент линейного расширения основного материала, что исключает появление трещин при последующем нанесении износостойкого и жаростойкого покрытий.

4. Установлено, что при газовом хромировании лопаток турбин из сплава ЖС26 с наплавкой интерметаллида ВКНА-2М происходит восстановление никеля из молекул дихлорида $NiCl_2$ алюминием из наплавки, что сопровождается образованием пористости.

Практическая значимость работы:

1. Разработано новое защитное покрытие и способ его нанесения на лопатки КВД и ТНД из интерметаллидных титановых сплавов. Двухслойное покрытие позволяет на три порядка повысить стойкость к высокотемпературному окислению деталей перспективных ГТД при температуре эксплуатации до 700°C.

2. Разработан способ восстановления геометрических размеров и защитных покрытий на бандажных полках лопаток ротора ТВД, который реализован на производственном комплексе «Салют» АО «ОДК» на партии лопаток при ремонте.

3. Разработан способ наплавки износостойкого высокотемпературного покрытия из интерметаллида на основе никеля ВКНА-2М, который рекомендован для контактных поверхностей бандажных полок лопаток ротора турбины высокотемпературных ГТД.

4. Разработанные технологии внедрены в опытно-промышленном производстве на производственном комплексе «Салют» АО «ОДК», что подтверждено соответствующим актом.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследования нового двухслойного жаростойкого покрытия системы (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) в условиях высокотемпературного окисления при температурах 650 и 700°C в течение 500 часов и обоснование его применения для интерметаллидных титановых сплавов.

2. Результаты оценки физико-химических и механических свойств двухслойного покрытия на интерметаллидном титановом сплаве ВИТ1.

3. Сравнительные результаты оценки качества наплавки сплавов ЖС32, ЖС26 и Х20Н80-Н при восстановлении геометрических размеров бандажных полок ГТД с последующей наплавкой износостойкого сплава СМ64 для работы на второй ресурс ГТД.

4. Результаты исследования качества износостойкого покрытия интерметаллидного сплава ВКНА-2М на лопатках ротора турбин из сплава ЖС26.

Личный вклад автора заключается в самостоятельно выполненном анализе состояния вопроса по теме диссертации, формулировании цели и задач работы, проведении экспериментальных исследований, анализе и обобщении полученных данных, формировании выводов, полученных в результате выполнения работы.

Степень достоверности результатов определяется использованием современного сертифицированного оборудования, аттестованного по

международным стандартам, применением комплекса современных методов исследования и паспортизированных материалов.

Апробация результатов работы

Основные результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на 5 научных конференциях, проводимых в ПК «Салют» АО «ОДК», ФГУП «ВИАМ», ФГУП «ЦИАМ им. Баранова» ЦВК «Экспоцентр» в 2018-2019 гг., а также на 22-ом международном салоне «Архимед-2019», проведенном в КВЦ «Сокольники».

ГЛАВА 1 АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА И ТУРБИНЫ СОВРЕМЕННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

1.1 Характеристика жаропрочных титановых $\alpha+\beta$ - и орто-сплавов для перспективных ГТД

Титановые сплавы нашли широкое применение в технике, в частности, для изготовления двигателей летательных аппаратов. Перспективность применения титановых сплавов в авиакосмической технике, прежде всего с α - и $(\alpha+\beta)$ -структурой, обусловлена исключительно высокой жаропрочностью, коррозионной стойкостью, высокой удельной прочностью, существенно более низкой в сравнении с никелевыми сплавами плотностью, соответственно, в 1,75 и 1,97 раз. Применение титановых сплавов вместо никелевых сплавов и сталей в авиастроении позволяет существенно уменьшить массу конструктивных элементов и узлов, что имеет важнейшее значение для летательной техники [1-3].

Однако, разработанные и используемые традиционные жаропрочные α - и $(\alpha+\beta)$ -титановые сплавы за последние 50 лет приблизились к температурному пределу их практического использования. Дальнейшее усовершенствование газотурбинных двигателей требует разработки и освоения новых материалов на основе интерметаллидов титана для перспективных двигателей [4, 5].

Создание новых авиационных двигателей характеризуется существенным повышением степени сжатия воздуха в компрессоре и температуры газов перед турбиной. Последние ступени компрессора высокого давления и лопатки последней ступени турбины подвергаются воздействию температур, достигающих 650-700 °С. До температуры 600 °С широко применяемые титановые α - и $(\alpha+\beta)$ -сплавы хорошо защищаются от окисления собственной пассивной оксидной пленкой, однако при более высоких температурах титан активно взаимодействует с газовой средой, прежде всего с кислородом, азотом, оксидом и диоксидом углерода [5]. Особенно интенсивно титановые сплавы взаимодействуют с кислородом при температурах 700°С и выше.

Одним из главных лимитирующих факторов при разработке титановых сплавов для деталей компрессора высокого давления является требование по повышению рабочей температуры, в связи с чем возникает необходимость применения новых материалов и технологий их защиты от высокотемпературной газовой коррозии [7, 8]. Разработка жаропрочных материалов на основе титана с рабочей температурой 600°C и более является весьма актуальной, поскольку позволяет расширить диапазон применения титановых сплавов в самолетостроении [9].

Перспективные интерметаллиды на основе систем (Ti-Al) и (Ti-Al-Nb) – представляют значительный интерес с точки зрения создания более легких конструкций с рабочей температурой, достигающей 700°C, особенно применительно для лопаточных элементов ГТД. Предполагается, что замена никелевых сплавов на интерметаллидные сплавы на основе титана позволит увеличить удельную тягу за счет изготовления из них лопаток, дисков, элементов сопла и других деталей [10].

Интерес к данным сплавам вызван возможностью достижения более высоких характеристик сплава в связи с ковалентным или ионным типом связи: интерметаллиды обладают повышенной температурой плавления, низкой плотностью, высокими прочностными характеристиками и стабильным модулем упругости, а также более высокой удельной прочностью, что дает возможность снизить массу конструкции. Однако, титановые α_2 -, γ -, орто-сплавы обладают высокой хрупкостью, что не позволяет широко применять интерметаллидные титановые сплавы без оптимизации химического состава, структуры и режимов термической обработки. Высокое значение отношения предела текучести к плотности является одним из существенных параметров при оценке материалов, используемых в авиакосмической промышленности.

В настоящее время к наиболее перспективным жаропрочным интерметаллидным сплавам относят интерметаллидные сплавы на основе алюминидов никеля, титана или ниобия [11-13, 18, 97].

Интерметаллидные титановые сплавы подразделяются на группы в зависимости от фазового состава:

- сплавы на основе $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$;
- сплавы на основе $\gamma\text{-TiAl}$, которые разделяют на
 - однофазные γ -сплавы 50-52 % Al ат.
 - двухфазные ($\gamma\text{-}\alpha_2$)-сплавы 44-49 % Al ат.
- орторомбические сплавы на основе Ti_2NbAl .

Применение сплава на основе $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ весьма ограничено, поскольку он не обладает высокими характеристиками вязкости разрушения и ударной вязкости. Из интерметаллида на основе $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ изготавливаются некоторые полуфабрикаты: штамповки, листы и другие. Термообработка, предназначенная для стабилизации структуры, представляет собой закалку из $(\alpha_2+\beta)$ -области и старение при температуре 800-850°C. Структура полуфабрикатов состоит из 20-30% об. первичной равноосной α_2 -фазы и (50-60) (об. %) тонкопластинчатой вторичной α_2 -фазы в матричной β -фазе. Наличие кремния в сплаве приводит к образованию сложных силицидов, упрочняющих β -фазу. Работы по повышению пластических свойств $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ сплавов не привело к получению необходимой технологичности для изготовления деформированных полуфабрикатов высокого качества. Жаростойкость интерметаллида $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ неудовлетворительна при рабочих температурах, что обусловлено образованием пленки TiO_2 , а не защитной плёнки Al_2O_3 , при повышенных температурах [14, 15].

Перспективные сплавы на основе интерметаллида $\gamma\text{-TiAl}$ разделяют на однофазные γ -сплавы с содержанием 50-52 % ат. Al и двухфазные ($\gamma\text{-}\alpha_2$)-сплавы с 44-49 % Al ат. Они отличаются низкой пластичностью, при этом применение горячей деформации, приводящей к изменению размеров зерен без изменения структуры, не приводило к заметному улучшению их механических свойств. Данные сплавы обладают повышенной жаропрочностью благодаря легированию 5 % (Nb+Ta) ат. [16]. Двухфазными являются γ -сплавы, содержащие менее 51 % Al ат. Второй фазой является $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$, ее количество зависит от содержания Al: при

50 % Al ат. ее количество составляет около 5 % об., а при 47 % Al ат. примерно 25 % об.

Лучшие механические свойства отмечаются при содержании Al в γ -TiAl сплавах до 45-48 % ат. и легировании их до 10 % ат. тугоплавкими элементами. Сплавы имеют состав, % ат.: Ti-(45-48)Al-(1-3)(Cr+Mn+V+Zr)-(1-5)(Nb+Ta+Mo+W+Re)-(0,1-2)(B+Si+C). Оптимизация свойств по таким параметрам, как прочность, пластичность, жаропрочность – обеспечивалась термической обработкой в ($\gamma+\alpha$)-области, в α -областях, что приводит к получению пластинчатых или почти пластинчатых структур. Из-за высокого содержания алюминия плотность алюминида TiAl составляет 3,8 г/см³. Температура плавления интерметаллида – 1450°C [16].

Сплавы на основе интерметаллиды γ -TiAl для повышения стойкости к окислению и сопротивлению ползучести легируют ниобием. В зависимости от содержания ниобия классификация данных сплавов включает четыре группы:

I - Ti-48Al-2Nb,

II - Ti-(46-47)Al-(2-3)Nb,

III - Ti-45Al-(5-10)Nb,

IV - Ti-45Al-(5-7)Nb-RM (RM – тугоплавкий элемент) [18].

Новые классы сплавов с высоким содержанием ниобия и молибдена (III и IV типа), известные как TNB и TNM являются наиболее изученными и перспективными среди γ -TiAl [19-22]. Основные этапы разработки сплавов на основе γ -TiAl представлены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Основные этапы разработки γ -TiAl сплавов [8, 22, 23]

Годы	Разработчик	Составы сплавов, % ат.
1975-1983	PrattandWhitney, США	Ti-48Al-1V-0.1C
1986-1991	GeneralElectric, США	Ti-(47-48)Al-2(Cr или Mn)-2Nb
1995-2000	GKSS, Германия	TiNb-сплавы: Ti-(45-46)Al-(5-10)Nb-(0-0.4)C,B
2000-2010	ИПЦМ, РФ; GKSS, Германия	Ti-(42-45)Al-(2.5-7)(Nb, Mo, Cr)-(0.2-0.4)B
2011-2014	MTU Aero Engines GmbH, в кооперации GfE, Böhler, MTU and University of Leoben	TiNb Ti-(43-44)Al-4Nb-(1-0,7)Mo-0,1B

В настоящее время активно исследуется новая упорядоченная орто-фаза интерметаллида Ti_2AlNb , образующаяся в связи с легированием Ti_3Al ниобием в количестве более 10 % ат. У орторомбических сплавов с ниобием в составе Ti_2NbAl отмечен более высокий уровень механических свойств: они обладают более высокой жаростойкостью, прочностью, пластичностью, пожаробезопасностью до температуры $700^\circ C$ и технологичностью, чем сплавы на основе соединений α_2-Ti_3Al и $\gamma-TiAl$. Высокий уровень технологичности орторомбических сплавов позволяет получать прутки, плиты, штамповки, листы и другие виды деформированных полуфабрикатов с лучшим уровнем механических свойств, чем у других видов интерметаллидных титановых сплавов [24].

Важной особенностью данных сплавов является повышенная, по сравнению с α_2-Ti_3Al и $\gamma-TiAl$ сплавами, пластичность при комнатной температуре. Однако, орто-сплавы типа $Ti-22Al-25Nb$ обладают недостаточной стойкостью к окислению (рисунок 1.1). Проводились термические циклические испытания интерметаллидного титанового орто-сплава $Ti-22Al-25Nb$, γ -сплавов $Ti-48Al-2Cr-2Nb$ и $Ti-45Al-8Nb$ и псевдо- α титанового сплава IMI834 на воздухе при температуре $750^\circ C$. До 300 термических циклов окисление орторомбического

сплава на основе Ti-22Al-25Nb схоже по характеру с окислением псевдо- α титанового сплава. Скалывание окалины на Ti-22Al-25Nb происходит после линейного прироста на 700 цикле. При этом γ -сплавы Ti-48Al-2Cr-2Nb и Ti-45Al-8Nb с низким содержанием ниобия окисляются по закону, близкому к логарифмическому, скалывания окалины при 1000 циклов не наблюдается. Для более широкой оценки стойкости к окислению интерметаллидных сплавов следует оценить изменение массы при более низких температурах, достигающих 650 и 700°C. Выбор материала для применения в высокотемпературных узлах газотурбинных двигателей предполагает не только низкую скорость окисления, но и лучшие механические свойства, в частности, пластичности, поэтому весьма актуальной является задача разработки высокотемпературного защитного покрытия [25].

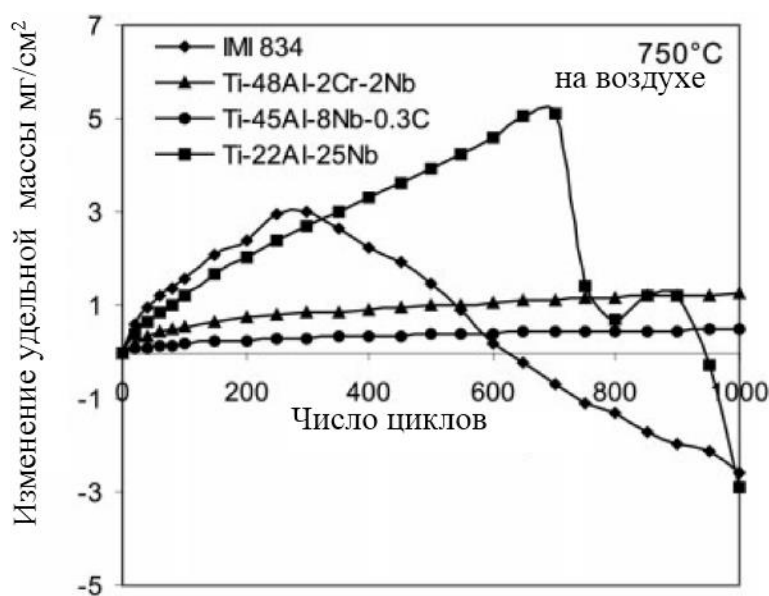


Рисунок 1.1 – Изменение удельной массы при термоциклическом окислении интерметаллидных сплавов на воздухе при температуре 750°C [25]

Хотя интерметаллидные сплавы на основе Ti_2NbAl являются наиболее перспективными для изготовления лопаток последней ступени компрессора и турбины ГТД, за рубежом они до сих пор не освоены в опытно-промышленном масштабе. Главными причинами затруднения освоения данных сплавов в промышленности являются:

- необходимость применения защитной атмосферы (инертный газ или вакуум) при прокате и термической обработке, поскольку титан активно взаимодействует с газами;

- большое количество легирующих элементов, (высокая стоимость тугоплавких элементов, таких как Nb, Ta, W, усложнённая металлургическая технология производства);

- повышенная температура нагрева расплавов;

- высокая дисперсия макро и микроструктуры в полуфабрикатах.

Технология выплавки интерметаллидных сплавов включает в себя тройной вакуумно-дуговой переплав. Термическая обработка для оптимизации прочности, пластичности и жаропрочности, а также для получения удовлетворительной пластичности, осуществлялась путём нагрева заготовок до 950°C с выдержкой в течение 2-х часов и охлаждением на воздухе, а также последующим нагревом до 800°C с продолжительной выдержкой в течение 6 часов и последующим охлаждением на воздухе.

В работе [26] описан способ получения интерметаллидного орто-сплава на основе титана, обеспечивающий однородный химический состав. Способ заключается в механическом перемешивании порошка титана с порошком ниобия при содержании Nb от 18 до 28% (ат.) в планетарной мельнице с использованием металлических шаров в качестве мелющих тел в течение 8-24 часов, затем осуществляют механическое перемешивание порошка твёрдого раствора легирующих компонентов в титане с порошком алюминия. Порошковую смесь компонентов сплава наносят на металлическую платформу слоями и послойно производят плавление порошковой смеси непрерывным лазером.

В настоящее время в ФГУП «ВИАМ» разработаны сплавы ВТИ-1, ВТИ-2, ВТИ-4, ВИТ1, ВИТ6 на основе системы Ti-Al-Nb-Zr-Mo. Производство сплавов ВТИ-4 и ВИТ1 достаточно освоено на АО "ЧМЗ". Химический состав и характеристики интерметаллидных сплавов представлены в таблицах 1.2 и 1.3. Одним из наиболее перспективных, ранее не использованных сплавов для рабочих лопаток КВД перспективного двигателя является интерметаллидный титановый

сплав ВИТ1 на основе орто-фазы Ti_2NbAl , благодаря высоким удельным прочностным характеристикам, низкой плотности - 5286 кг/м^3 и рабочей температуре до 700°C [86, 87]. Орторомбический сплав ВИТ1 легирован кремнием, цирконием и молибденом, что повышает его стойкость к окислению, а также тугоплавкими металлами вольфрамом и танталом [27-29].

Таблица 1.2 – Химический состав интерметаллидных сплавов [30]

Марка сплава	Система	Химический состав, % ат.					
		Al	Nb	Zr	V	Mo	Si
22-27	Ti-Al-Nb	22	27	-	-	-	-
22-25	Ti-Al-Nb-(Mo, Zr, Si)	22	25	1-3	-	1-3	1-3
ВТИ-1	Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)	25	11	0,75	-	0,75	-
ВТИ-2	Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-V-Si	19,35	11,77	0,87	1,46	0,52	0,53
ВТИ-4	Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si	10,8	40,1	1,3	1,2	0,8	0,2
ВИТ1	Ti-Al-Nb-(Zr, Mo, Ta, W)-(Si, C)	11,8	41,0	2,1	(Ta-1,4)	0,5	0,22

Таблица 1.3 – Характеристики интерметаллидных сплавов

Сплав	Применение	$t_{\text{эксп.}}, ^\circ\text{C}$
ВТИ-2	Детали авиадвигателей (сопловые лопатки, корпуса)	до 650°C (длительно) и до 700°C (кратковременно)
ВТИ-4	Корпусные, статорные детали авиадвигателей, облегченные панели и элементы аэрокосмических конструкций	до 650°C (длительно) и до 700°C (кратковременно)
ВИТ1	Детали авиадвигателей (лопатки компрессора высокого давления, лопатки последней ступени турбины)	до 700°C (длительно)

На базе промышленных предприятий проводятся работы по освоению разработанных интерметаллидных титановых сплавов. Интерметаллидные сплавы,

в частности на основе Ti_2NbAl , являются перспективными в связи с рядом их значительных преимуществ, однако требуется освоение и совершенствование металлургического производства сплавов на основе интерметаллидов.

Важной и нерешённой задачей является разработка технологий защиты поверхности интерметаллидных сплавов от высокотемпературного окисления для возможности дальнейшей эксплуатации их в конструкции ГТД, в частности, для лопаточных элементов. Интерметаллидные орто-сплавы могут успешно заменить никелевые сплавы и стали, в частности лопаточные элементы компрессора высокого давления и последней ступени турбины, работающих при температурах не выше $850^{\circ}C$, однако для интерметаллидных титановых сплавов, в отличие от никелевых, такие температуры являются высокими, и для защиты от высокотемпературного окисления необходимы надежные покрытия [31]. Защита лопаточных элементов необходима в связи с повреждаемостью из-за высокотемпературной коррозии и возникновением концентраторов напряжений, которые приводят к снижению усталостной прочности и надёжности.

1.2 Анализ высокотемпературных покрытий для защиты от окисления жаропрочных титановых сплавов

Разработка новых высокотемпературных покрытий неразрывно связана с совершенствованием жаростойких сплавов для лопаточных элементов двигателей нового поколения в связи с увеличением рабочих температур. В настоящее время существует множество способов защиты поверхности титановых сплавов от высокотемпературной коррозии. На лопаточных элементах широко применяют диффузионные и конденсационные покрытия.

Диффузионные покрытия получают контактным или бесконтактным способами (алитирование, хромирование, хромоалитирование и др.). Преимуществами таких покрытий являются простота технологии, низкая трудоемкость, обеспечение покрытия для защиты от газовой коррозии труднодоступных поверхностей охлаждаемых лопаток газовых турбин [99].

Конденсационные покрытия получают способами магнетронного, плазменного, вакуумно-плазменного или электронно-лучевого напыления из слитков сплавов для покрытий Al-Si-Y (ВСДП-11), Ni-Cr-Al-Y (СДП-2) и др. [32, 33].

По назначению легирующие элементы можно разделить на 3 группы:

- формирующие защитную оксидную плёнку (Al, Cr, Si). Алюминий является основным элементом всех жаростойких покрытий, он используется для образования защитной оксидной плёнки α - Al_2O_3 при окислении.
- способствующие хорошей адгезии оксидной плёнки о высокотемпературном нагреве (Si, Y, Ce, La, Hf). Существенное значение имеет кремний, применяемый для повышения жаростойкости при высокотемпературном окислении;
- формирующие барьер для торможения диффузии в покрытии и в диффузионной паре "сплав-покрытие" (Ta, Re, W).

Активно разрабатываются способы защиты интерметаллидных титановых сплавов. Среди всех методов защиты интерметаллидных сплавов от окисления можно выделить 2 основных направления:

1. Создание на поверхности сплава коррозионностойких оксидов алюминия, хрома и кремния, затормаживающих проникновение в глубь материала кислорода [34]. Для этого можно применить шликерные и диффузионные методы насыщения поверхности вышеупомянутыми элементами, а также микродуговое оксидирование, формирующее плотный оксидный слой на поверхности материала. Оксидные плёнки, формируемые на поверхности покрытий титанового сплава, должны обладать низкой проницаемостью для кислорода, а также хорошими барьерными свойствами, способными тормозить диффузию ионов титана из сплава в покрытие и далее в плёнку оксида, защищающего сплав от проникновения кислорода.

2. Формирование жаростойких покрытий на никель- и никель-кобальтовой основе [35-37].

В работе [38] для защиты от высокотемпературного окисления рассмотрены покрытия систем Ni-Cr-Al-Y, Ni-Co-Cr-Al-Y, Al-Co-Si-Y с высокой адгезией к

основному металлу. Формирование оксида TiO_2 на поверхности покрытия через 70–80 ч окисления при температуре $700^\circ C$ говорит о недостаточных защитных свойствах алитированного металла с предварительно нанесённым слоем платины от диффузионного проникновения атомов титана к границе с газовой средой.

Одним из эффективных способов для замедления процессов диффузии между сплавом и покрытием является осаждение плёнки, содержащей слой Al/Al_2O_3 . Эффективным является способ защиты сплава путём осаждения слоя плёнки Al и покрытия $NiCrAlY$ (или $NiCoCrAlY$) в определенной последовательности. Диффузионный слой алюминия обеспечивает сцепление покрытия и металла, а Al_2O_3 – высокотемпературную стабильность [39, 40].

В работе [41] изучено положительное влияние тонкой плёнки SiO_2 толщиной 2,3 мкм на сопротивление окислению сплава на основе $Ti-6Al-4V$ при температурах $600^\circ C$ и $700^\circ C$. Относительный объём фракций Al_2O_3 на покрытых образцах был больше, чем на непокрытых.

Для алюминидов титана ($\gamma-TiAl+\alpha_2-Ti_3Al$) известно двухфазное покрытие ($TiAl+TiCrAl$), которое представляет собой систему ($Ti-Al-Cr$) в соотношении компонентов, %: $Ti(34,5-41,5) + Al(49-53) + Cr(9,5-12,5)$ [42].

Нанесение покрытия $Ni-Re$ гальваническим способом также рассматривается авторами [43] в качестве диффузионного барьера (толщиной 1,5-3,0 мкм) между орто-сплавом и покрытием $NiCoCrAlY$ (толщиной 40 мкм), который препятствует проникновению элементов из сплава в покрытие при нагреве, при этом покрытие $Ni-Re$ обеспечивает хорошую адгезию барьера со сплавом и покрытием.

В случае с барьером в виде оксидной пленки Al_2O_3 из-за существенного различия в физико-механических свойствах керамической плёнки и покрытия, прежде всего температурного коэффициента линейного расширения, типов связи между атомами, модуля упругости и др., наблюдается отслоение покрытия типа $NiCrAlY$ или $NiCoCrAlY$.

В работе [44] исследована защитная способность покрытия на основе $Pt-Al$ на сплаве $\gamma-TiAl$ от высокотемпературного окисления. При циклическом окислении

сплава с покрытием (Pt-53Al) на поверхности формируется Al_2O_3 в виде тонкой плёнки, при этом не формируется оксид TiO_2 .

В работе [45] представлено исследование влияния Mo в покрытии (Ni-Co-Cr-Al-Y-Mo) на сплаве системы (Ti-44Al-6Nb-1Cr) на микроструктуру и способность защиты от окисления. Установлено, что покрытие (Ni-Co-Cr-Al-Y-Mo) оказывает больший прирост массы по сравнению с покрытием (Ni-Co-Cr-Al-Y). Добавление 2% Mo в покрытие (Ni-Co-Cr-Al-Y) привело к сильному внутреннему окислению покрытия и отслоению оксидной плёнки в связи с испарением MoO_3 , в то же время оксиды MoO_3 и Al_2O_3 эффективно снизили скорость диффузии между покрытием и сплавом.

Некоторые исследователи рассматривают возможность решения проблемы жаростойкости титана и его сплавов диффузионным силицированием [46]. Покрытие получали в порошке кремния при температуре 850-950°C в течение 4–8 ч. Без меди толщина слоя составляла 0,03 мм, а при добавке меди толщина слоя увеличивается до 0,04-0,05 мм. Покрытия позволили значительно повысить жаростойкость сплавов VT1-0, OT4 и VT14 на воздухе при температуре 1000°C за 200 ч. Кинетика окисления была близка к линейному закону с незначительным переходом к параболическому.

В настоящее время существует множество методов, направленных на решение проблемы повышения коррозионной стойкости и жаростойкости путём нанесения покрытий [47-52]. Одним из перспективных направлений получения покрытия с рядом повышенных свойств является микродуговое оксидирование (МДО), которое позволяет получать покрытия из керамики сложного состава различного назначения: износостойкие, коррозионностойкие, жаростойкие, электроизоляционные и теплостойкие. Такие покрытия обладают высокой стойкостью в различных коррозионных средах – морской воде, химически агрессивных растворах и др. [53-56].

Суть процесса заключается в воздействии высокого напряжения, которое прикладывается между электродом и деталью, находящейся в электролите, в связи с чем возникают точечные микродуговые разряды на поверхности детали, что

приводит к образованию покрытия с хорошей адгезией с основным металлом. Существует 3 этапа формирования покрытия путём МДО: 1 – анодирование до напряжения искрения $U_{иск.}$, 2 – от $U_{иск.}$ до максимума напряжения U_{max} , 3 – максимальное напряжение (рисунок 1.2).

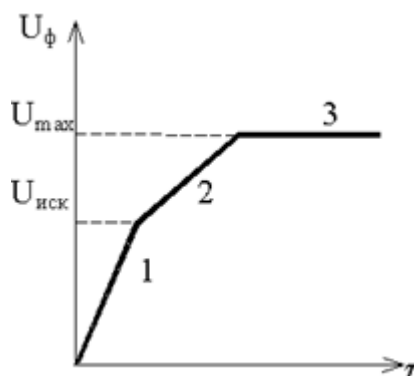


Рисунок 1.2 Кривая напряжения при МДО [48]

Обычно формирование покрытий методом микродугового оксидирования сопровождается ростом твёрдости. Керамические оксидные покрытия, также, как и интерметаллиды, обладают низкой вязкостью и пластичностью. При определенной толщине покрытия и степени пористости покрытие обладает хорошей коррозионной стойкостью и жаростойкостью. В авиационном и автомобильном двигателестроении формирование оксидированного покрытия на деталях цилиндропоршневой группы, соплах и лопатках турбин позволяет защитить их от высокотемпературной газовой коррозии и снизить температуру металла основы примерно в 1,5 раза [57].

В работе [32] проводили исследование образцов из сплава ВТЗ-1 после плазменного напыления электрокорунда с последующим МДО и образцов из сплава ВТЗ-1 после газопламенного напыления алюминия с последующим МДО. В исходном состоянии покрытие, полученное напылением слоя электрокорунда толщиной 15–20 мкм, имеет хорошую связь с подложкой и состоит из внешней зоны со структурой $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и переходного слоя толщиной не больше одной трети от общей толщины покрытия. Модифицированный поверхностный слой сплава ВТЗ-1 после МДО толщиной 60 и 100 мкм обеспечивает надёжную защиту от

окисления при температурах 550–700°C более 200 ч и может быть рекомендован для защиты деталей газотурбинных двигателей из титановых сплавов от газовой коррозии. Покрытие толщиной 15–20 мкм может быть рекомендовано для использования при температурах не выше 550–600°C. Испытания на жаростойкость показали, что в поверхностном слое керамического покрытия из оксида алюминия Al_2O_3 ионы титана при температуре 700°C за 200 ч не проникают на границу с газовой средой.

Способ формирования покрытий методом МДО обладает рядом преимуществ:

- не требуется специальная предварительная подготовка обрабатываемой поверхности;
- высокая экологичность и безопасность процесса и электролитов;
- получение покрытий с высокой твёрдостью и износостойкостью.

Керамические оксидные плёнки-покрытия на деталях из титановых ортосплавов на основе Ti_2NbAl можно рассматривать как твёрдый износостойкий материал, обеспечивающий хорошую защиту титановому сплаву при высокотемпературном нагреве за счёт формирования высокотемпературной фазы твёрдого корунда $\alpha-Al_2O_3$. Покрытия на основе $\alpha-Al_2O_3$ имеют высокую пористость. В работах [58, 59] установлено, что для уменьшения пористости основой покрытий, сформированных методом МДО, должен являться двойной оксид $TiAl_2O_5$, причём концентрация корунда $\alpha-Al_2O_3$ должна быть максимальна.

Рассмотрен метод защиты лопаток компрессора, прежде всего вертолётных двигателей, путём нанесения эрозионностойких покрытий, состоящих из карбидов и нитридов переходных металлов [60, 61, 62].

По убыванию эрозионной стойкости соединения нитридов и карбидов металлов можно расположить в следующий ряд: VN , Cr_3C_2 , VC , ZrN , TiN . Твёрдость износостойких покрытий обычно составляет 18–25 ГПа, для многослойных покрытий системы $(Ti-Zr-N)$ марки EP-7 – примерно 10–20 ГПа. Такое покрытие хорошо зарекомендовало себя на стальных и титановых лопатках компрессора двигателей ТВ2-117, ТВ3-117 и др. После применения покрытия количество лопаток компрессора, бракуемых по эрозионному износу, сократилось с 50–60 до 4–5%.

Общим недостатком эрозионностойких покрытий является уменьшение предела выносливости лопаток и низкая термостойкость [31].

Известен способ [39], обеспечивающий защиту титанового сплава от окисления путём нанесения многослойного покрытия, состоящего из слоя алюминия, нанесённого способом магнетронного распыления, второго слоя, состоящего из оксида алюминия, и третьего слоя из сплава системы (Ni-Co-Cr-Al-Y). Длительность процесса нанесения покрытия, а также толщина многослойного покрытия, которая составляет 36 мкм, являются недостатками данного способа.

Авторами [63] проводилось исследование влияния имплантации ионов алюминия в поверхностные слои титана на структурно-фазовое состояние титанового сплава ВТ1-0. Отмечено, что формирование вторичных оксидных фаз в условиях ионного облучения приводит к повышению твёрдости поверхностных слоев титанового сплава на глубину до 300 нм. При этом, для обеспечения требуемых защитных свойств и отсутствия выкрашивания покрытия должны иметь толщину 20-30 мкм. В работе [64] показано, что скорость окисления интерметаллидного γ -TiAl сплава существенно замедляется благодаря вкладу алюминидного покрытия ввиду формирования Al_2O_3 на границе покрытия с газовой средой.

В работе [65] исследовано влияние алитирования поверхности путём формирования покрытий систем Al-Si-Y и Al-Cr на интерметаллидном сплаве TNM-V1 на его стойкость к высокотемпературной коррозии. При использовании системы Al-Si-Y покрытие состоит из силицидов титана (Ti_xSi_y), фазы Al_3Ti в верхней зоне и фазы γ -TiAl в нижней зоне. В случае с покрытием системы Al-Cr формируются фазы Al_3Ti и α -Cr. При окислении при температуре 800°C в течение 500 ч коэффициент скорости коррозии меньше в 1,4 раза при формировании покрытия с использованием порошка системы Al-Cr и меньше в 2,5 раза при алитировании системой Al-Si-Y.

Тем не менее, ввиду низкого сцепления подложки и оксидного слоя данный метод не может обеспечить длительную защиту интерметаллидного сплава от высокотемпературной коррозии.

В настоящее время не найден надёжный способ защиты современных перспективных интерметаллидных титановых сплавов от высокотемпературного

окисления, не сформирована общая модель прогноза, описывающая деградацию поверхности интерметаллидного титанового сплава при высокотемпературном окислении.

Формирование на поверхности сплавов плёнки оксида TiO_2 не обеспечивает необходимой защиты деталей от газовой коррозии при высоких температурах.

Разработка высокотемпературного покрытия для интерметаллидных лопаточных элементов ГТД является важнейшей научной задачей, поскольку от их надёжности зависит ресурс всего газотурбинного двигателя в целом.

1.3 Характеристика жаропрочных никелевых сплавов и жаростойких покрытий для лопаток газовых турбин

В авиастроении весьма актуальной проблемой является обеспечение надёжности и долговечности важнейшего элемента газотурбинных двигателей – лопаток ротора турбины, свойства которых влияют на удельную тягу, экономичность, максимально возможную температуру газа перед турбиной и ресурс.

В прошлом столетии было проведено множество исследований, направленных на выявление причин поломки двигателей. Было выявлено, что основной причиной разрушения лопаток газотурбинных двигателей по границам зёрен являются растягивающие напряжения при воздействии на них центробежной силы. Это послужило толчком для развития технологии направленной кристаллизации, обеспечивающей получение лопаток со столбчатой структурой, границы зерен в которой ориентированы параллельно главной оси лопатки (рисунок 1.3).

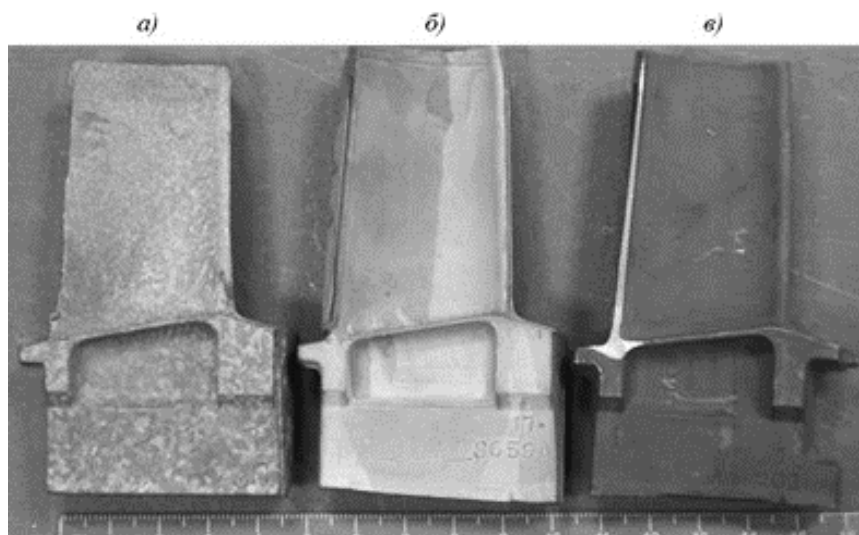


Рисунок 1.3 – Лопатки с равноосной (а), направленной (б) и монокристаллической (в) структурой [66]

Лопатки с равноосной структурой имеют меньший ресурс, чем лопатки со столбчатой структурой. При этом расположение границ зёрен параллельно действующим напряжениям сказывается неблагоприятно. Для обеспечения защиты от негативного воздействия термических и термо-механических изгибно-крутильных колебаний и нагрузок были созданы лопатки с отсутствием межзёренных границ – монокристаллические лопатки (рисунок 1.3, в). В промышленность внедрены лопатки, отлитые с помощью монокристаллического литья, приобретено оборудование для осуществления технологии усовершенствованы сплавы, предназначенные для направленной кристаллизации [66].

Роторные лопатки турбин современных ГТД преимущественно изготавливают по технологии направленной кристаллизации из жаропрочных сплавов на основе никеля, легированных в ряде случаев такими тугоплавкими элементами, как Ti, V, W, Mo, которые снижают жаростойкость данных сплавов (таблица 1.4). Данный факт служит причиной применения жаростойких высокотемпературных покрытий, предохраняющих сплавы от разупрочнения и окисления. Жаропрочные сплавы последних поколений являются наиболее высокотемпературными. Они легированы танталом, рением и рутением, в них минимизировано содержание вольфрама и молибдена. По сравнению с традиционно легированными сплавами (CMSX-2, PWA-1480) температурная

работоспособность таких жаропрочных сплавов повышена на 50–60°C, они имеют наибольшую высокотемпературную длительную прочность и термическую стабильность [67].

Существует ряд требований к жаростойким покрытиям для лопаток турбин из никелевых сплавов. Помимо способности лопаток турбины противостоять температурно-силовому воздействию газового потока и центробежных нагрузок, ресурс безопасной эксплуатации также определяет способность лопаток сопротивляться высокотемпературному окислению до температуры 1200°C [68]. В покрытии должно быть достаточно запаса алюминия и хрома, чтобы в фазовом составе покрытия проходила трансформация по пути снижения жаростойкой фазы – NiAl (γ -фаза), роста содержания менее жаростойкой фазы – Ni₃Al (γ' -фаза) с последующим образованием γ -фазы – твердого раствора алюминия в никеле. Покрытие при этом не должно снижать характеристики жаропрочности сплавов.

Защиту от высокотемпературного окисления обеспечивают покрытия, сформированные методами:

- шликерного алитирования и алюмосилицирования;
- ионно-плазменной технологии;
- газоциркуляционного, порошкового алитирования и хромоалитирования [65, 64].

В настоящее время разработано достаточно широкое разнообразие сплавов, применяемых для нанесения жаростойких покрытий конденсационным методом (таблица 1.6)

Диффузионный метод обладает рядом преимуществ. В отличие от конденсационного метода, который не позволяет покрыть внутренние полости, каналы перфорации, щели, отверстия, а также формирует пористые покрытия с неравномерной толщиной, газовый циркуляционный метод имеет более высокий технологический уровень. Он прост в исполнении и более экологически безопасен. Диффузионные покрытия наносятся как на проточную поверхность пера лопаток, так и на внутренние поверхности охлаждаемых каналов. На практике широко применяются различные способы нанесения диффузионных покрытий (таблица 1.5). В ремонте лопаток газовых турбин широкое распространение получил шликерный

метод (алитирование, алюмосилицирование) по причинам простоты исполнения, низкой трудоёмкости, возможности локальной защиты поверхности.

Существуют конденсационно-диффузионные покрытия, которые относятся к новому классу комбинированных защитных покрытий, обладающих барьерными свойствами при температуре до 1200°С, за счёт наличия в их составе тугоплавких элементов. Применение диффузионного способа покрытия решает при этом проблему защиты внутренних полостей на лопатках турбин.

Современные требования, предъявляемые к авиационным ГТД, диктуют новые подходы к защите наружных и внутренних поверхностей и охлаждаемых каналов лопаток турбины.

Таблица 1.4 – Химический состав литейных жаропрочных никелевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов %															
	Ni	C	Cr	W	Mo	V	Co	Al	Ti	Hf	Ta	Re	Ru	B	Y	Nb
ЖС6У	Осн.	0,13- 0,20	8,0- 9,5	9,5- 11,0	1,2- 2,4	-	9,0- 10,5	5,1- 6,0	2,0- 2,9	-	-	-	-	≤0,035	≤0,01	0,8- 1,2
ЖС6Ф	Осн.	0,12- 0,19	4,0- 7,0	11,0- 13,0	0,8- 1,5	0,8- 1,2	6,0- 10,5	5,1- 6,0	0,8- 1,5	1,0- 1,5	-	-	-	≤0,015	≤0,01	1,2- 1,7
ЖС26	Осн.	0,12- 0,18	4,3- 5,6	10,9- 12,5	0,8- 1,4	0,8- 1,2	8,0- 10,0	5,5- 6,2	0,8- 1,2	-	-	-	-	≤0,015	≤0,005	1,4- 1,8
ЖС26У	Осн.	0,12- 0,17	4,3- 5,6	10,9- 12,5	0,8- 1,4	-	8,0- 10,0	5,65- 6,25	0,8- 1,3	-	-	-	-	≤0,015	≤0,005	1,2- 1,6
ЖС32	Осн.	0,1- 0,18	4,3- 5,6	4,5- 9,5	0,8- 1,4	-	8,0- 10,0	5,6- 6,3	1,4- 1,8	-	3,5- 4,5	3,5- 4,5	-	≤0,015	≤0,005	1,4- 1,8
ВЖМ5	Осн.	0,015	4,5	6,0	1,9	-	9,0	5,6- 6,2	0,8	-	6,0	4,0	-	≤0,002	≤0,002	-
ВЖМ4	Осн.	0,015	2,5	4,0	4,0	-	6,0	6,0	-	-	4,5	6,5	4,0	-	-	-
ВЖМ1	Осн.	0,015	2,5	1,3	2,0	-	11,0	11,0	-	-	8,8	9,0	-	-	-	-
ВЖМ6	Осн.	0,015	3,5	4,0	9,4	-	5,5	5,5	-	-	5,8	6,3	4,3	-	-	-
TMS-138	Осн.	0,015	6,0	6,0	3,0	-	6,0	6,0	-	-	6,0	5,0	2,0	-	-	-
TMS-196	Осн.	0,015	4,6	5,0	2,4	-	4,6	5,6	-	0,1	5,6	6,4	5,0	-	-	-

Таблица 1.5 – Способы формирования диффузионных покрытий на лопатках газовой турбины авиационных ГТД

Наименование процесса	Ингредиенты	Метод	Температура процесса, °С	Механизм переноса элементов	Фазовый состав покрытия
Алитирование	$(\text{Fe}50\% + \text{Al}50\%) + \text{NH}_4\text{Cl}$	Порошковый	600-1000	$3\text{AlCl}_2 \rightarrow \text{Alат.} + 2\text{AlCl}_3$	$\delta\text{-Ni}_2\text{Al}_3$, $\beta\text{-NiAl}$
	Алтв., AlCl_3	Газовый циркуляционный	800-1000	$3\text{AlCl}_2 \rightarrow \text{Alат.} + 2\text{AlCl}_3$	$\delta\text{-Ni}_2\text{Al}_3$, $\beta\text{-NiAl}$ $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$
	АСД-4* (порошок) +биндер** (связующее)	Шликерный	950-1000	$\text{Alж} + \text{Ni} \rightarrow \beta\text{-NiAl}$	$\beta\text{-NiAl}$
Алюмо-силицирование	АСД-4(порошок)+ Si (порошок)+биндер (связующее)	Шликерный	1000	$\text{Alж} + \text{Ni} \rightarrow \beta\text{-NiAl}$ $\text{Si} + \text{Cr} \rightarrow \text{Cr}_5\text{Si}_3$	$\beta\text{-NiAl}$, Cr_5Si_3
Хромирование	Cr гр. + NiCl_2 (порошок)	Газовый циркуляционный	1030	$3\text{CrCl}_2 \rightarrow \text{Crат.} + 2\text{CrCl}_3$	$\gamma\text{-Ni}(\text{Cr})$ тв.р.
Хромо-алитирование	АСД-4 (порошок) +ПХ1С*** (порошок) + $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{NH}_4\text{Cl}$	порошковый	1000-1200	1. Испарение и конденсация Crат. и Alат. 2. $3\text{AlCl}_2 \rightarrow \text{Alат.} + 2\text{AlCl}_3$ 3. $\text{CrCl}_2 \rightarrow \text{Crат.} + 2\text{CrCl}_2$	$\beta\text{-NiAl}$ $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ $\alpha\text{-Cr}$

*АСД-4 – порошок алюминия сверхдисперсный

** Биндер – раствор коллоксилина в эфирах амилацетат+диэтилоксалат

***ПХ1С – порошок хромовый средний

Таблица 1.6 – Химический состав сплавов для нанесения конденсационных покрытий

Марка сплава	Содержание элементов, %									
	Ni	Co	Cr	Al	Ta	W	Re	Hf	Si	Y
СДП-1	Осн.	18,0- 22,0	18,0- 22,0	11,0- 13,5	-	-	-	-	-	-
СДП-2	Осн.	-	18,0- 22,0	11,0- 13,5	-	-	-	-	-	0,3-0,6
СДП-4	Осн.	8,0-9,0	18,0- 22,0	11,0- 13,5	-	-	-	-	-	-
СДПЖ-2	Осн.	-	12,0- 15,0	6,0-8,0	7,0-9,0	2,0-4,0	2,0-4,0	-	-	0,8-1,2
АЖ-8	Осн.	-	12,0- 15,0	7,0-8,0	4,0-6,0	-	-	1,5-2,0	0,2-0,4	0,6-0,9
ВСДП-16		-	-	Осн.	-	-	-	-	-	1,2-1,8
Amdry961	Осн.	-	17,0	6,0	-	-	-	-	-	0,5
Amdry962	Осн.	-	22,0	10,0	-	-	-	-	-	1,0
АДТ7	Осн.	22,0	16,0	12,0	-	-	-	-	-	0,3
МДС-35А	Осн.	15,0	20,0	12,0	2,5	-	-	-	-	La=0,5
МДС-35В	Осн.	15,0	20,0	12,0	2,5	-	-	-	-	La=0,5
ВСДП-11			-	Осн.	-	-	-	-	4,5-5,5	1,1-1,8

1.4 Анализ высокотемпературных износостойких покрытий для лопаток газовых турбин

Лопатки компрессора и турбины являются наиболее нагруженными деталями в газотурбинном двигателе, надёжность их работы определяет ресурс двигателя в целом. Рабочие лопатки турбины изготавливают из суперсплавов на основе никеля и кобальта, тем не менее, они склонны к фреттинг-коррозии, эрозии, высокотемпературному окислению и растрескиванию от термоциклической усталости. Одновременно с этим повреждение бандажных полок также является одним из факторов, ограничивающих ресурс двигателей. Лопатки при эксплуатации двигателя подвержены циклическим, статическим, динамическим нагрузкам, работе в агрессивных средах, в сложнонапряженных условиях и при высоких температурах. Помимо защиты пера лопаток от высокотемпературного окисления, необходимо обеспечить прочность и износостойкость покрытия на контактных поверхностях лопаточных элементов, в частности, на бандажных полках. При работе двигателей бандажные полки лопаток турбины, служащие для уменьшения вибрационных нагрузок и обеспечивающие жесткость контакта всех лопаток после сборки, подвергаются высоким контактными нагрузкам и воздействию высоких температур, достигающих на отдельных участках до 1100°C [69-73].

Для защиты от износа контактирующих поверхностей бандажных полок лопаток газовых турбин разработано достаточно большое количество износостойких сплавов (таблица 1.7).

1. Сплавы на кобальтовой основе системы «твердый раствор на основе кобальта + карбиды». Износостойкость таких сплавов достигается легированием карбидами хрома, вольфрама, молибдена, ниобия. Хром является главным компонентом, способствующим формированию карбидов и повышающим защитные свойства материала.

2. Сплавы на никелевой основе системы γ/γ' . Повышение износостойкости обеспечивается введением в сплавы небольшого содержания кремния (0,9-2,0%).

3. Сплавы на основе интерметаллида γ' -Ni₃Al. Наличие кремния и алюминия обеспечивает высокую износостойкость при повышенных температурах (1100-1150°C) [74-76].

Таблица 1.7 – Химический состав сплавов для высокотемпературных износостойких покрытий [71]

Марка сплава	Содержание элементов, %						
	Co	Cr	W	Ni	Mn	Si	C
В2К	Основа	27-33	13-17	2,0-	1,0-	1,0-2,0	1,8-2,5
В3К	Основа	28-32	4-5	2,0-	-	2,3-2,5	11,0-1,5
ХТН61	Основа	19-21	2,7-	-	-	-	1,75-2,3
СМ64	Основа	20	18,5	5	-	-	1,5
ВЖЛ-1		15,0-	2,0-	Основа	-	1,2-2,0	0,10-0,17
ВЖЛ-2	-	12-15	12-15	Основа	-	1,0-2,0	0,11-0,17
ВЖЛ-15	-	23-26	4,8-	Основа	-	1,5-1,8	0,08-0,15
ВЖЛ-2М	-	2,0-2,5	4,0-	Основа	-	1,3-1,7	0,11-0,17
ВКНА- 2А	-	3,0-3,5	1,2	Основа	-	-	0,5-0,8
ВКНА-2М	-	4,0-6,0	1,5-	Основа	-	1,0-1,2	0,1-0,2
В56		13,5-	1,5-	Основа	-	1,8-2,2	≤0,05
Марка сплава	Содержание элементов, %						
	Ti	Al	Mo	Nb	Fe	B	Другие
В2К	-	-	-	-	-	-	-
В3К	-	-	-	-	-	-	-
ХТН61	-	0,8- 1,2	1,8-	15- 16	-	-	-
СМ64	-	-	-	-	2	-	-
ВЖЛ-1	2,0-3,0	2,0-3,0	3,5-	-	6,0-	0,1	-
ВЖЛ-2	2,0-3,2	1,5-3,0	12-15	-	2-3,5	0,065	-
ВЖЛ-15	2,1-2,6	5,5-6,0	-	-	-	0,015-	0,08-0,12
ВЖЛ-2М	14-16	2,0-2,5	12-15		5-6	-	1,2 Hf
ВКНА-2А	0,3-1,2	10-14	1,5	-	-	0,01	-
ВКНА-2М	1,0-1,6	10-11	-	-	-	≤0,015	≤0,005 Y
В56	1,2-1,5	1,5-2,0	-	-	6,5-	-	-

К материалам, применяемым для нанесения износостойких покрытий на бандажные полки предъявлены следующие требования:

- высокая износостойкость;
- высокие прочностные характеристики;
- высокая стойкость к высокотемпературному окислению;
- хорошая свариваемость;
- низкая склонность к трещинообразованию.

Сплавы на кобальтовой основе марок В2К, В3К, В4К, ХТН-61, ХТН-62, СМ64 достаточно пластичны, имеют высокую вязкость разрушения, что предохраняет карбиды, содержание которых составляет 30-45%, от выкрашивания. В кобальтовые сплавы для повышения пластичности и уменьшения хрупкости вводят редкоземельные металлы (до 0,8-1,0%). Общим недостатком этих сплавов является недостаточная жаростойкость, поэтому они обычно сохраняют работоспособность до температур не выше 1000°C, причем твёрдость меняется незначительно вплоть до температуры 700°C. Достоинствами этих сплавов является их высокая износостойкость, термостойкость, способность длительно работать на контактных поверхностях бандажных полок, они хорошо паяются и наплавляются на жаропрочные никелевые сплавы, могут восстанавливаться при ремонте путём аргонодуговой наплавки или напайки с использованием нового материала в качестве присадочного для повторной эксплуатации. Сплав марки СМ64, также как сплав В4К, является стеллитом системы Co–Cr–W–C с содержанием Ni до 5%. Твёрдый раствор на кобальтовой основе, упрочнённый карбидами хрома и вольфрама, является основой сплава. Сплав ХТН-61 является износостойким эвтектическим сплавом на кобальтовой основе системы Co–NbC с объёмной долей карбида ниобия до 18%. Легирующие элементы – хром, вольфрам, алюминий и молибден – растворены в кобальте или частично внедрены в карбиды ниобия для упрочнения кобальтовой матрицы [77, 73].

Для повышения износостойкости в сплавы на никелевой основе ВЖЛ-1, ВЖЛ-2, ВЖЛ-15 вводится кремний, однако максимальная температура эксплуатации этих материалов ограничена 800-900°C.

Высокую рабочую температуру имеет интерметаллидный никелевый сплав на основе интерметаллида Ni_3Al (ВКНА-2М), легированный кремнием.

Упрочнение бандажных полок интерметаллидом Ni_3Al является эффективным способом увеличения долговечности лопаток в составе двигателей нового поколения. Сплав ВКНА-2М целесообразно использовать для бандажных полок лопаток турбин перспективных ГТД. Сплав ВКНА-2М двухфазный, содержит примерно 90% фазы γ' - Ni_3Al и около 10% β - NiAl , имеет плотность $7,3 \text{ г/см}^3$, обладает хорошей жаростойкостью, стабильностью свойств при рабочих температурах, структурной стабильностью и в большей мере соответствуют требованиям, предъявляемым к материалам, пригодным для ремонта лопаточных элементов современных двигателей [78, 79, 80].

Сплавы на основе Ni_3Al имеют в своем составе мелкодисперсные карбиды типа MeC и Me_{23}C_6 , равномерно распределенные в объеме и по границам зерен. При температурах $1100\text{-}1150^\circ\text{C}$ его износостойкость выше, чем у всех традиционных износостойких сплавов. При комнатной температуре износостойкость сплава ВКНА-2М сопоставима с износостойкостью сплавов, упрочнённых карбидами вольфрама. При комнатной температуре сплав обладает достаточно высокой твёрдостью и прочностью ($\sigma_{\text{в}}=760\text{...}840 \text{ МПа}$, $\text{НВ}=3600 \text{ МПа}$) и сравнительно невысокой пластичностью ($\delta=0,4\text{-}0,8\%$). При температуре 1150°C прочность сплава уменьшается до $\sigma_{\text{в}}=213\text{-}280 \text{ МПа}$, а относительное удлинение увеличивается до $\delta=11\text{...}20\%$.

Для формирования покрытия на бандажных полках лопаток можно использовать либо напайку, либо наплавку. Напайка предполагает нагрев всей детали практически до температуры гомогенизации жаропрочных сплавов, что может привести к изменению структуры с образованием равноосных зерен. Наплавку можно произвести в автоматическом режиме с использованием специального оборудования, вручную аргонодуговым методом, а также лазерным порошковым методом.

Сплав ВКНА-2М рекомендован к применению как путём наплавки, так и напайки, а также может использоваться для восстановления при ремонте путём аргонодуговой наплавки бандажных полок.

В работе [81] представлено исследование, направленное на исправление геометрической формы бандажных полок путём лазерной газопорошковой наплавки порошков их никелевых деформируемых жаропрочных сплавов марок ЭП718 и ЭП648. Проведённый комплекс исследований показал, что при оптимальном режиме газопорошковой наплавки возможно восстановление геометрических размеров и формы лопаток, структура материала при этом плотная, не имеет трещин, зона термического влияния при наплавке сплава ЭП648 составляет 0,1-0,15 мм.

Имеются данные [82] о проведении сравнительного анализа нескольких сплавов на основе системы Co-Cr-W-C с различным содержанием легирующих элементов, проведены исследования жаростойкости при 1100 °С, износостойкости (при температурах 1100°С и 20°С), свариваемости и испытания на твёрдость по Роквеллу. Выявлено, что оптимальным сочетанием свойств обладают сплавы на основе систем Co-Cr-W-Mo с содержанием кремния, ванадия и никеля до 10% (по массе), а также сплав на основе Co-Cr-Mo-Si с содержанием никеля и углерода. Высокая износостойкость последнего обусловлена образованием в структуре фаз Лавеса. Данные сплавы являются наиболее подходящими среди исследованных и могут быть использованы для ремонта лопаток турбин высокого давления. Механические свойства сплавов ВЖЛ2, В4К, ВКНА-2М, ХТН-61 и СМ64 и результаты их трибологических испытаний представлены в таблицах 1.8 и 1.9.

Таблица 1.8 - Свойства износостойких сплавов [73]

Сплав	Твердость	Максимальная	Предел	Относительное
ВЖЛ2	46–48	900	600–650	0,5
В4К	50–52	1100	630–640	0,4–0,8
ВКНА-	34–37	1100	490–540	0,5
ХТН-61	41–45	1100	–	–
СМ64	44–45	~1150	330	0–1,0

Таблица 1.9 - Результаты испытаний трибологических свойств износостойких сплавов [73]

Сплав	Параметры износа Нн/Нmax, мкм, при температуре, °С					
	20	700	800	900	1000	1100
ВЖЛ2	35/69	4/20	0/12	3/20	–	–
В4К	42/58	35/53	1/5	2/5	22/30	38/50
X25H10B8	150	9	0/40	0/80	0/300	–
ВКНА-2М	78	34/50	55/90	76/120	64/100	56/80

Отмечено, что по внешнему виду после испытаний на износостойкость и по характеру износа все испытанные материалы приблизительно одинаковы, однако лучшие результаты выявлены у сплава В4К, а ВКНА-2М обладает меньшей износостойкостью, по сравнению с остальными испытанными материалами.

Сплав ВКНА-2А более технологичен, но менее износостоек, чем ВКНА-2М, поскольку введение кремния в сплавы типа ВКНА резко повышает их износостойкость. Так, добавка кремния в сплав ВКНА-2А в количестве 1,1% при температуре 800°С почти на порядок уменьшает износ [83].

Сплав ВКНА-2М менее износостоек среди исследуемых за счёт образования на поверхности оксида алюминия, ведущего к её износу, тем не менее, высокие рабочие температуры, достигающие 1200°С, делают данным сплав одним из перспективных для применения в качестве покрытия бандажных полок лопаток турбин в составе двигателя нового поколения.

Весьма актуальна проблема восстановления геометрических размеров бандажных полок наплавкой жаростойких и жаропрочных материалов. В процессе эксплуатации происходит образование зазора между лопатками с повреждёнными бандажными полками. Для увеличения ресурса двигателей важное значение имеет восстановление геометрических размеров, поскольку при удалении изношенного слоя также удаляется тонкий слой основного повреждённого металла лопатки [84, 82]. Восстановление размеров путём увеличения толщины износостойких материалов типа ХТН-61, СМ64, ВКНА-2М и других недостаточно эффективно из-за невысоких

прочностных характеристик таких покрытий. Помимо интенсивного износа в местах контакта бандажных полок происходит активное разрушение из-за высокотемпературного окисления и выкрашивания частиц карбидов. В эксплуатации помимо разрушения покрытия наблюдается также и разрушение основного металла контактных поверхностей бандажных полок, сопровождаемое изменением геометрических размеров. В настоящее время замене подвергают около 50% вышедших из строя лопаток с изношенными бандажными полками, у которых разрушение полок происходит более, чем на 0,5 мм [85].

Восстановление геометрических размеров и износостойких покрытий бандажных полок позволит снизить эксплуатационные расходы и повысить ресурс работы лопаток.

Из материалов анализа состояния исследований сплавов и защитных покрытий лопаток турбины и компрессора современных авиационных ГТД видно, что за последние годы достигнут значительный прогресс как в области разработки новых материалов, так и технологий получения высокотемпературных покрытий. Современные покрытия получают на лопатках турбокомпрессора ГТД путём применения комплекса физико-химических процессов воздействия на поверхностный слой жаропрочных никелевых и титановых сплавов с использованием специализированного оборудования.

Для обеспечения длительной эксплуатации рабочих лопаток турбокомпрессора авиационных ГТД весьма актуальной является задача создания новых технологий как нанесения, так и своевременного восстановления защитных покрытий.

ГЛАВА 2 ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объекты исследования

Исследование проводили на образцах из сплавов ВИТ1, ВТ-41, TNM-B1 и на лопатках III ступени КВД из сплава ВТ8-М1, состав которых приведен в таблице 2.1. Нанесение покрытий на основе никеля СДП-2 и на основе алюминия ВСДП-11Н проводили методом электродугового вакуумно-плазменного распыления, химический состав покрытий представлен в таблице 2.2.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых сплавов [32]

Марка сплава	Содержание элементов, %									
	Ti	Al	V	Mo	Ta	Si	Zr	Sn	W	Nb
ВИТ1	Осн.	11,8	-	0,5	1,4	0,22	2,1	-	0,8	41,0
ВТ-41	Осн.	6,2	-	1,3	-	0,36	3,4	4,1	0,5	1,1
ВТ8-М1	Осн.	5,0- 5,8	-	1,97	Fe 0,37	0,1- 0,22	0,3-1,5	-	-	-
TNM-B1	Осн.	37,9	3,9	1,97	Mn 0,15	0,32	1,3	0,26	1,99	5,14

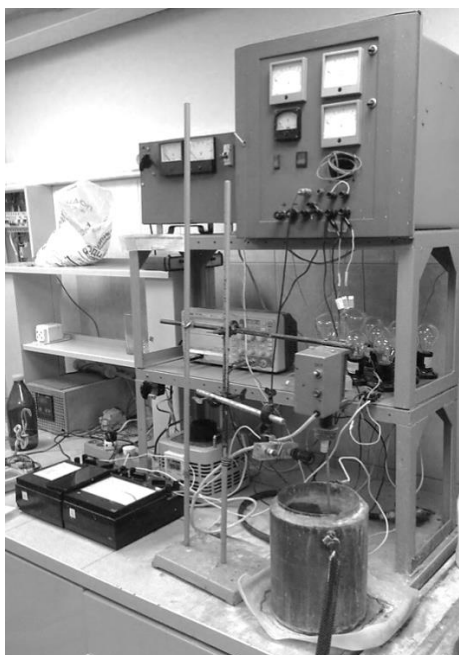
Таблица 2.2 – Химический состав сплавов ВСДП-11Н и СДП-2, используемых для нанесения покрытия [32]

Сплав	Содержание элементов, %				
	Al	Si	Cr	Ni	Y
ВСДП-11Н	Осн.	0,6	-	-	-
СДП-2	12	-	20-25	Осн.	0,3-0,6

Для проведения исследований были нарезаны образцы размером 3,5x20x25 мм из сплавов ВТ-41, ВИТ1 и TNM-B1 на электроэрозионном станке и подготовлены лопатки из сплава ВТ8-М1 для нанесения покрытий на основе никеля СДП-2 и на основе алюминия ВСДП-11Н электродуговым вакуумно-

плазменным распылением на установке МАП-2 при остаточном давлении в камере 0,12 Па. Отличие опытного катода из сплава ВСДП-11Н от серийного катода из сплава ВСДП-11 в содержании кремния - 0,6% вместо 4...5% и отсутствии иттрия. Содержание кремния не должно превышать 1,65 % для того, чтобы не допускать образование легкоплавкой эвтектики [100].

Проводили МДО на образцах размером 3,5x20x25 см из титанового сплава ВИТ1 без предварительного нанесения покрытия в электролите, состоящем из КОН, Na_2SiO_3 и дистиллированной воды H_2O (рисунок 2.1). Силикатно-щелочной электролит является наиболее экологически безопасным и дешёвым, данный состав электролита обеспечивает получение МДО-слоёв удовлетворительного качества. Исходя из литературных данных, при концентрации гидроксида калия в электролите менее 3 г/л не обеспечивается достаточная рассеивающая способность электролита, что приводит к увеличению энергоёмкости процесса, при этом, при содержании гидроксида калия более 6 г/л, электролит имеет высокую агрессивность, что приводит к травлению поверхности и уменьшению толщины оксидного слоя, в связи с чем проведён рациональный выбор состава электролита из водного раствора КОН и жидкого стекла Na_2SiO_3 . Выбор концентрации жидкого стекла обоснован тем, что кремний приводит к уменьшению скорости флюсования окарины [93-96]. С учётом необходимости формирования тонкого и плотного покрытия плотность тока была ограничена. Чрезмерное увеличение тока может привести к резкому увеличению пористости и возникновению дуговых разрядов, разрушающих покрытие.



а)



б)

Рисунок 2.1 – Установка для МДО:

а) общий вид

б) плазмохимическая реакция, протекающая в растворе электролита на поверхности образца

МДО образцов из интерметаллида титана марки ВИТ1 проводили с предварительным нанесением покрытия ВСДП-11Н методом электродугового вакуумно-плазменного распыления. При оксидировании образцов с покрытием ВСДП-11Н толщиной использовали электролит, состоящий из КОН, Na_2SiO_3 и дистиллированной воды H_2O , а на сплаве ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н, применяли электролит, состоящий из КОН, NaAlO_2 и дистиллированной воды.

Нанесение износостойких покрытий на контактные поверхности бандажных полок производилось на лопатках из жаропрочных и жаростойких никелевых сплавов ЖС26, ЖС32, проволоки из нихрома марки Х20Н80-Н, и электродов из интерметаллида ВКНА-2М и твёрдосплавного материала марки СМ64, химический состав которых представлен в таблице 2.3. Химический состав сплавов ЖС26 и ЖС32 представлен в таблице 2.4.

Таблица 2.3 – Химический состав исследуемых сплавов под наплавку [71, 103]

Марка сплава	Содержание элементов, %													
	Ni	Cr	Al	Co	Mo	W	Ti	Nb	V	Ta	Re	C	Si	Zr
ВКНА-2М	Осн.	4,25	11,4	-	-	1,54	1,3	-	-	-	-	-	0,91	-
ЖС26	Осн.	5,2	6,0	9,2	1,2	1,2	1,1	1,5	1,1	-	-	0,15	-	-
ЖС32	Осн.	5,5	6,2	9,0	1,2	9,0	-	1,6	-	4,0	4,0	0,16	-	-
Х20Н80-Н	Осн.	22,0	≤0,2	-	-	-	≤0,3	-	-	-	-	0,04	1,0- 1,5	0,2- 0,5
СМ64	5	20	-	Осн.	0,5	18,5	-	-	-	-	-	1,5	-	-

Таблица 2.4 – Химический состав исследуемых сплавов под наплавку [71, 103]

Марка сплава	Содержание элементов, %												
	Ni	Cr	Al	Co	Mo	W	Ti	Nb	V	Ta	Re	C	
ЖС26	Осн.	5,2	6,0	9,2	1,2	1,2	1,1	1,5	1,1	-	-	0,15	
ЖС32	Осн.	5,5	6,2	9,0	1,2	9,0	-	1,6	-	4,0	4,0	0,16	

Наплавку покрытий на бандажные полки лопаток турбины проводили в среде аргона ручной сваркой неплавящимся электродом в соответствии с общепринятой технологией. Восстановление геометрических размеров бандажных полок на лопатках турбины с эксплуатационными повреждениями проводили также наплавкой в среде аргона с использованием электродов, изготовленных из наплавляемых материалов.

2.2 Методы исследования

Металлографические исследования всех образцов проводили на оптическом микроскопе GX-51. Исследование химического состава и структуры сплавов и покрытий проводили на растровом электрическом микроанализаторе JSM-6490LV (Япония) с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA-act (США) при напряжении 25 кВт с фоторегистацией мест анализа. Рентгенографические исследования поверхностного слоя и окалины - на дифрактометре ДРОН-6 в Fe-Kα

(железном) излучении; щели перед образцом и детектором шириной по 1 мм; напряжение на рентгеновской трубке 25 кВ, ток 15 мА. Для определения микротвёрдости использовали микротвердомер EMCO-TEST DuraScan 70 (Австрия).

Испытания на жаростойкость образцов и лопаток с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 и без покрытия проводили в печи СНОЛ на воздухе при температурах 650°C и 700°C в течение 200 ч и 500 ч. Оценку сопротивления окислению сплавов выполняли на образцах с тремя вариантами покрытий: ВСДП-11Н, ВСДП-11Н+СДП-2, и СДП-2+ВСДП-11Н. Перед испытаниями на жаростойкость проводили оценку поверхности покрытий на предмет наличия цветов побежалости, трещин, сколов, пор и других дефектов. Наличие дефектов проверяли с помощью лупы (3...5) - кратного увеличения. Сопротивляемость окислению оценивали по внешнему виду, изменению массы образцов, химического состава и структуры поверхностного слоя. Через каждые 50 ч образец взвешивали на аналитических весах с точностью 0,01 мг. Изменение массы образцов оценивали по разности результатов взвешивания до испытаний и после заданного промежутка времени.

Оценку жаростойкости осуществляли осмотром состояния поверхности образцов после испытаний, по изменению удельной массы образцов с тиглем в течение всего времени проведения испытаний при заданных температурах с построением кинетических кривых:

$$\Delta m/S = f(\tau), \text{ где:}$$

Δm - изменение массы образцов, г;

S - площадь поверхности образцов, м²;

τ - время испытаний, ч;

$f(\tau)$ - функция времени.

Построенные кинетические зависимости позволяют провести качественную предварительную оценку жаростойкости покрытий.

Оценку жаростойкости лопаток турбины с износостойким покрытием ХТН-61 проводили на воздухе в условиях изотермического окисления при температуре 1050 °С в печи СНОЛ.

Остаточные напряжения определяли механическим методом по Давиденкову на автоматизированном комплексе МерКулОН «Тензор-3», где применялся унифицированный электролит для травления сплавов в управляемом режиме. Установка МерКулОН-3 «Тензор-3» сертифицирована (№ 26030 RU.E.28.003.A) Федеральным агентством по техническому регулированию и метрологии, зарегистрирована в Государственном реестре средств измерений под № 33350-06 и допущена к применению в Российской Федерации. Согласно ГОСТ Р ИСО 5725 установлено, что точность определения глубины залегания остаточных напряжений составляет ±1 мкм, погрешность измерений составляет 20 МПа [98]. Точный расчёт глубины стравленных слоёв производился по количеству пропущенного электричества согласно закону Фарадея в специально подобранных условиях травления. В ходе эксперимента выполнялось условие постоянства величины электрохимического эквивалента, который контролировали и корректировали по убыли массы образцов.

Оценку *сопротивляемости покрытий растрескиванию* при точечной нагрузке проводили на микротвердомере при нагрузке 5 кг на образцах из сплава ВИТ1 с двухслойным покрытием системы (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y). Оценка сопротивляемости покрытий растрескиванию основана на определении работы, затраченной на зарождение и распространение трещин, возникающих в углах отпечатка индентора, при воздействии его на поверхность покрытия:

$$A = 0,202 \cdot P \cdot d / \sum_{i=1}^n li_{mp} ,$$

где А – работа, Дж; $\sum li_{тр}$ – суммарная длина трещин, м; Р-нагрузка, Н; d-диагональ отпечатка, м.

Исследование вязкости разрушения покрытий проводили после отжига и окисления в интервале времени от 50 до 500 ч путём оценки длины и количества трещин, образующихся у краев отпечатка индентора.

Определение шероховатости проводили бесконтактным методом на лазерном конфокальном микроскопе OlympusLext 4000 (США) на образцах из сплава ВИТ1 после микродугового оксидирования.

ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЖАРОПРОЧНЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ

3.1 Исследование способа получения покрытий на титановых сплавах методом конденсации и микродугового оксидирования

Исследование проводили на образцах из интерметаллидного титанового сплава ВИТ1 после проведения МДО в электролите, состоящем из KOH, Na₂SiO₃ и дистиллированной воды H₂O. Структура сформированного покрытия при каждом режиме проведения МДО характеризуется наличием неровностей рельефа поверхности (рисунок 3.1). Сформированное покрытие плотное, пористости не отмечается. При неизменной плотности тока во время проведения микродугового оксидирования толщина формируемого покрытия растёт по параболическому закону (рисунок 3.2).

Исследования показали, что шероховатость покрытия возрастает с увеличением времени проведения оксидирования и, соответственно, толщины покрытия (рисунок 3.3). Микротвёрдость покрытия, измеренная непосредственно с поверхности и по шлифу при нагрузке 100 г, на всех образцах примерно одинакова и составила 680–700 HV. Фазовый состав покрытия толщиной 25 мкм, представляет собой оксиды титана TiO₂ (рутил) и алюминия γ -Al₂O₃; а толщиной 40 мкм и 70 мкм – оксиды титана TiO₂ (рутил) и алюминия α -Al₂O₃.

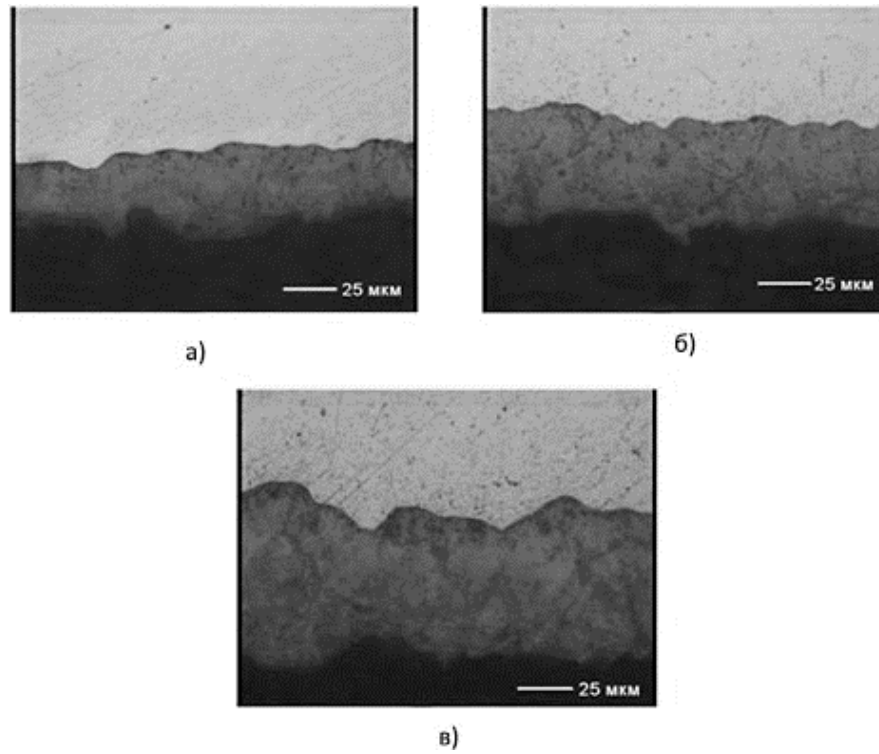


Рисунок 3.1 - Структура покрытия после МДО на сплаве ВИТ1 толщиной 25 мкм (а), 40 мкм (б), 70 мкм (в)

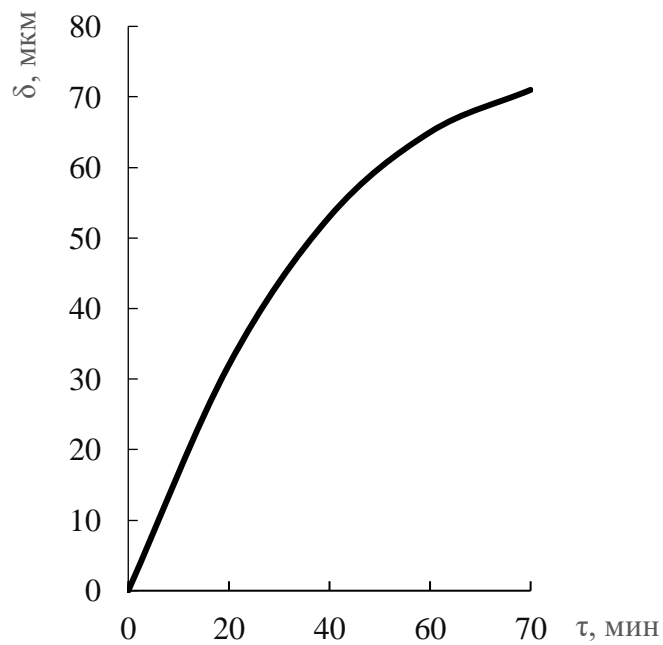
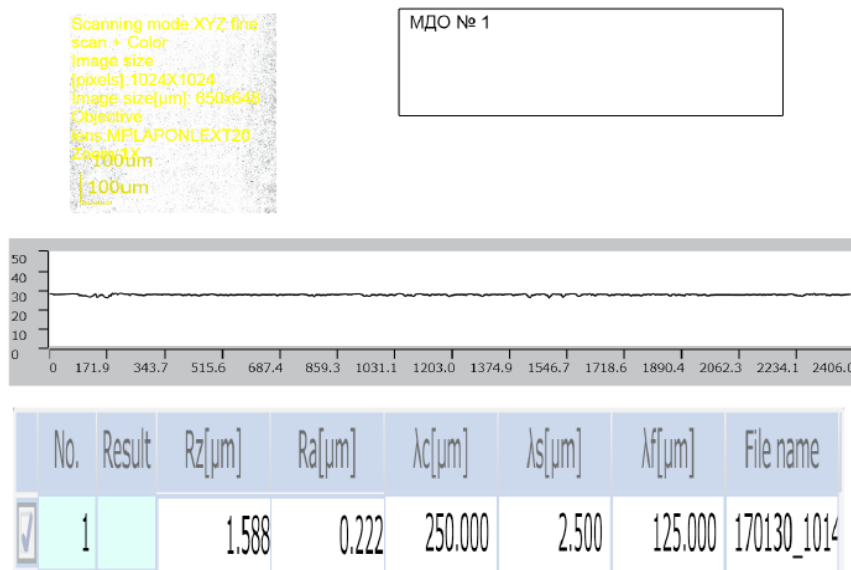
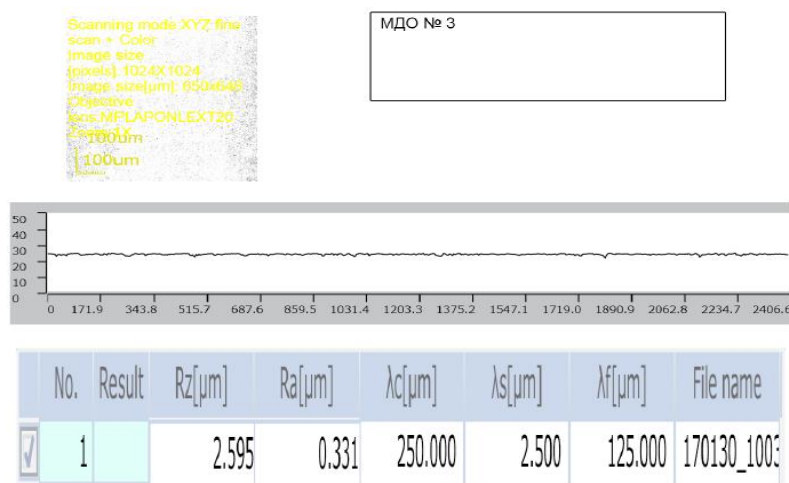


Рисунок 3.2 - Кинетика роста толщины слоя покрытия при микродуговом оксидировании сплава ВИТ1



a)



б)

Рисунок 3.3 – Результаты исследования шероховатости поверхности образцов из сплава ВИТ1 после проведения МДО с толщиной слоя 25 мкм (а), толщиной слоя 70 мкм (б)

Для исследования возможности повышения коррозионной стойкости интерметаллидного титанового сплава ВИТ1 было произведено МДО сплава с

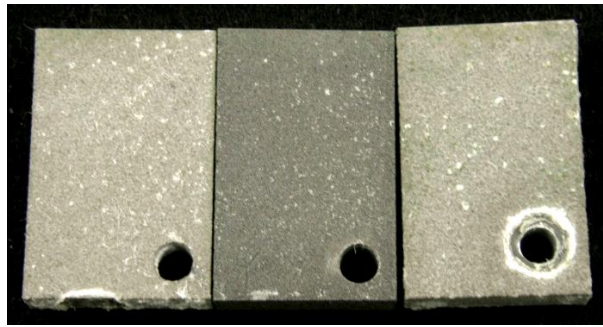
покрытием ВСДП-11Н толщиной 15 мкм (а) (рисунок 3.4 а, 3.5 а), 20 мкм (б) (рисунок 3.4 б, 3.5 б), 30 мкм (в) (рисунок 3.4 в, 3.5 в). Рентгеноструктурные исследования определили наличие интерметаллидов $TiAl_3$, $TiSi_2$ и Ti_5Si_3 , а также оксидов кремния на поверхности покрытия.

На образцах из сплава ВИТ1 сформировано двухслойное покрытие, в котором отсутствуют дефекты в виде отслоений и микротрещин, при этом покрытие после МДО имеет высокую пористость. Следует отметить различие в величине пористости в зависимости от электролита. Чем толще покрытие ВСДП-11Н, тем больше пористость покрытия после проведения МДО. Образец с толщиной покрытия ВСДП-11Н $\delta=20$ мкм (рисунок 3.6. б) проходил оксидирование в той же электролитической ванне, что и образец с меньшей толщиной покрытия ВСДП-11Н ($\delta=15$ мкм) (рисунок 3.6. а), при этом покрытие имеет большую толщину, чем у первого образца при меньшем времени протекания процесса МДО.

Сформированные покрытия на образцах, микродуговое оксидирование которых производили в электролите, состоящем из КОН, Na_2SiO_3 и воды, более пористые, чем на образцах, оксидированных в электролите, состоящем из КОН, $NaAlO_2$ и воды, поскольку алюминат натрия способствует более плотному осаждению оксида алюминия и получению менее пористого и рыхлого слоя (рисунок 3.6. в).

На образце с покрытием ВСДП-11Н толщиной 15 мкм, оксидированном в силикатно-щелочном электролите, сформированное покрытие более плотное и тонкое, толщина составляет 50 мкм. При этом максимальная толщина покрытия – 140 мкм – достигается при проведении процесса МДО на образце с покрытием ВСДП-11Н толщиной 20 мкм в силикатно-щелочном электролите. При проведении процесса МДО на образце с покрытием ВСДП-11Н толщиной 15 мкм в электролите, состоящем из КОН, Na_2SiO_3 и воды максимальная толщина покрытия составляет 80 мкм.

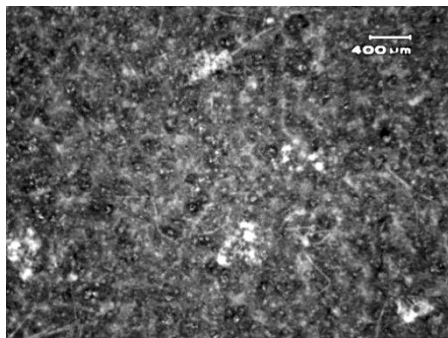
В связи с тем, что металл, который несет нагрузку, участвует в формировании оксидного покрытия, что приводит к уменьшению запаса прочности, метод МДО не рекомендуется для применения лопаток турбокомпрессора.



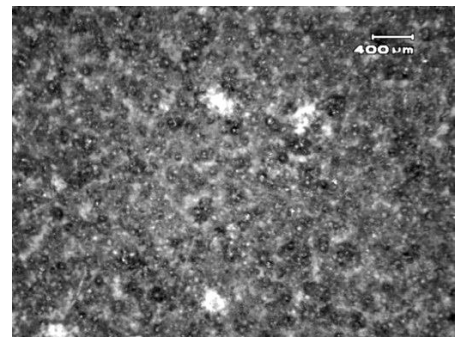
a) в) б)

Рисунок 3.4 - Внешний вид образцов из сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н и последующим МДО:

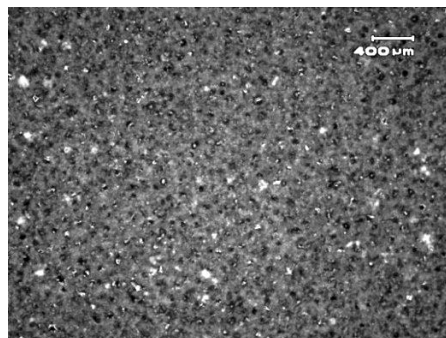
а) $\delta = 50$ мкм, б) $\delta = 140$ мкм, в) $\delta = 80$ мкм



а)



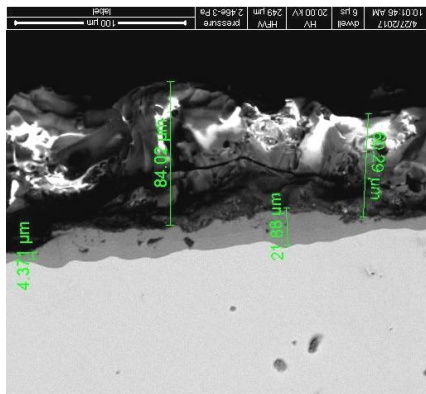
б)



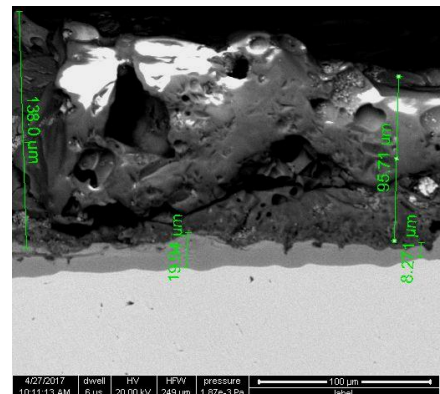
в)

Рисунок 3.5 – Внешний вид поверхности образцов из сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н и последующим МДО:

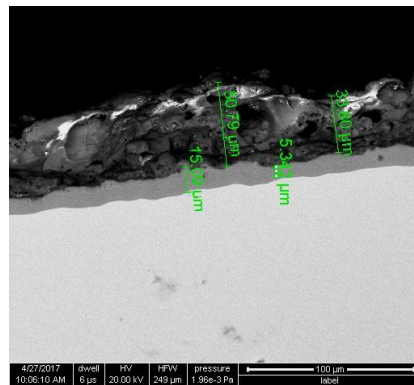
а) $\delta = 50$ мкм, б) $\delta = 140$ мкм, в) $\delta = 80$ мкм



а)



б)



в)

Рисунок 3.6 – Микроструктура образцов из сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н и последующим МДО:

а) $\delta = 50$ мкм, б) $\delta = 140$ мкм, в) $\delta = 80$ мкм

3.2 Исследование структуры и свойств многослойного защитного покрытия систем (Al-Si), (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) и (Ni-Cr-Al-Y)+(Al-Si) на сплавах ВИТ1, ВТ-41 и TNM-B1

3.2.1 Исследование структуры и свойств покрытия системы (Al-Si) на сплавах ВИТ1 и ВТ-41

Проводили нанесение покрытия ВСДП-11Н системы (Al-Si) на образцы из сплава ВТ-41 и интерметаллидного сплава ВИТ1 на установке МАП-2 методом вакуумной плазменной технологией высоких энергий (метод ВПТВЭ) при различном времени напыления. Визуальный осмотр показал, что образцы после отжига имеют цвет от серого до тёмно-серого на сплаве ВИТ1 и однородный тёмно-серый на сплаве ВТ-41. Сколов, расслоений и других внешних дефектов поверхности не наблюдается. Внешний вид образцов представлен на рисунке 3.7 [100].

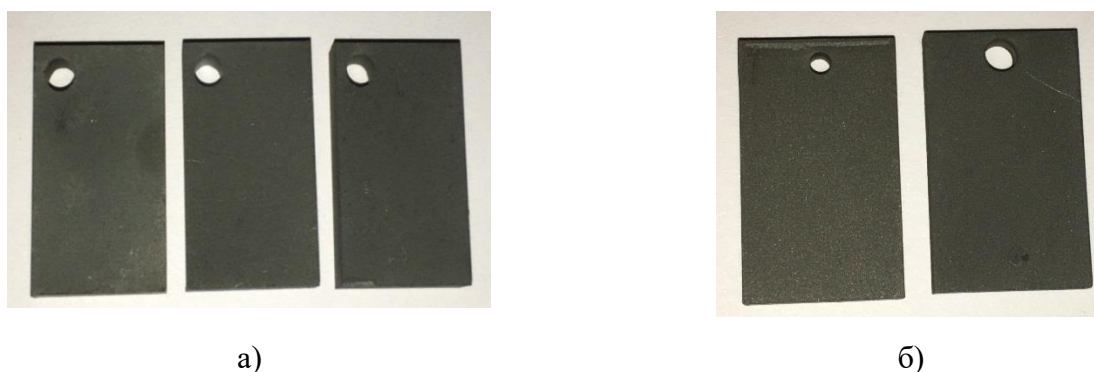


Рисунок 3.7 – Внешний вид образцов из сплава ВИТ1 (а) и сплава ВТ-41 (б) с покрытием ВСДП-11Н

При напылении покрытия ВСДП-11Н толщина слоя δ с увеличением времени напыления τ растёт по закону, близкому к параболическому $\delta=k\sqrt{\tau}$, где постоянная скорости роста k примерно равна 3,9–3,93 (рисунок 3.8).

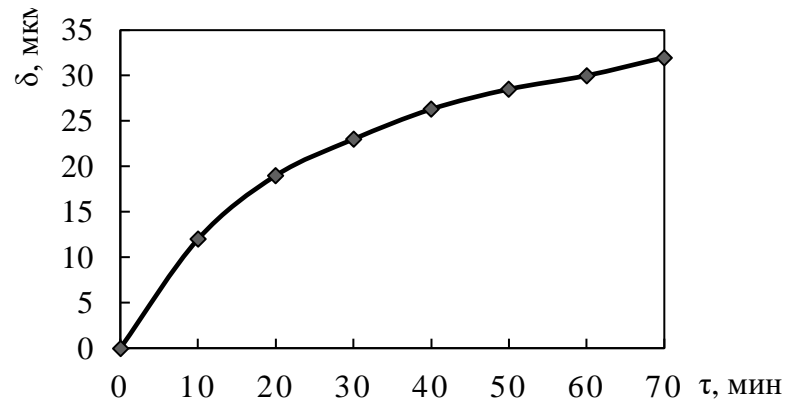


Рисунок 3.8 - Кинетика роста толщины покрытия ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1

Металлографическим исследованием установлено, что на образцах из интерметаллидного сплава ВИТ1 и титанового сплава ВТ-41 отслоений покрытия от основного материала не наблюдается, диффузионное взаимодействие покрытия с основным металлом удовлетворительное.

Микроструктуры покрытий ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 представлены на рисунке 3.9, на сплаве ВТ-41 – на рисунке 3.10. Распределение элементов по глубине покрытия на сплавах приведено на рисунках 3.11, 3.12.

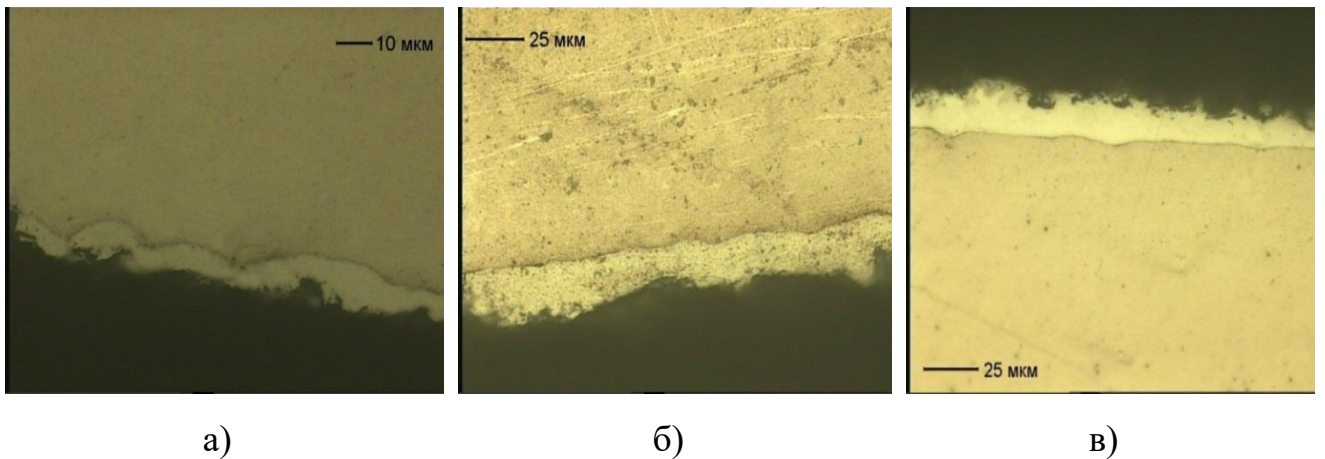


Рисунок 3.9 – Микроструктура покрытия ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 толщиной 10 (а), 20 (б), 23 (в) мкм

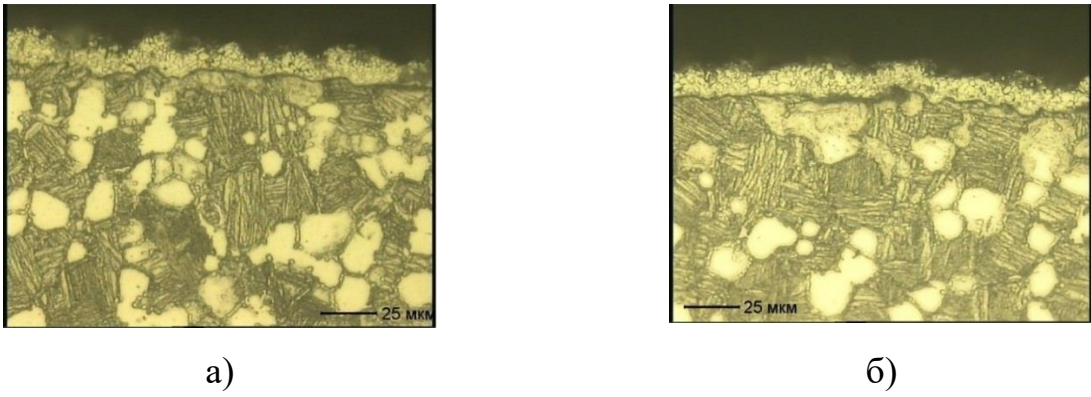
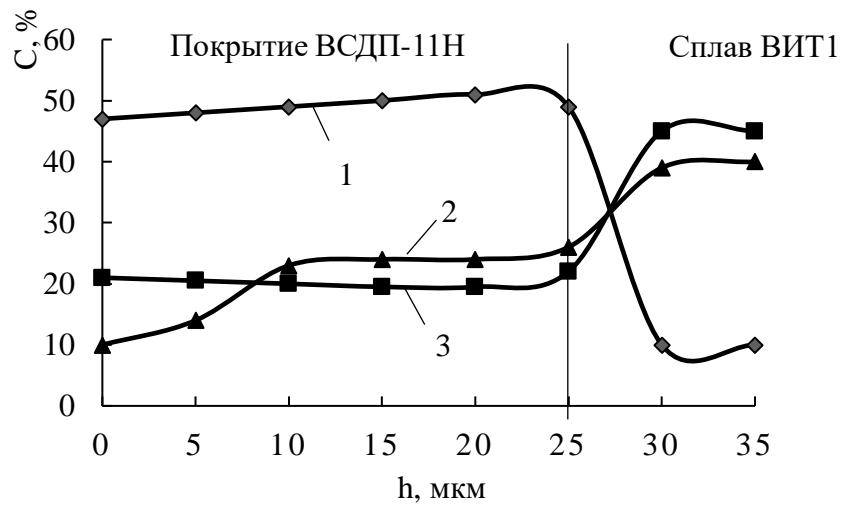
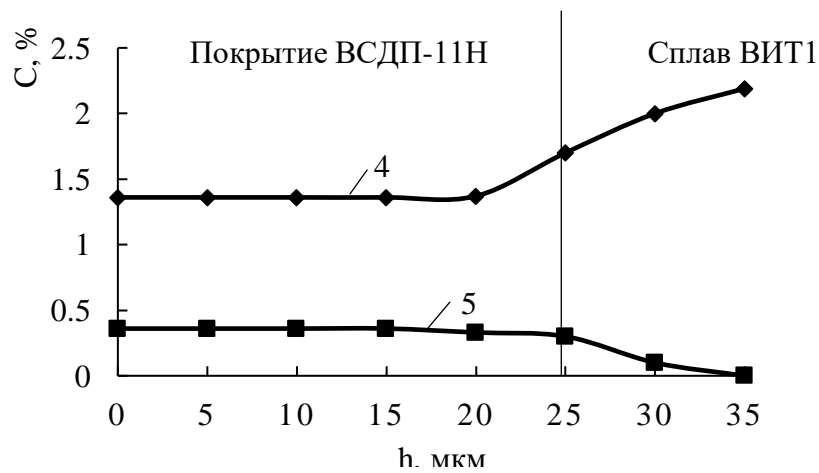


Рисунок 3.10– Микроструктура покрытия ВСП-11Н на сплаве ВТ-41
толщиной 10 (а), 20 (б)

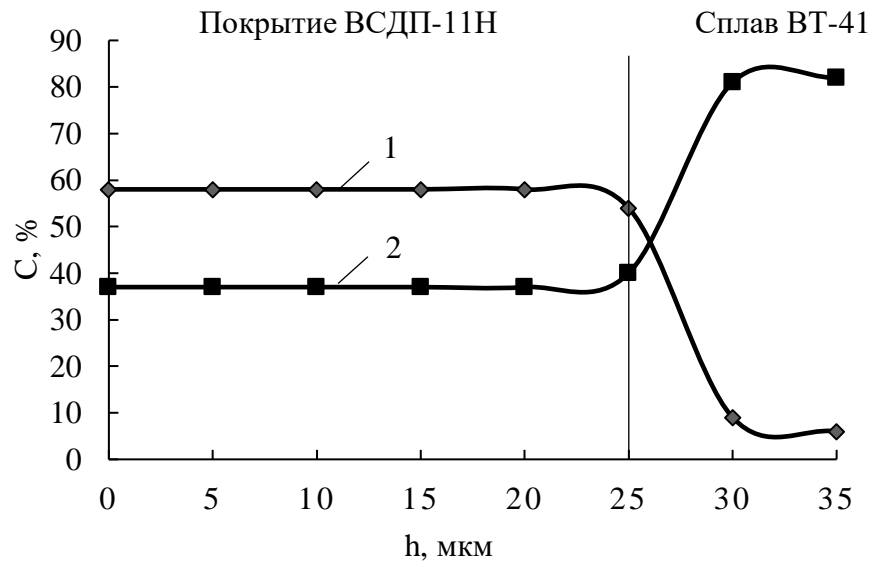


а)

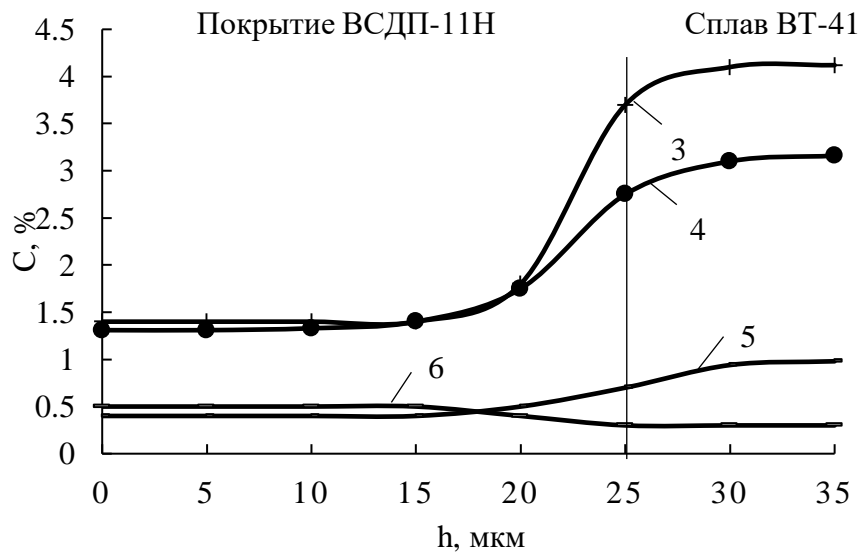


б)

Рисунок 3.11 - Распределение элементов по глубине покрытия ВСП-11Н на
сплаве ВТ1: Al (1), Nb (2), Ti (3) (а);
Zr (4), Si (5) (б)



а)



б)

Рисунок 3.12– Распределение элементов по глубине покрытия ВСДП-11Н на сплаве ВТ-41:

Al (1), Ti (2) (а);

Sn (3), Zr (4), Nb (5) и Si (6) (б)

Из полученных данных видно, что в процессе отжига в покрытии ВСДП-11Н (55% Al, 0,6% Si) на сплаве ВИТ1 происходит растворение Nb до (10...20)% и Zr до (1,2...1,5)%. Из легирующих элементов сплава ВТ-41 в покрытие при его формировании в процессе напыления и отжига диффундируют Zr до (1,3...1,4)%, Nb до (0,3-0,4)%, Sn 1,5%. Содержание Ti при этом в покрытии на сплаве ВТ-41 выше в 2 раза, чем в покрытии на сплаве ВИТ1, 40% и 20% соответственно.

Таким образом, на состав покрытия существенное влияние оказывает химический состав насыщаемых сплавов. Рентгеноструктурным анализом установлено, что основными структурными составляющими покрытия на сплавах являются фазы $TiAl_3$, $TiSi_2$ и Ti_5Si_3 . Наблюдается окисление верхней зоны покрытия на всех образцах.

При замере микротвёрдости покрытия с поверхности шлифов наблюдается повышение твёрдости с увеличением времени напыления и, соответственно, толщины покрытия. Значения микротвёрдости представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Микротвёрдость покрытия ВСДП-11Н на образцах из сплавов ВИТ1 и ВТ-41 и основного материала

Время напыления ВСДП-11Н, мин	Материал образцов	Микротвёрдость, $HV_{ср.}$, кгс/мм ²	
		С поверхности	Основной материал
15	ВИТ1	714...723	420
30		730...866	439
45		909...922	426
45	ВТ41	665...673	376
30		601...628	368

3.2.2 Исследование структуры и свойств двухслойного покрытия системы (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) на сплавах ВИТ1 и ВТ-41

Двухслойное покрытие системы (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) получали путём последовательного напыления на образцы вначале сплава системы (Al-Si) (ВСДП-11Н), варьируя время напыления, затем напыляли сплав системы (Ni-Cr-Al-Y) (СДП-2).

Внешний вид образцов из сплава ВИТ1 и ВТ-41 после проведения отжига двухслойного покрытия представлен на рисунке 3.13. Микроструктуры двухслойного покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 на сплавах ВИТ1 и ВТ-41 приведены на рисунках 3.14 и 3.15. Между слоями покрытий ВСДП-11Н и СДП-2 наблюдается отчётливая граница раздела.



а)

б)

Рисунок 3.13 – Внешний вид образцов из сплава ВИТ1 (а) и сплава ВТ-41 (б) с двухслойным покрытием ВСДП-11Н + СДП-2

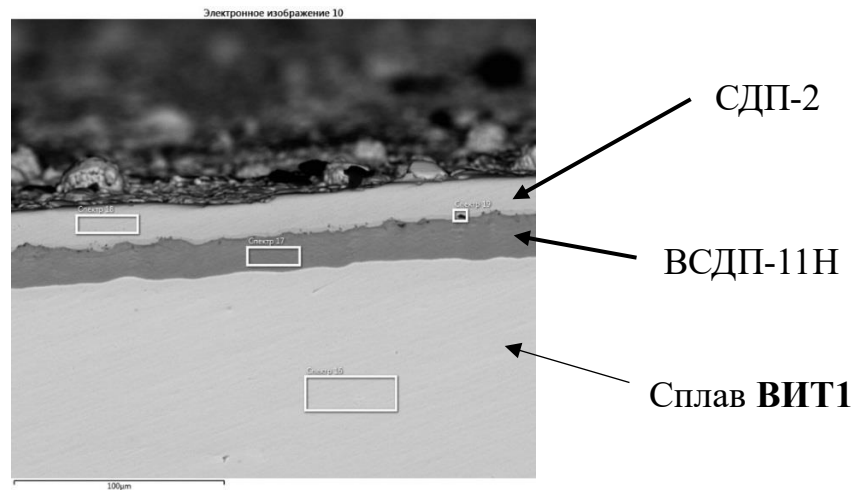


Рисунок 3.14– Микроструктура двухслойного покрытия ВСДП-11 + СДП-2 на сплаве ВИТ1

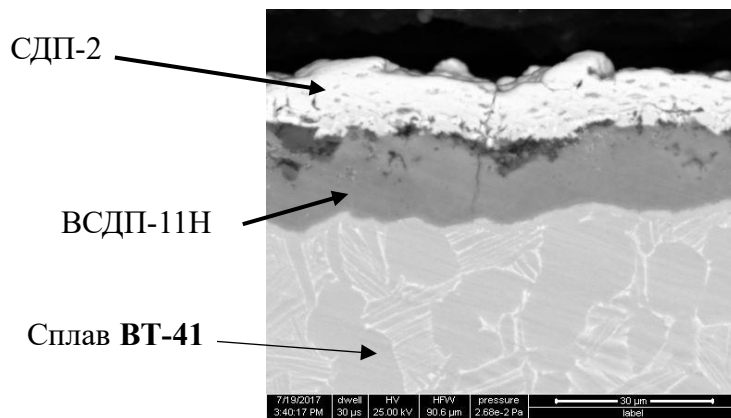


Рисунок 3.15 – Микроструктура двухслойного покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 на сплаве ВТ-41

В слое покрытия ВСДП-11Н содержание алюминия достаточно высокое (54...56)% (рисунок 3.16, 3.17). В диффузионной паре ВИТ1+ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 во время отжига в покрытие диффундирует почти 20 % ниобия, а содержание титана достигает (22...23)%. Содержание кремния не превышает (0,49...0,5)%.

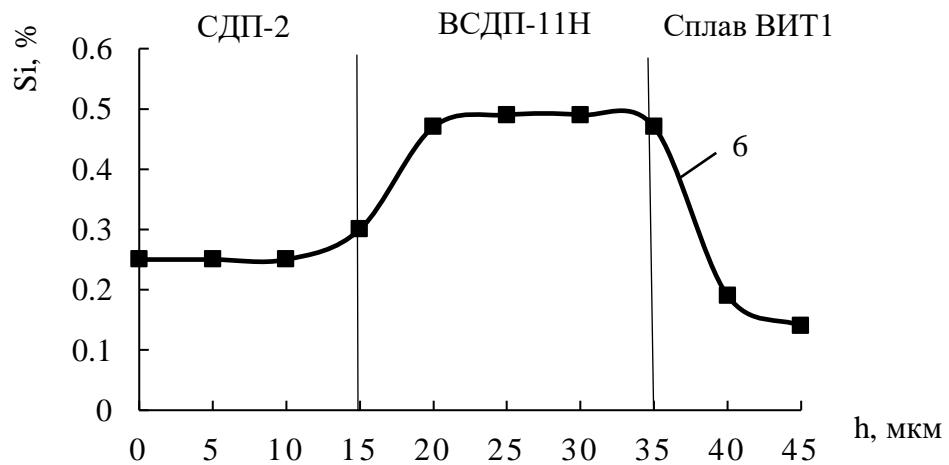
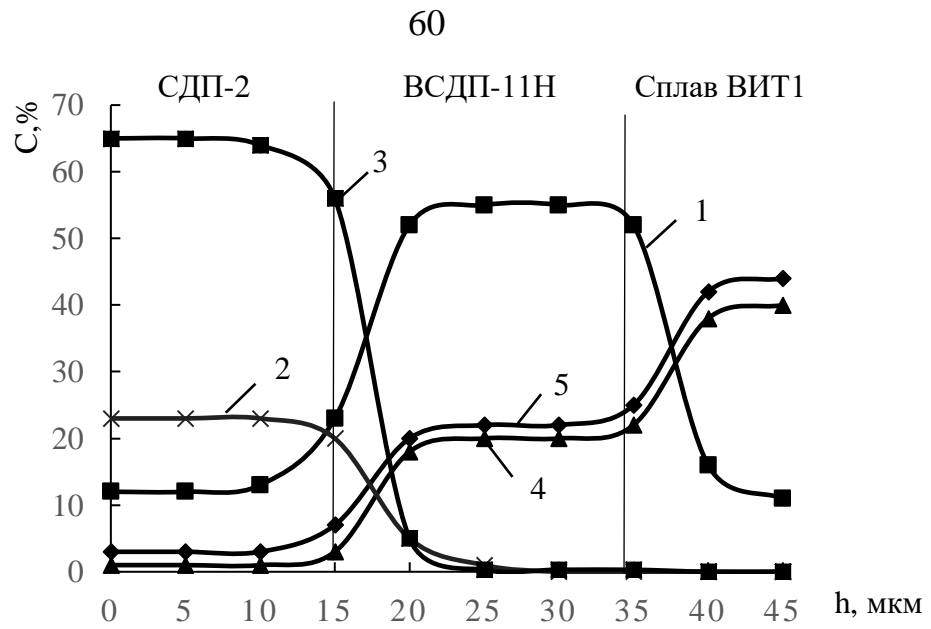


Рисунок 3.16 – Распределение элементов по глубине двухслойного покрытия
 ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве Вит1:
 Al (1), Cr (2), Ni (3), Nb (4), Ti (5) (a);
 Si (6) (б)

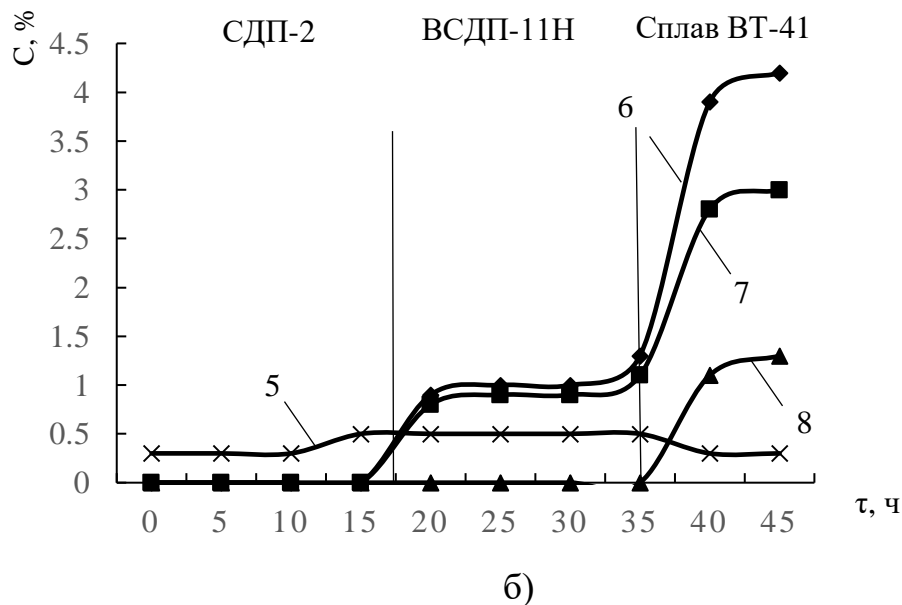
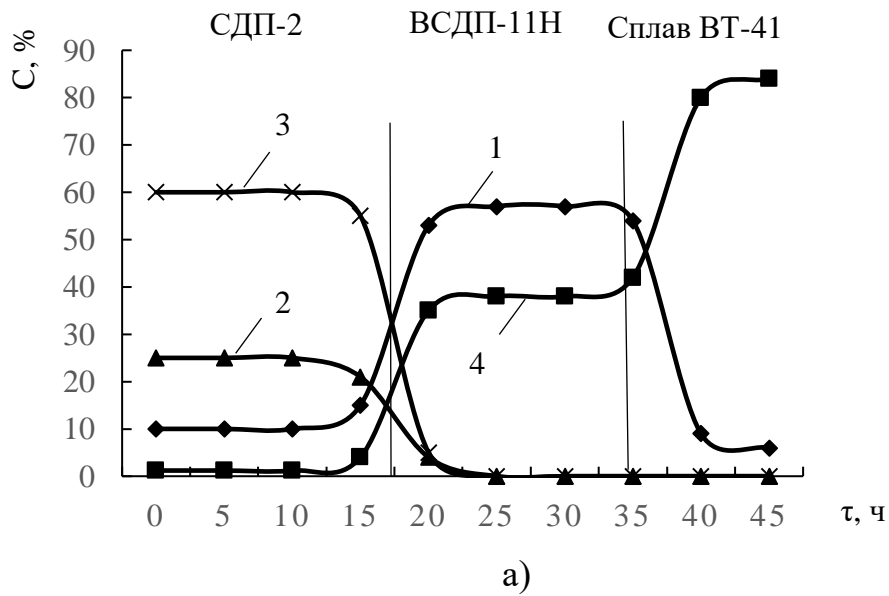


Рисунок 3.17 – Распределение элементов по глубине двухслойного покрытия

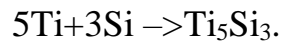
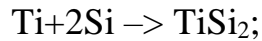
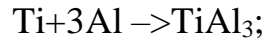
ВДСП-11Н+СДП-2 на сплаве ВТ-41:

Al (1), Cr (2), Ni (3), Ti (4) (а);

Si (5), Sn (6), Zr (7), Nb (8) (б)

В диффузионной паре ВДСП-11Н+СДП-2 при отжиге практически не происходит диффузионного перемещения атомов титана из ВДСП-11Н, так же, как и никеля, и хрома из СДП-2 в ВДСП-11Н. В покрытии СДП-2 сохраняется алюминий в пределах от 11,85 до 12% и незначительно возрастает содержание

кремния до 0,25%. Таким образом, можно утверждать, что при таком сочетании диффузионных пар наиболее существенное взаимодействие происходит в системе ВСДП-11Н + ВИТ1, при котором формируется новый фазовый состав покрытия ВСДП-11Н:



Фазовый состав СДП-2 сохраняется идентичным составу катода, который использовался для напыления покрытия СДП-2: NiAl+Ni₃Al+Ni(Cr, Al)+α-Cr [88]. Следует отметить, что элементы сплава СДП-2 (Ni, Cr, Al) во время отжига при температуре 700°C за 2 ч очень мало взаимодействуют с покрытием ВСДП-11Н. В покрытии ВСДП-11Н после отжига отсутствуют Ni и Cr. В то же время из покрытия ВСДП-11Н в СДП-2 поступает заметное количество алюминия и кремния. Внешняя зона покрытия состоит из NiAl, Ni₃Al и α-Cr на покрытиях на сплавах ВИТ1 и ВТ-41. Микротвёрдость слоя ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 равна 900HV, слоя СДП-2 - 520 HV, на сплаве ВТ-41 микротвердость слоя СДП-2 равна 650HV, слоя ВСДП-11Н – 640HV.

3.2.3 Исследование структуры и свойств двухслойного покрытия системы (Ni-Cr-Al-Y) + (Al-Si) на сплаве ВИТ1

Двухслойное покрытие системы (Ni-Cr-Al-Y) + (Al-Si) получали путём последовательного напыления на образцы сплава (Ni-Cr-Al-Y) (СДП-2), затем сплава (Al-Si) (ВСДП-11Н).

Микроструктура двухслойного покрытия СДП-2 + ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 приведена на рисунке 3.18. В покрытии (СДП-2+ВСДП-11Н) наблюдается существенное взаимодействие в диффузионной паре СДП-2 + ВСДП-11Н и отсутствуют заметные диффузионные процессы в паре СДП-2 + ВИТ1. Это

объясняется тем, что никель снижает температуру полиморфного превращения $\beta \rightarrow \alpha$, образуя эвтектид с температурой эвтектидного превращения 770 °С, причём растворимость никеля в α -фазе титана при температуре 770 °С не превышает 0,2%, а при температуре отжига 700 °С растворимость никеля снижается до 0,06%. Однако при увеличении температуры отжига диффузионной пары до 900 °С, когда растворимость никеля в β -Ti существенно возрастает, а также возрастает скорость диффузии атомов титана, содержание никеля через 2 ч. в слое СДП-2 снижается до (5...6)%, а содержание титана достигает (75...70)%.

Активное диффузионное взаимодействие наблюдается в паре СДП-2 + ВСДП-11Н, в результате которого во втором слое - ВСДП-11Н - формируется структура защитного покрытия, основу которого составляют жаростойкие алюминиды никеля. Во втором слое покрытия - ВСДП-11Н - отсутствуют атомы титана и ниобия (рисунок 3.19). Второе покрытие формируется при низкотемпературном изотермическом отжиге образцов, в процессе которого происходит образование соединений никеля, содержащегося в первом покрытии СДП-2, и алюминия в покрытии ВСДП-11Н. В результате таких реакций во втором слое получают достаточно равномерное распределение никеля и алюминия в покрытии.

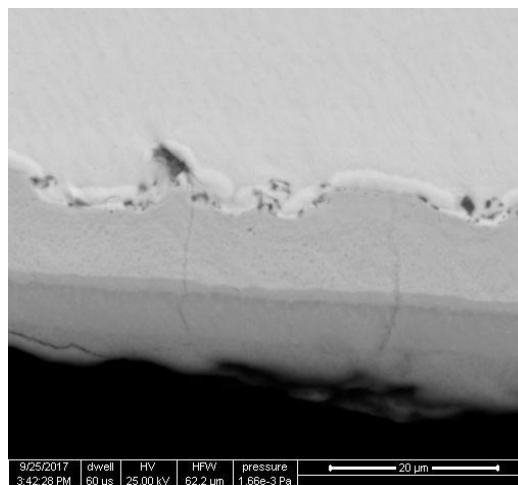


Рисунок 3.18 – Микроструктура двухслойного покрытия СДП-2+ ВСДП-11Н на сплаве ВТ1

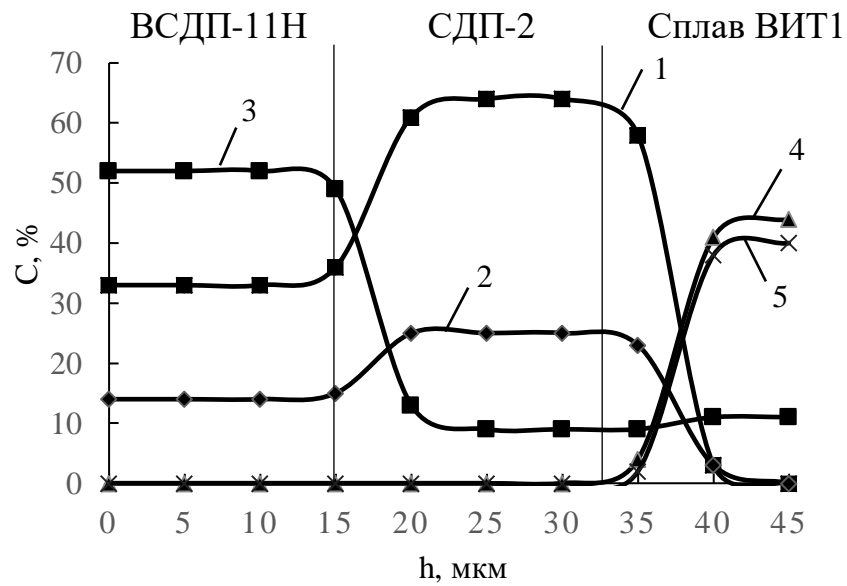


Рисунок 3.19– Распределение Ni (1), Cr (2), Al (3), Ti (4), Nb (5) по глубине покрытия СДП-2+ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1

Общее содержание алюминия в покрытии составляет 52–53%, при этом содержание никеля составляет 33–34%. В бинарной системе Ni–Al такое соотношение элементов соответствует сочетанию двух интерметаллидов Ni_2Al_3 и $NiAl_3$. Содержание хрома достаточно высокое, порядка 14%. В связи с низкой растворимостью хрома в интерметаллидах никеля следует отметить, что хром во втором слое присутствует в качестве дисперсных частиц α -Cr. Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что во втором покрытии основными составляющими фазами являются Ni_3Al , $NiAl$, α -Cr, $TiSi_2$, Ni_3Ti , $TiAl_3$ и низкотемпературная форма оксида Al_2O_3 (таблица 3.2).

Таблица 3.2 – Фазовый состав поверхностного слоя образцов из сплава ВИТ1 с покрытием СДП-2 + ВСДП-11Н

Межплоскостное расстояние, d , нм, для фаз			
β -NiAl	γ' -Ni ₃ Al	α -Cr	γ -Al ₂ O ₃
2,9/2,89	3,57/3,56	2,05/2,053	1,88/1,9 (1,862)
2,05/2,04	2,05/2,03	1,43/1,436	-
1,66/ 1,67	1,43/1,45	1,17/1,172	1,66/1,605
1,43/1,44	1,28/1,26	1,01/1,014	1,43/1,44
1,28/1,29	1,17/1,19	-	1,37/1,386
1,17/1,18	1,13/1,13	-	1,28/1,285
1,03/1,02	1,05/1,07	-	1,17/1,176
-	1,03/1,03	-	-

Примечание: В числителе экспериментальные значения, в знаменателе-табличные.

Поскольку при нагреве диффузионные процессы протекают с низкой скоростью, а осаждённые частицы твёрдого раствора кремния в алюминии, при сравнительно неглубоком вакуумировании, уже на пути от катода к аноду во время нанесения покрытия покрываются тонким слоем оксида алюминия нестехиометрического состава, то можно предположить, что во время отжига образование плёнки расплавленного алюминия не происходит. Об этом свидетельствует и отсутствие характерного рельефа на поверхности образцов. Осадок не всегда может переходить в жидкую фазу при формировании покрытия. Критическая толщина осадка, при которой образуется защитная плёнка алюминия на никелевых сплавах, резко возрастает при уменьшении температуры отжига ниже 800°C и составляет больше 300 мкм.

Таким образом, при нагревании происходит как дополнительное окисление частиц в осадке конденсированного покрытия остаточным кислородом в камере установки, так и формирование тугоплавких алюминидов никеля, поступающих из первого покрытия. Микротвёрдость слоя СДП-2 - 650 НВ, слоя ВСДП-11Н равна 1000НВ.

3.2.4 Исследование структуры и свойств покрытия системы (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) на сплаве TNM-B1

Напыление покрытия (Al-Si)+(Ni-Cr-Al-Y) проводили на образцах из перспективного интерметаллидного титанового сплава TNM-B1.

Микроструктура двухслойного покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 на сплаве TNM-B1 приведена на рисунке 3.20. Наблюдается отчётливая граница раздела между слоями покрытия ВСДП-11Н и СДП-2.

В слое покрытия ВСДП-11Н помимо высокого содержания Al (62%), отмечается содержание Ti (35%), который диффундировал из сплава в покрытие. Химический состав сплава TNM-B1 с покрытием ВСДП-11Н + СДП-2 представлен на рисунке 3.21. Химический состав покрытия СДП-2 остаётся идентичным составу катода, за исключением незначительного содержания Si и Ti до 1 %. В слое ВСДП-11Н отсутствуют элементы покрытия СДП-2 - Ni и Cr, элементы состава покрытия СДП-2 не диффундируют в покрытие ВСДП-11Н.

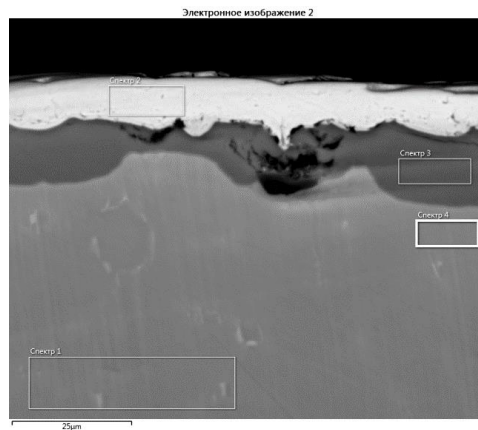
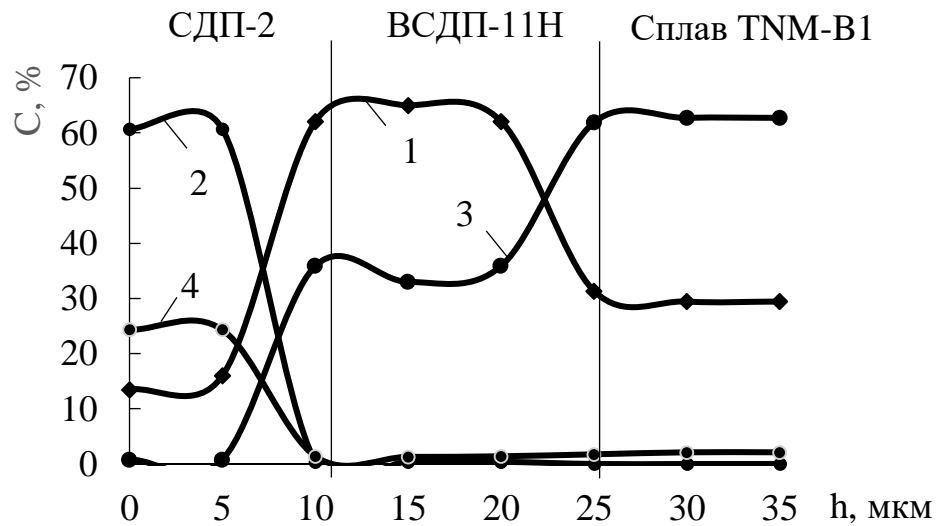
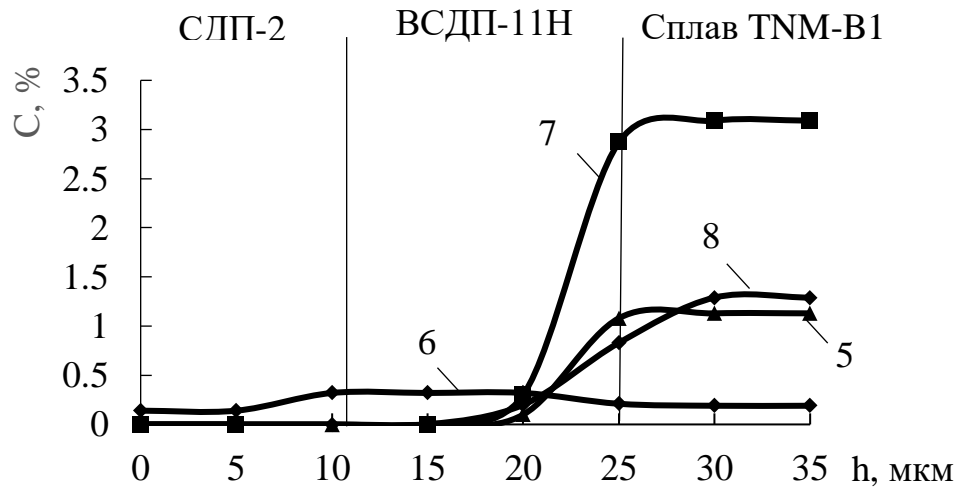


Рисунок 3.20 – Микроструктура покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве TNM-B1



а)



б)

Рисунок 3.21 - Распределение элементов по глубине покрытия ВСДП-11Н на сплаве TNM-B1:

Al (1), Ni (2), Ti (3), Cr (4) (а);

Zr (5), Si (6), Nb (7), Mo (8) (б)

Рентгеноструктурный анализ показал наличие во внешней зоне покрытия соединения NbAl_3 , фазы $\gamma\text{-TiAl}$, $\alpha\text{-TiAl}_3$ и линии металлов Al, Mo, Nb. Линии металлов Al, Mo, Nb и соединения NbAl_3 на дифрактограмме позволяют допустить вероятность существования фазы β_2 – орто- Ti_2Al (Mo, Nb).

3.3. Исследование жаростойкости защитных покрытий на титановых сплавах ВТ-41 И ВИТ1 при температурах 650 и 700 °С

3.3.1 Исследование жаростойкости покрытия ВСДП-11Н (Al-Si) при температуре 700°С на сплавах ВИТ1 и ВТ-41

Исследованию сопротивляемости окислению при повышенных температурах подвергали образцы с покрытием ВСДП-11Н (Al-Si), а также с покрытиями следующих комбинаций СДП-2(Ni-Cr-Al-Y) + ВСДП11-Н (Al-Si) и ВСДП11-Н (Al-Si) + СДП-2 (Ni-Cr-Al-Y), нанесённые на титановые сплавы ВИТ1 и ВТ-41.

Покрытие ВСДП-11Н на сплавах ВИТ1 и ВТ-41 окисляется при температуре 700°С на воздухе по закону, близкому к параболическому (рисунки 3.22, 3.23). На скорость окисления заметно влияет толщина плёнки покрытия. При увеличении толщины покрытия улучшается качество осаждаемой плёнки конденсата.

Проведено исследование двухслойного покрытия ВСДП-11Н (Al-Si) при температуре 700°С в течение 200 ч. После 200 ч окисления на воздухе образцы имели тёмно-серый цвет, характерный для плёнки оксида алюминия (рисунки 3.24, 3.25). При окислении отслоение оксидной плёнки отсутствует. Таким образом, можно констатировать, что покрытие обладает достаточно высокой сопротивляемостью окислению при температуре 700°С.

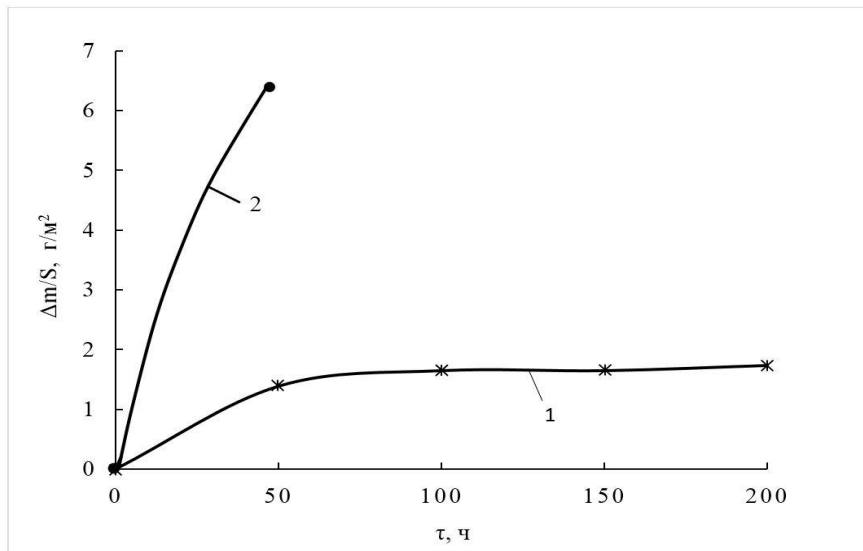


Рисунок 3.22 – Кинетика окисления образцов из сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н (1) и сплава без покрытия (2) при температуре 700 °С на воздухе

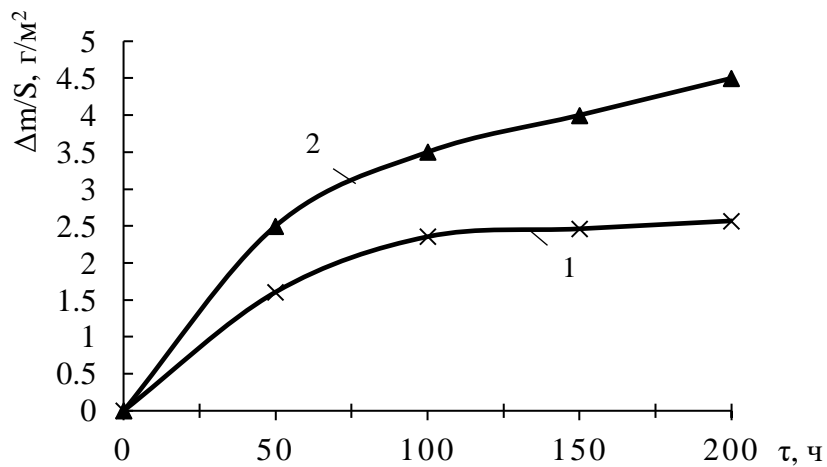


Рисунок 3.23 – Кинетика окисления образцов из сплава ВТ-41 с покрытием ВСДП-11Н (1) и без покрытия (2) при температуре 700 °С на воздухе



Рисунок 3.24 – Внешний вид образцов с покрытием ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 после отжига (а) и после 200 ч окисления при температуре 700°С (б)



Рисунок 3.25 – Внешний вид образцов с покрытием ВСДП-11Н на сплаве ВТ-41 после отжига (а) и после 200 ч окисления при температуре 700°С (б)

Металлографическое исследование показало, что покрытие ВСДП-11-Н на сплавах ВТ-41 и ВИТ1 сохраняет свою целостность (рисунок 3.26).

Согласно рентгеноструктурному анализу основными структурными составляющими покрытия на сплавах после 200 ч окисления являются интерметаллид титана $TiAl_3$ и силициды $TiSi_2$ и Ti_5Si_3 . Содержание алюминия в покрытии после 200 ч окисления остается достаточно высоким и составляет на сплаве ВИТ1 52,49 % и на ВТ-41 - 58 % (таблицы 3.3, 3.4). Содержание кремния в слое покрытия достаточно для формирования включений силицидов титана. Содержание ниобия, поступающего из сплава ВИТ1 в покрытие, близко к значению, зарегистрированному в покрытии ВСДП-11Н+СДП-2, и составляет 24,07 %, и титана 20,33%. На сплаве ВТ-41 также наблюдается диффузия легирующих элементов из сплава в покрытие (см. Zr, Nb, Mo, Sn, W). Основным легирующим элементом, обеспечивающим жаростойкость, является алюминий,

входящий в интерметаллид $TiAl_3$, и обеспечивающий формирование защитной оксидной плёнки.

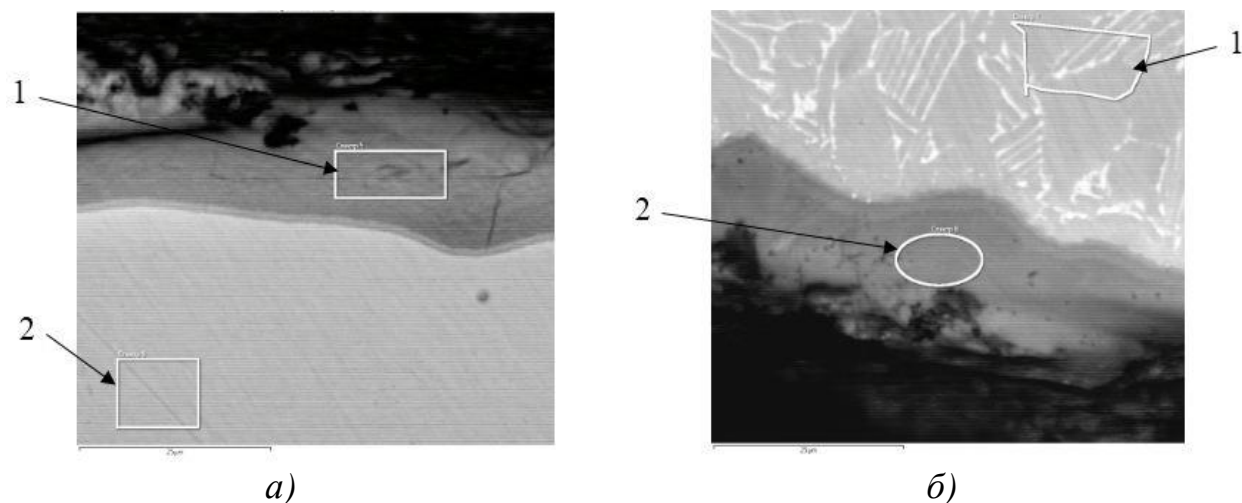


Рисунок 3.26 – Микроструктура покрытия ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 (а) и ВТ-41 (б) после 200 ч испытаний на жаростойкость при температуре 700 °С, с участками анализа химического состава (см. таблицы 3.5, 3.6)

Таблица 3.5 – Распределение элементов на сплаве ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н после 200 ч испытаний на жаростойкость при температуре 700 °С

Участок* анализа	Содержание элементов, %							Примечание
	Al	Si	Ti	Zr	Nb	Ta	W	
1	52.49	1.08	20.33	1.45	24.07	0.0	0.58	покрытие
2	10.70	0.24	43.51	2.29	40.52	1.62	1.36	сплав

* См. рис. 3.26, а.

Таблица 3.6 – Распределение элементов на сплаве ВТ-41 с покрытием ВСДП-11Н после 200 ч испытаний на жаростойкость при температуре 700 °С

Участок* анализа	Содержание элементов, %									Примечание
	Al	Si	Ti	Zr	Nb	Mo	Sn	Ta	W	
1	5.95	0.33	83.55	3.16	0.95	1.35	4.09	0.0	0.62	сплав
2	58.00	0.55	37.90	1.31	0.44	0.55	0.91	0.0	0.34	покрытие

* См. рис. 3.26, б.

3.3.2 Исследование жаростойкости покрытия СДП-2+ВСДП-11Н (Ni-Cr-Al-Y)+(Al-Si) при температуре 700°C

Покрытие СДП-2+ВСДП-11Н окисляется по закону, близкому к логарифмическому $h = k_3 \lg(\alpha\tau + b)$, где h – толщина окисления пленки, k_3 , a , b – коэффициенты (рисунок 3.27). На стадии формирования оксидной плёнки константа скорости окисления равна $5 \cdot 10^{-3} \text{ г}^2/(\text{м}^4 \cdot \text{ч})$, на стадии роста от 50 до 200 ч константа сравнительно невелика и равна $1,67 \cdot 10^{-3} \text{ г}^2/(\text{м}^4 \cdot \text{ч})$. После 200 ч окисления не отмечается заметных следов осыпания окалины. Однако в структуре и химическом составе покрытия наблюдаются существенные изменения, связанные с диффузионными процессами, протекающими в диффузионных парах. Прежде всего в слое ВСДП-11Н через 50 ч наблюдается образование частиц оксида алюминия Al_2O_3 на глубине до 7–8 мкм (рисунок 3.28, а). После 100 ч окисления образование частиц оксида алюминия в слое ВСДП-11Н наблюдается уже на всю глубину слоя (рисунок 3.28, б). В слое ВСДП-11Н за 100 ч окисления резко уменьшается содержание алюминия от 53 до 37 %, до 18 % увеличивается содержание хрома, и весьма незначительно наблюдается диффузия титана, до 0,86 % (рисунок 3.29).

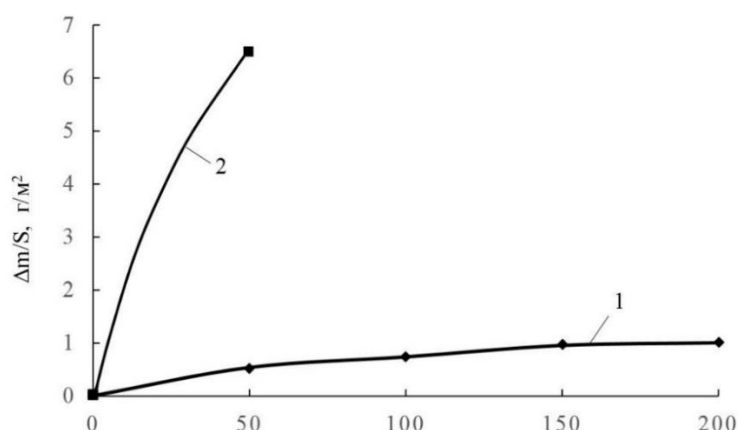
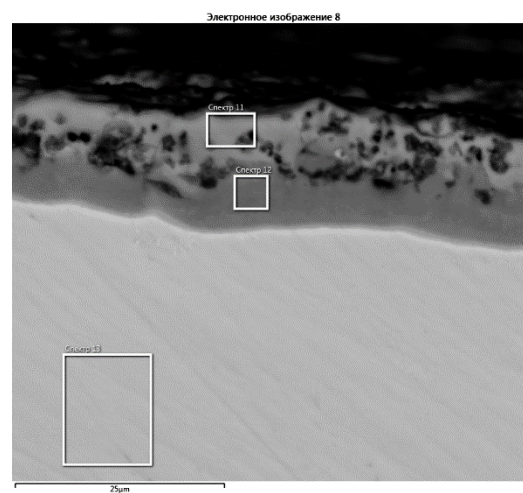


Рисунок 3.27 – Кинетика окисления покрытия СДП-2+ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 (1) и сплава без покрытия (2) при температуре 700 °С на воздухе

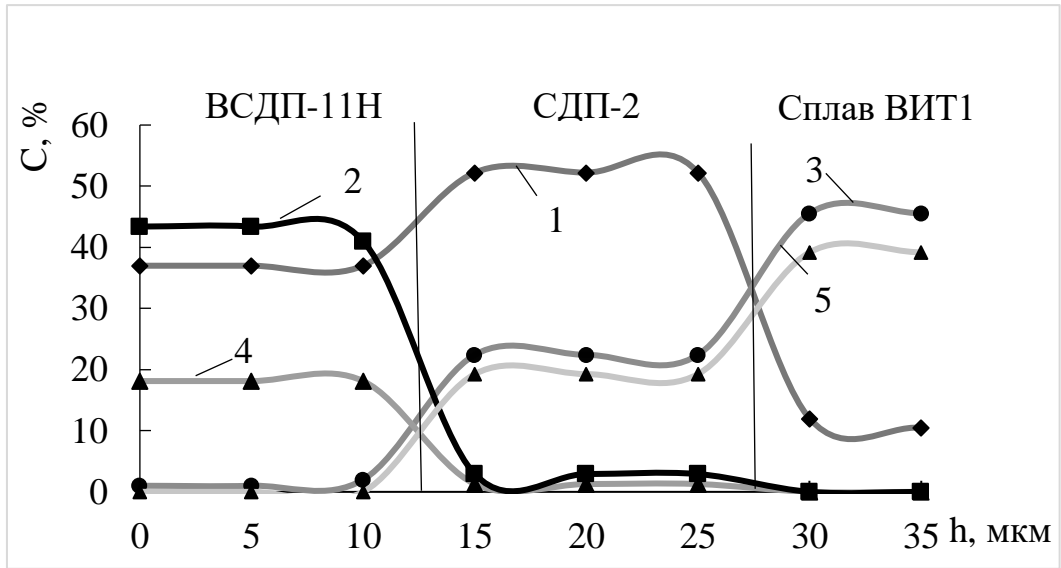


а)

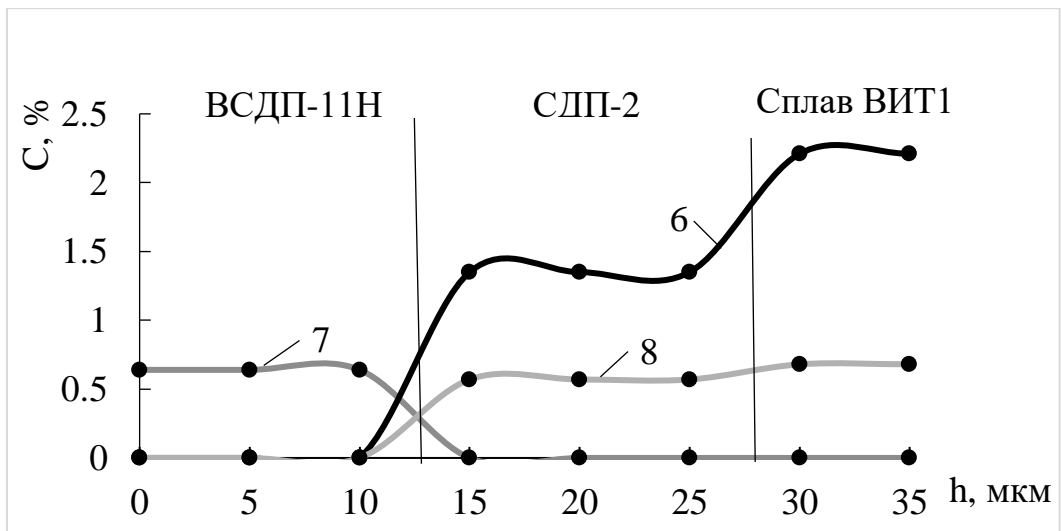


б)

Рисунок 3.28 – Микроструктура покрытия СДП-2+ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1 после 50 ч (а) и 100 ч (б) окисления при температуре 700 °С



а)



б)

Рисунок 3.29 - Распределение элементов по глубине покрытия

СДП-2+ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1:

Al (1), Ni (2), Ti (3), Cr (4), Nb (5) (а);

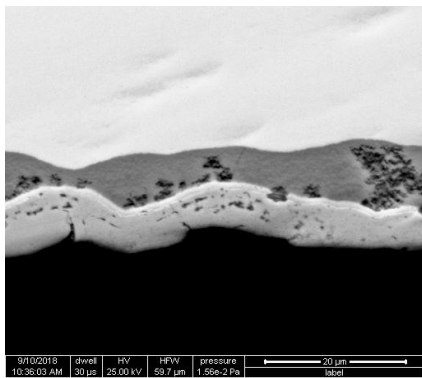
Zr (6), Si (7), Mo (8) (б)

3.3.3 Исследование жаростойкости покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 (Al-Si) +(Ni-Cr-Al-Y) при температурах 650°C и 700°C на сплаве ВИТ1, ВТ-41 и TNM-В1

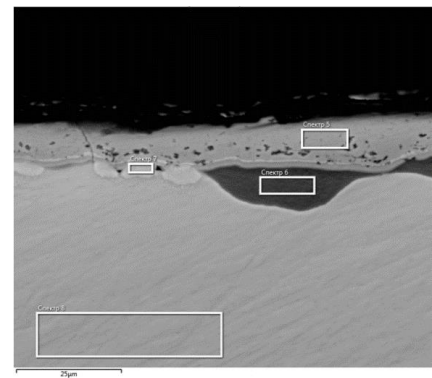
Проводили испытания на жаростойкость образцов из сплава ВИТ1 с двухслойным покрытием ВСДП-11Н и СДП-2 при температурах 650°C и 700°C в течение 500 часов и образцов из титанового интерметаллидного сплава TNM-В1 в течение 200 ч при температуре 700°C.

Исследование покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1 после окисления при температуре 650°C в течение 500 ч

На рисунке 3.30 представлены микроструктуры покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 (толщина покрытия СДП-2 – 20 мкм) после 50, 100, 150, 200, 300, 400 и 500 ч окисления на воздухе при температуре 650°C.



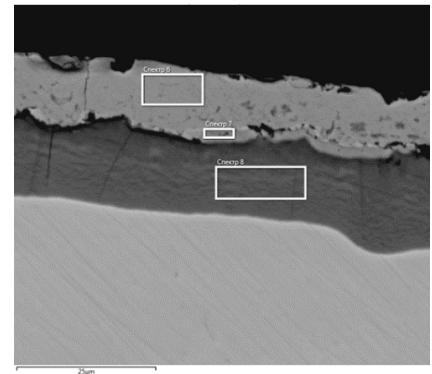
а)



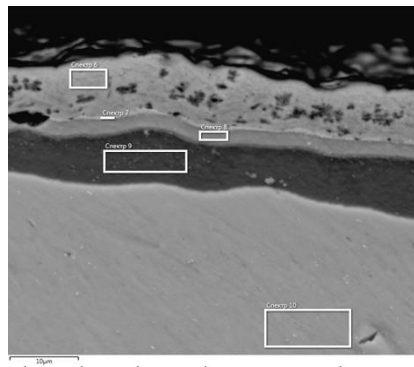
б)



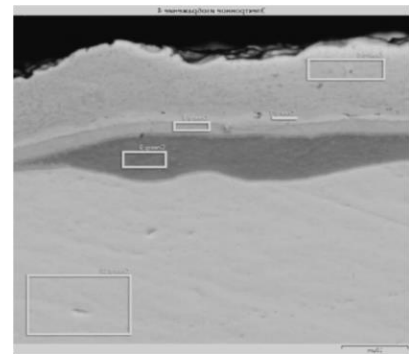
в)



г)



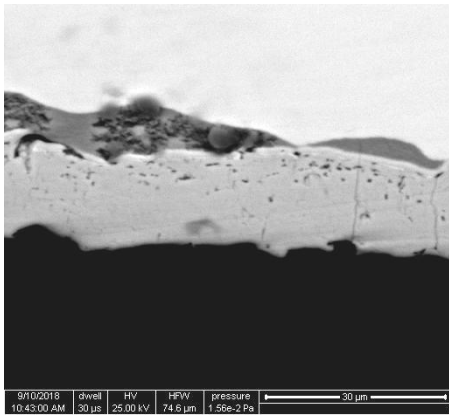
д)



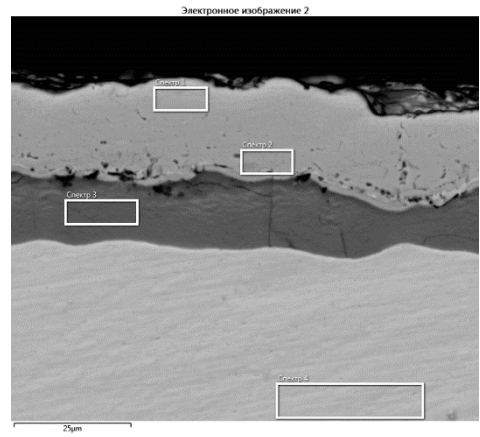
е)

Рисунок 3.30 – Микроструктура покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 (толщина СДП-2 – 20 мкм) на сплаве ВИТ1 после 50 ч (а), 150 ч (б), 200 ч (в), 300 ч (г), 400 ч (д), 500 ч (е) окисления при температуре 650°C

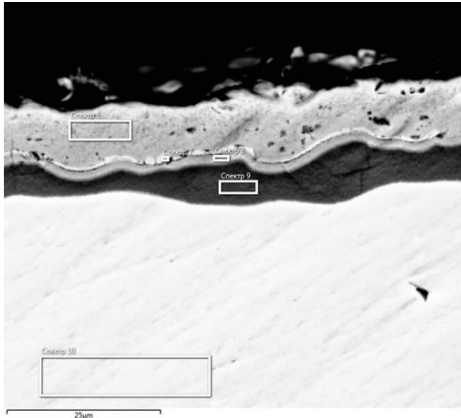
На рисунке 3.31 представлены микроструктуры покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 (толщина покрытия СДП-2 - 30 мкм) после 50, 150, 200, 300, 400 и 500 ч окисления на воздухе при температуре 650°C



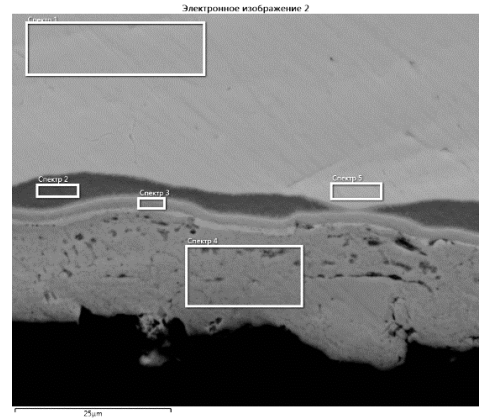
а)



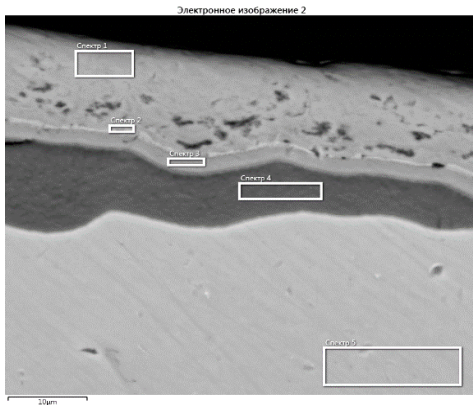
б)



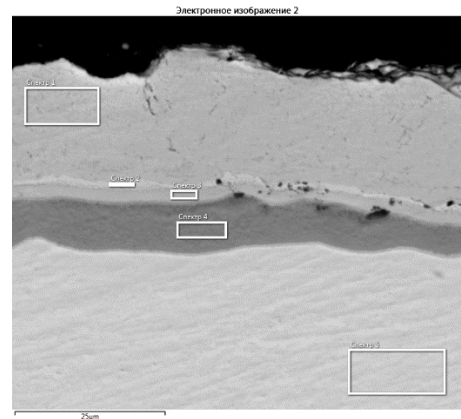
в)



г)



д)



е)

Рисунок 3.31 – Микроструктура покрытия ВСДП-11Н+СДП-2(толщина СДП-2 – 30 мкм) на сплаве ВИТ1 после 50 ч (а), 150 ч (б), 200 ч (в), 300 ч (г), 400 ч (д), 500 ч (е) окисления при температуре 650°С

Наблюдается изменение толщины диффузионной зоны в парах сплав-покрытие и между покрытиями при окислении. Скорость протекания диффузионных процессов между слоями покрытия в 2,5 раза выше, чем на границе сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н (рисунок 3.32, 3.33)

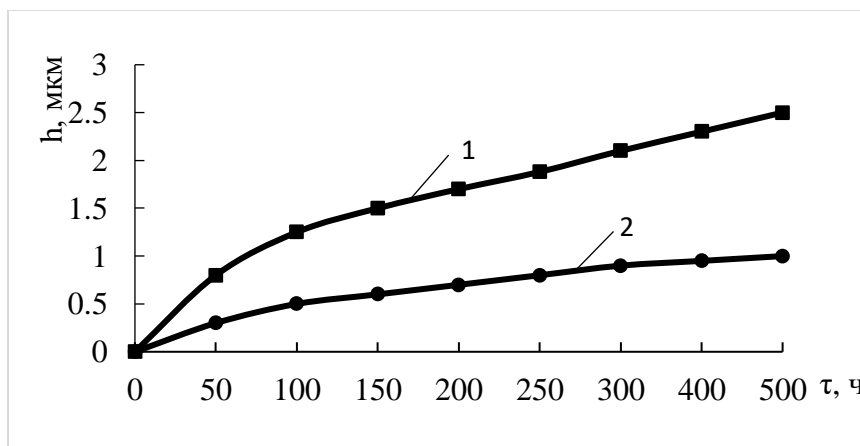


Рисунок 3.32 – Изменение толщины диффузионной зоны между слоями СДП-2+ВСДП-11Н (1) и ВСДП-11Н+сплав ВИТ1 (2) при окислении на воздухе при температуре 650°C в течение 500 ч

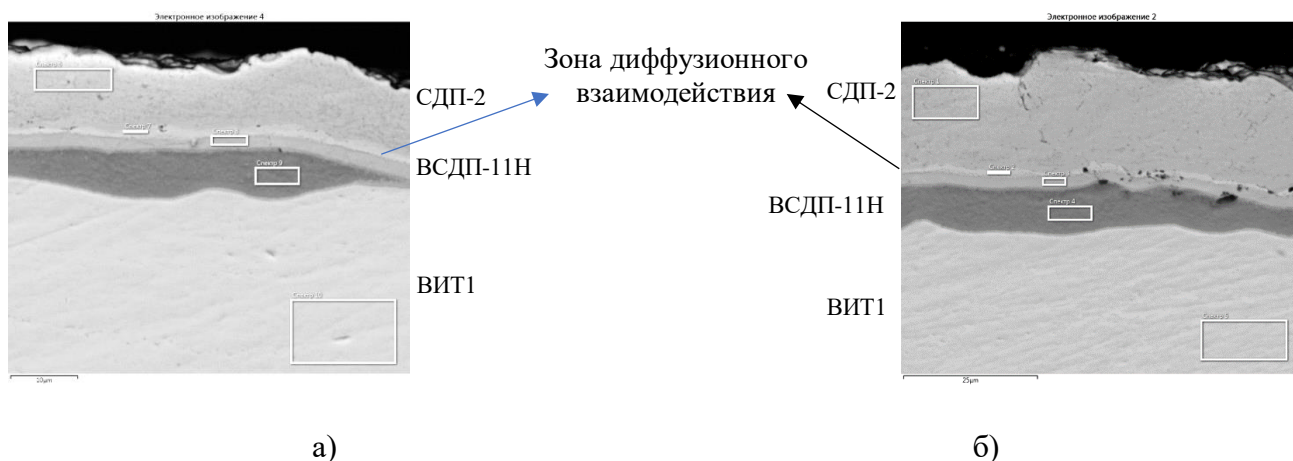
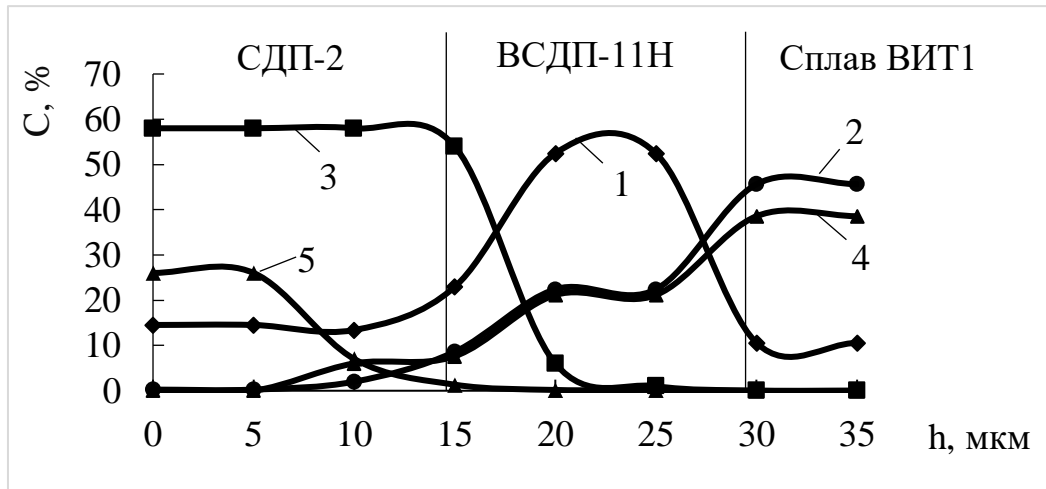


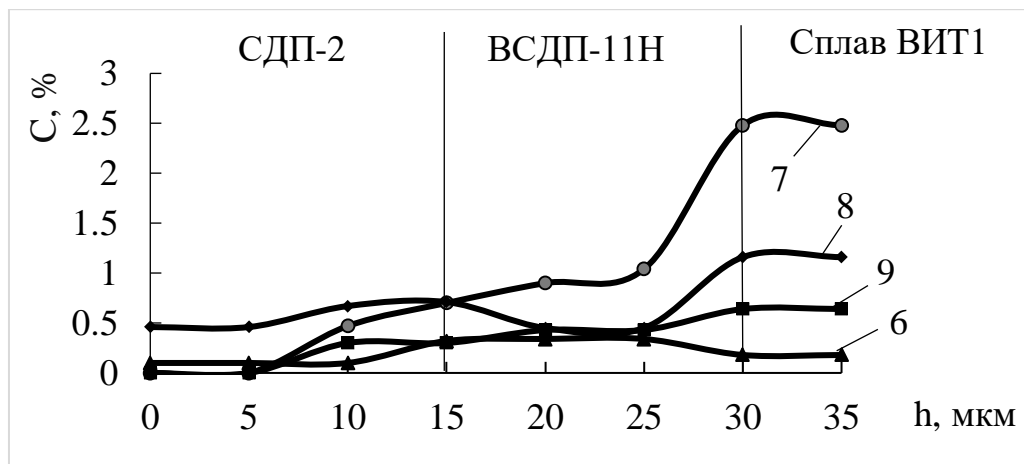
Рисунок 3.33 – Микроструктура образцов из сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 после окисления в течение 500 ч при температуре 650°C при толщине слоя покрытия СДП-2 20 мкм (а) и 30 мкм (б)

По содержанию химических элементов в сплаве не происходит значительных изменений в зависимости от толщины слоя СДП-2 после окисления на воздухе, по прошествии 500 ч испытания на жаростойкость покрытие сохраняет стабильность

химического и фазового состава и высокий запас алюминия, обеспечивающий высокую долговечность покрытия при изотермическом окислении. На рисунке 3.34 представлено распределение химических элементов по глубине покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1 после 500 ч окисления при температуре 650°C, на рисунке 3.35 – кинетика окисления сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 при различной толщине покрытия.



а)



б)

Рисунок 3.34 – Распределение элементов по глубине покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 на сплаве ВИТ1 после 500 ч окисления на воздухе при температуре 650°C:

Al (1), Ti (2); Ni (3), Nb (4), Cr (5) (а);

Si (6), Zr (7), Ta (8) и W (9) (б)

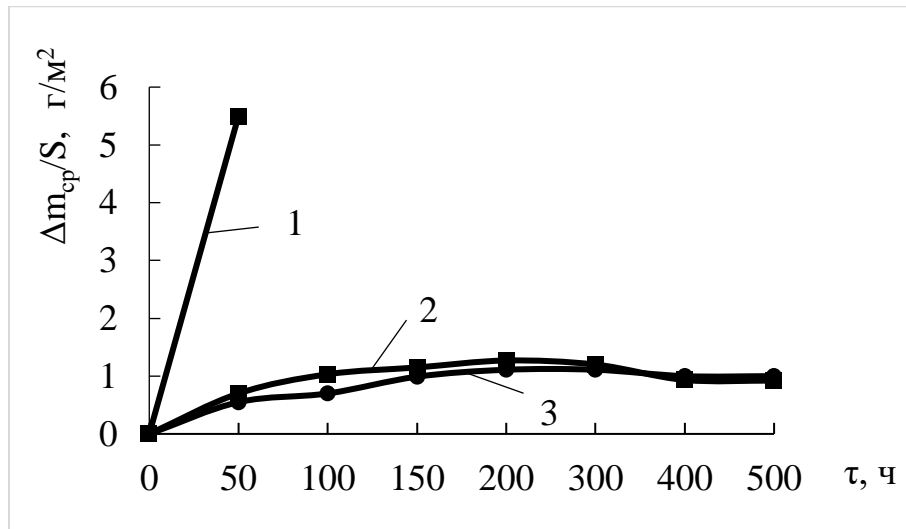


Рисунок 3.35 – Кинетика окисления сплава ВИТ1 без покрытия (1), сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 (толщина СДП-2 - 30 мм) (2), сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 (толщина СДП-2 - 20 мм) (3) при температуре 650°C на воздухе

Исследование покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1 и ВТ-41 после окисления при температуре 700°C в течение 500 ч.

Окисление сплавов ВИТ1 (рисунок 3.36, 3.37) и ВТ-41 (рисунок 3.39) с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 при температуре 700°C происходит по закону, близкому к логарифмическому. Кинетическая кривая окисления сплава ВИТ1 и ВТ-41 с покрытием ВСДП-11Н представлена на рисунках 3.38, 3.40.

До 50 ч константа скорости окисления сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 $k_p=0,04 \text{ г}^2/(\text{м}^4 \cdot \text{ч})$, а после 50 ч и до 500 ч $k_p=5,4 \cdot 10^{-3} \text{ г}^2/(\text{м}^4 \cdot \text{ч})$, тогда как скорость окисления сплава ВИТ1 составляет $0,72 \text{ г}^2/(\text{м}^4 \cdot \text{ч})$.

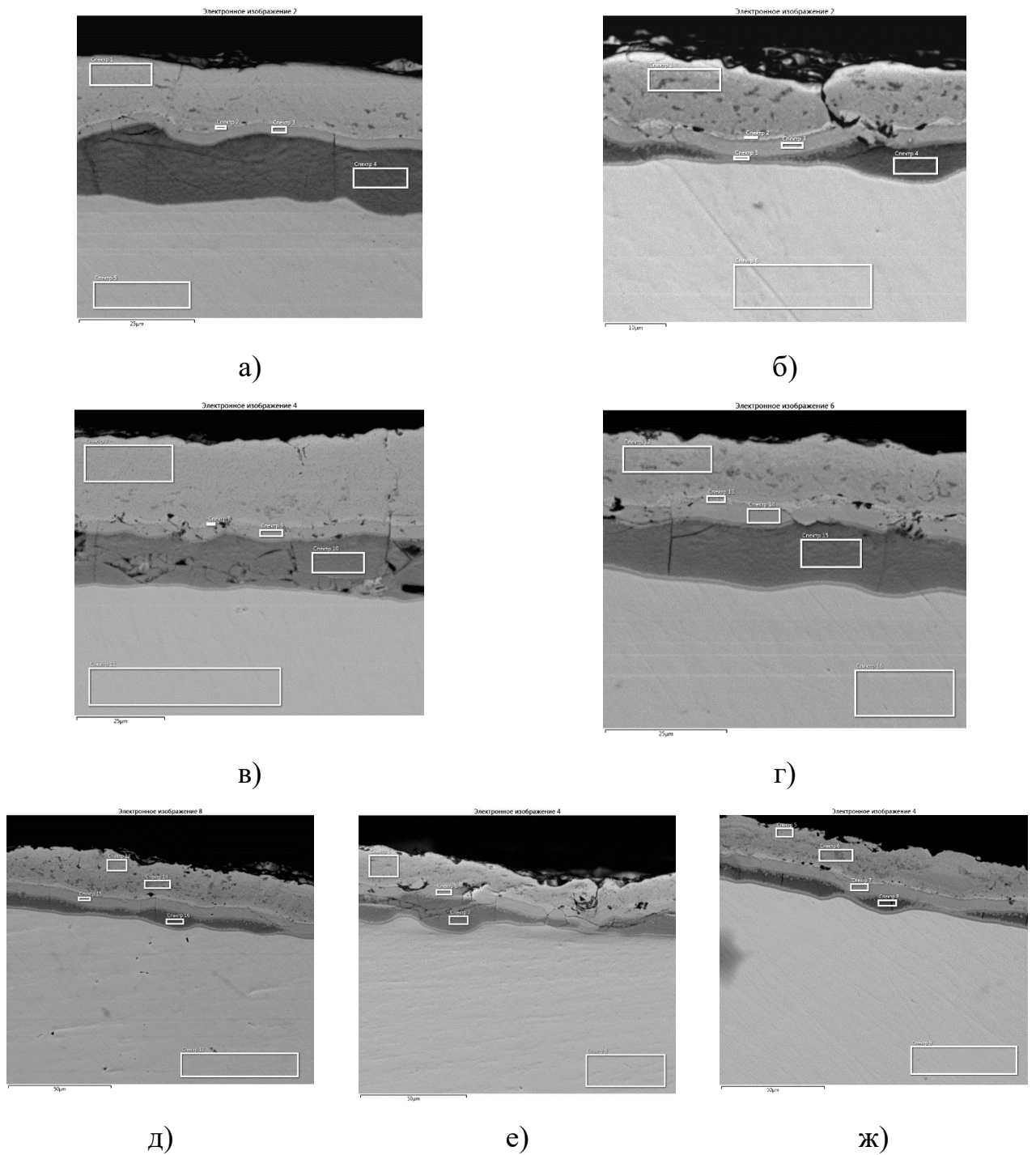


Рисунок 3.36– Микроструктура покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 сплаве ВИТ1 после 50 ч (а), 100 ч (б), 150 ч (в), 200 ч (г), 300 ч (д), 400 ч (е) 500 ч (ж) окисления при температуре 700°C при толщине слоя покрытия СДП-2 - 30 мкм

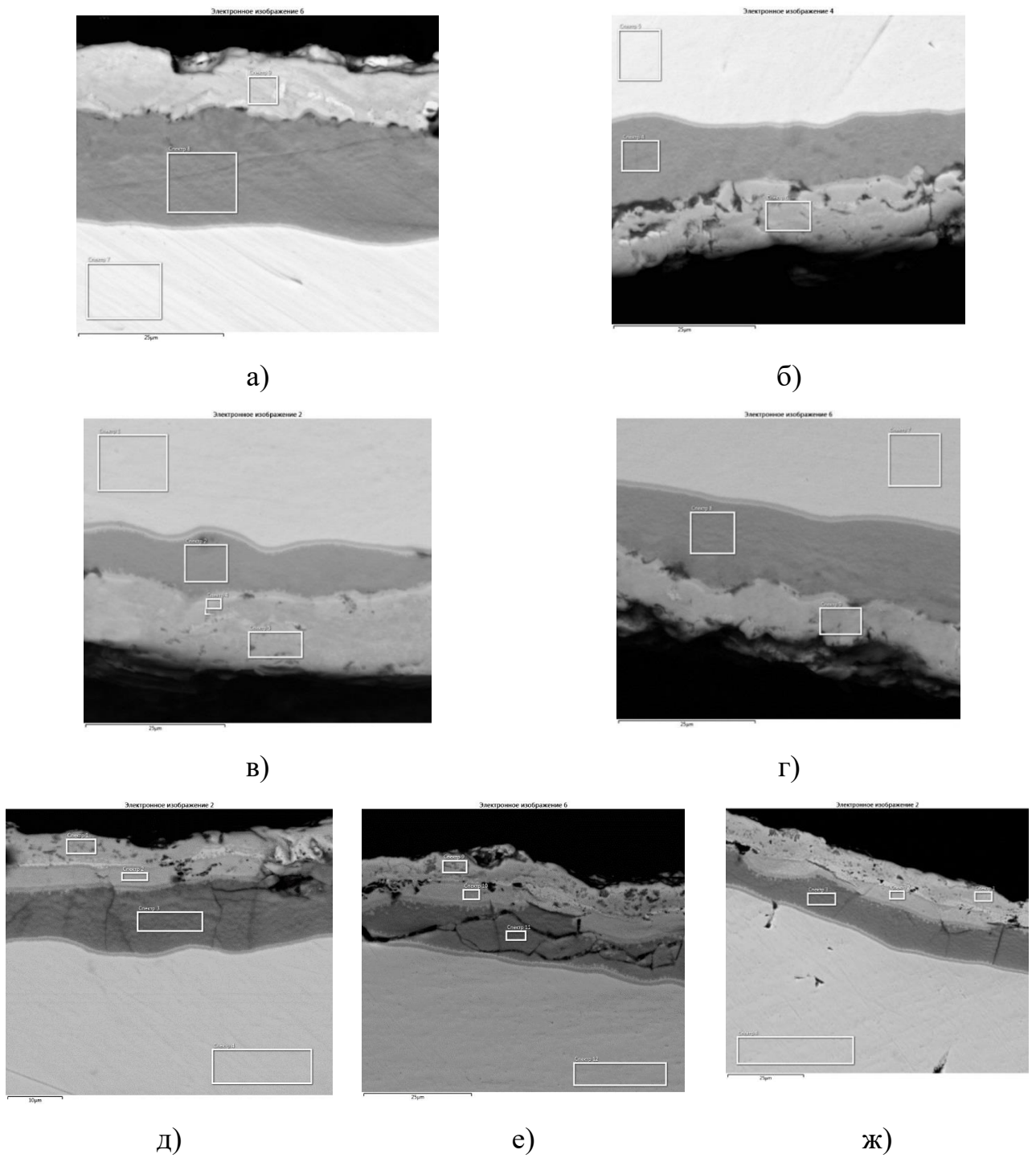


Рисунок 3.37 – Микроструктура покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 сплаве ВИТ1 после 50 ч (а), 100 ч (б), 150 ч (в), 200 ч (г), 300 ч (д), 400 ч (е) 500 ч окисления при температуре 700°C при толщине слоя покрытия СДП-2 - 20 мкм

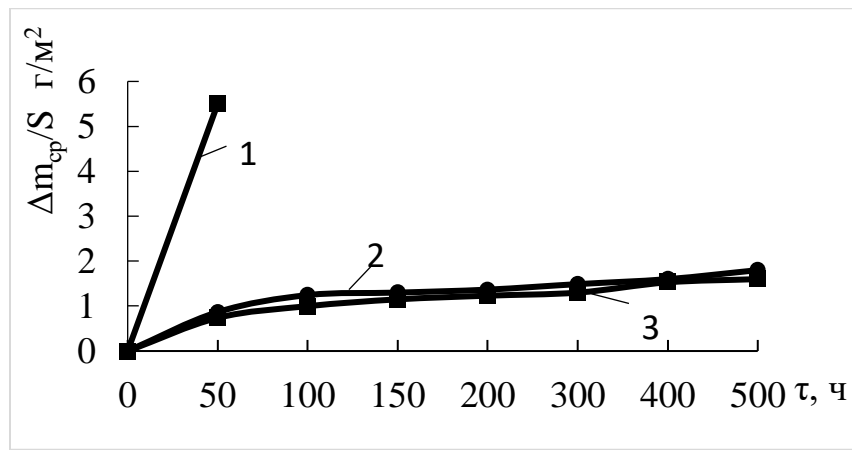


Рисунок 3.38 – Кинетика окисления сплава ВИТ1 без покрытия (1), сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 (толщина СДП-2 30 мм) (2), сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 (толщина СДП-2 20 мм) при температуре 700°С на воздухе

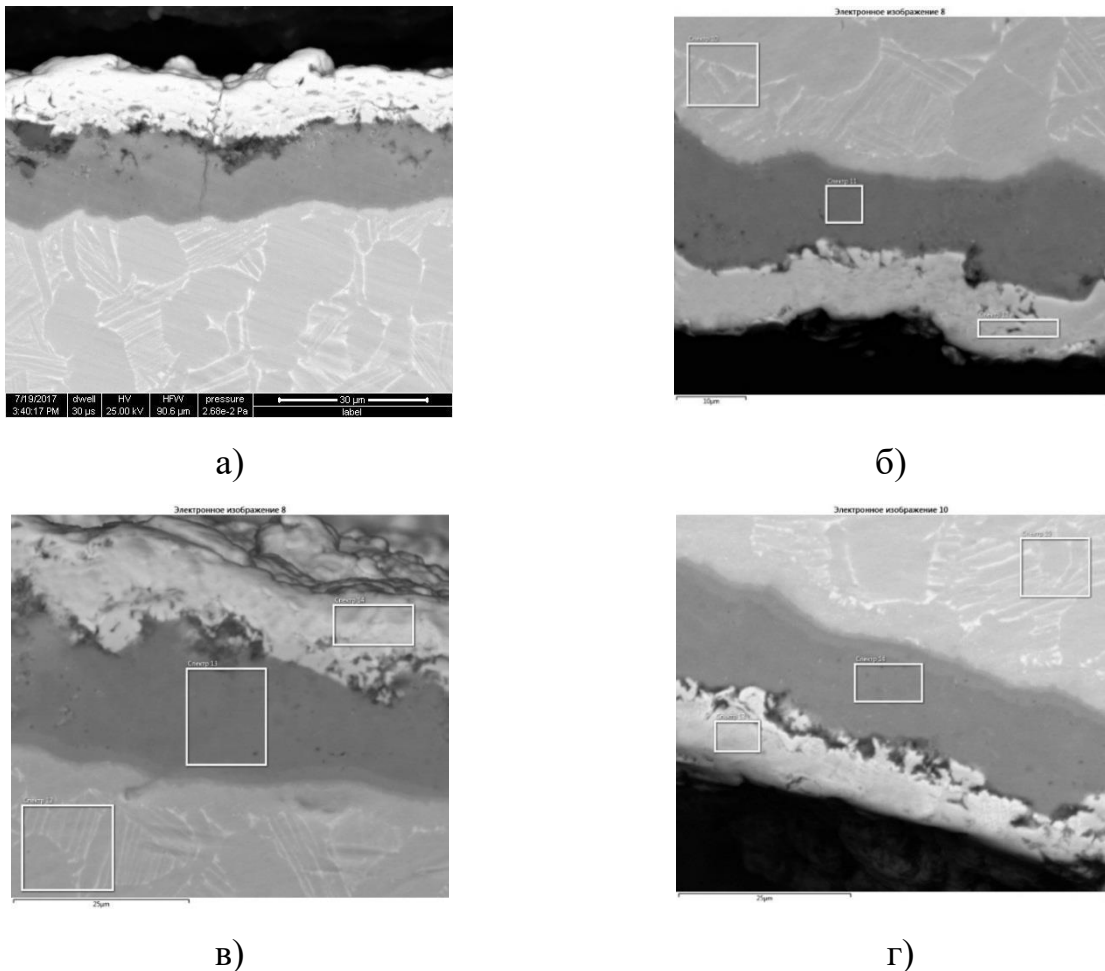


Рисунок 3.39 – Микроструктура покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВТ-41 после 50 ч (а), 100 ч (б), 150 ч (в), 200 ч (г) окисления при температуре 700°С при толщине слоя покрытия СДП-2 20 мкм

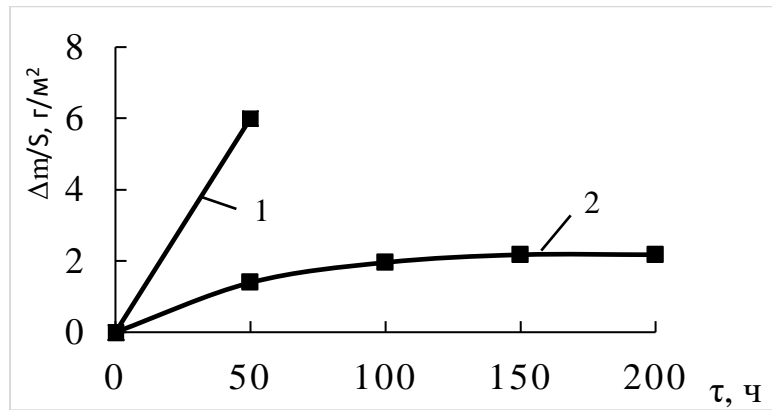


Рисунок 3.40 – Кинетика окисления сплава ВТ-41 без покрытия (1), сплава ВТ-41 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 (2) при температуре 700°С на воздухе в течение 200 ч

Отмечено, что увеличение толщины слоя покрытия СДП-2 не влияет значительно на изменение химического состава при изотермическом окислении сплава ВИТ1 с композиционным защитным покрытием. Распределение химических элементов представлено на рисунке 3.42.

Металлографические исследования показали, что после 500 ч окисления при температуре 700°С покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 с различными толщинами покрытия СДП-2 имеют диффузионную зону между слоями покрытия и между покрытием и сплавом ВИТ1 (рисунок 3.41).

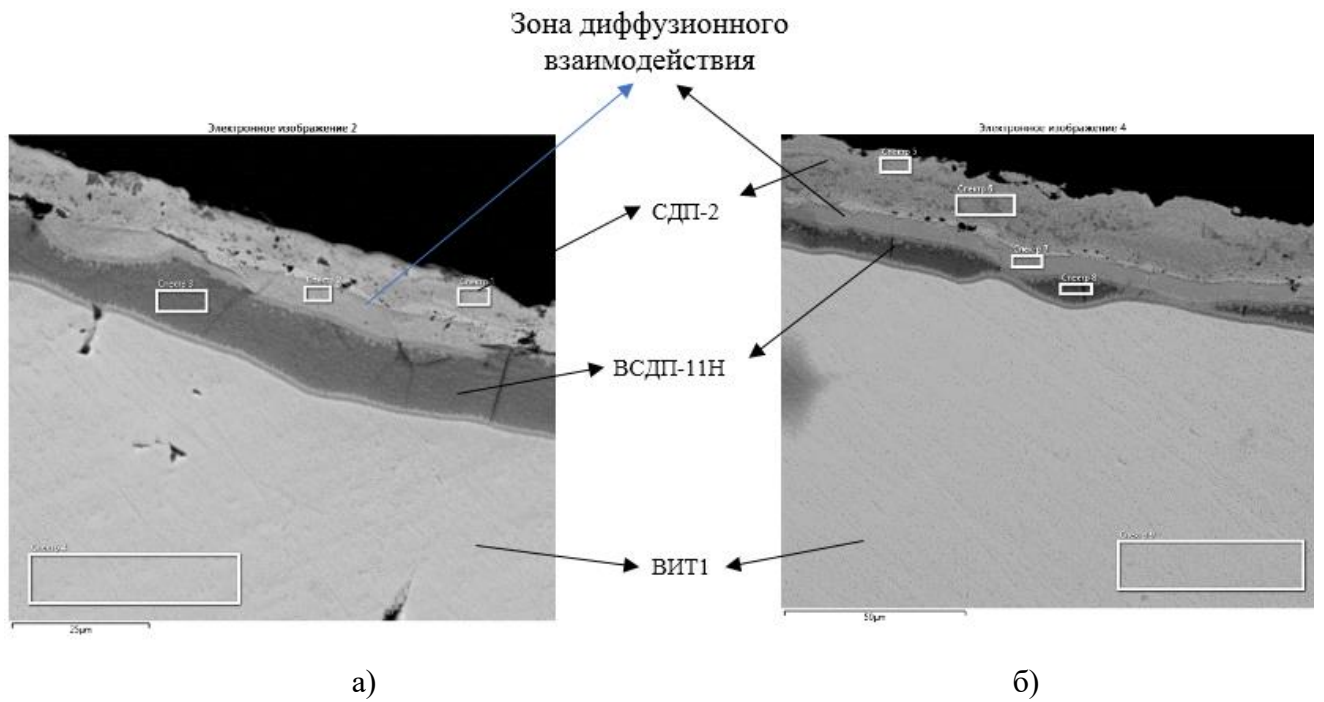
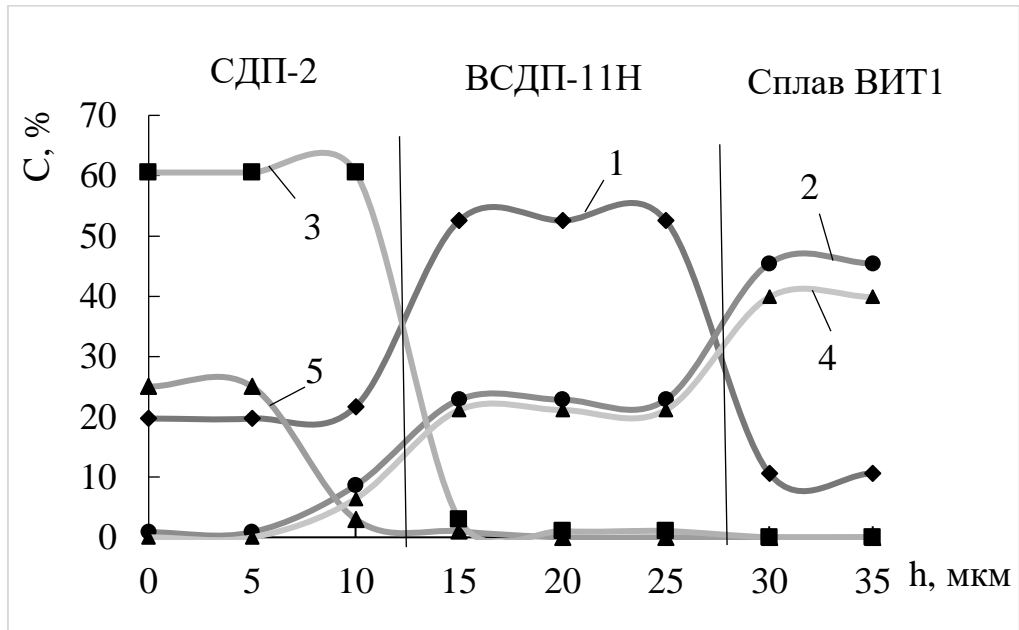
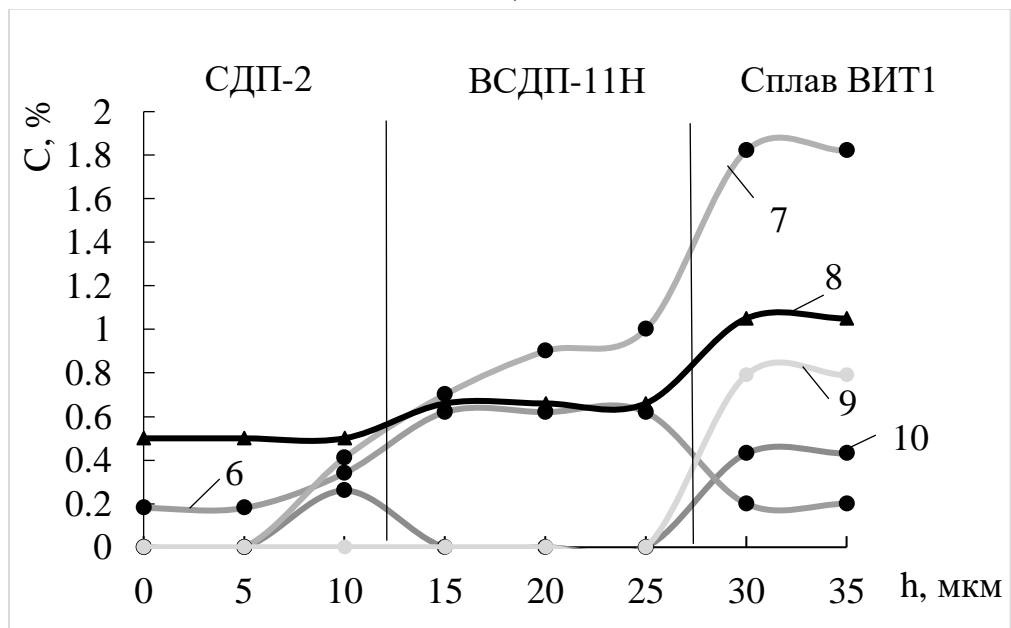


Рисунок 3.41 – Микроструктура образцов из сплава ВИТ1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 после окисления в течение 500 ч при температуре 700°C при толщине слоя покрытия СДП-2 20 мкм (а) и 30 мкм (б)



а)



б)

Рисунок 3.42 – Распределение элементов по глубине покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 на сплаве ВИТ1 после 500 ч окисления на воздухе при температуре 700°C:

Al (1), Ti (2); Ni (3), Nb (4), Cr (5) (а);

Si (6), Zr (7), Ta (8) и W (9), Mo (10) (б)

Толщина диффузионной зоны между покрытиями шире, чем между покрытием ВСДП-11Н и сплавом, причём при температуре окисления 700°C диффузионное взаимодействие протекает более активно, образуя более широкую зону диффузионного взаимодействия, чем при температуре 650°C (рисунок 3.43).

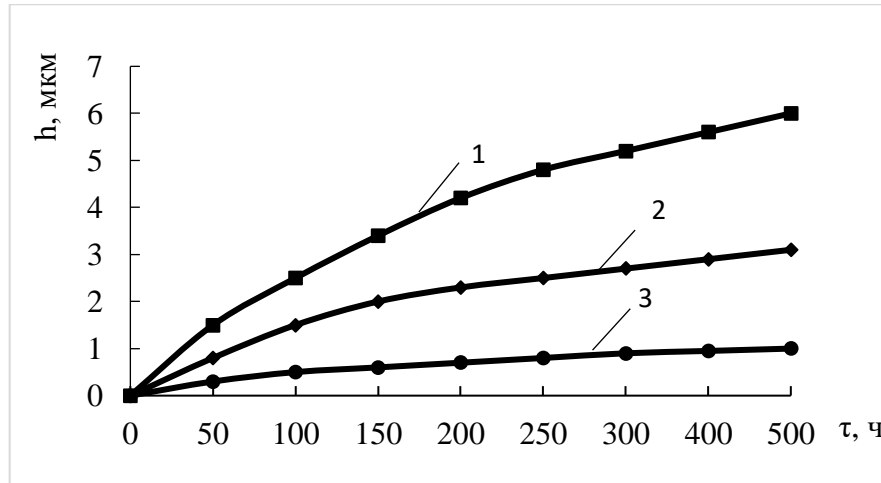


Рисунок 3.43 – Изменение ширины диффузионной зоны между слоями ВСДП-11Н и СДП-2 на сплаве ВИТ1 при окислении при температуре 700°C (1) и 650°C (2); между слоем ВСДП-11Н и сплавом ВИТ1 при окислении на воздухе при температуре 700°C и 650°C (3)

Проведённое исследование химического состава *после 500 ч окисления* при температуре 700°C указало на наличие в диффузионной зоне между покрытиями ВСДП-11Н и СДП-2 титана, никеля и алюминия в среднем, %: 8, 61,5 и 20 соответственно, при этом покрытие СДП-2 после 500 ч окисления сохраняет стабильность химического состава, отмечается диффузионное перемещение до 0,8% Таиз сплава ВИТ1 в покрытие СДП-2. Тантал эффективно тормозит диффузию элементов в поверхностном слое, стабилизирует состав и структуру, не снижая жаростойкости.

Основным элементом, формирующим ответственную за жаростойкость β -фазу в покрытии, является алюминий, причём первый слой покрытия – ВСДП-11Н – служит источником алюминия для подпитки слоя СДП-2, граничащего с газовой средой. Во время окисления при температуре 700°C происходит увеличение содержания наиболее высокотемпературной β -NiAl-фазы. Фазовый состав поверхностного слоя представляет собой β -NiAl и γ' -Ni₃Al. После 50 ч и до 200 ч

окисления преобладает фаза γ' -Ni₃Al, после 300 ч её количество уменьшается, уже после 500 ч окисления фаза γ' -Ni₃Al отсутствует. После 500 ч окисления верхний слой покрытия состоит из фазы β -NiAl и α -Cr.

Исследование покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве TNM-B1 после окисления при температуре 700°C в течение 200 ч.

После изотермического окисления в течение 200 ч при температуре 700°C двухслойное покрытие ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве TNM-B1 сохраняет свою целостность, происходит увеличение ширины диффузионной зоны, причём между слоями покрытий ВСДП-11Н и СДП-2 скорость диффузионных процессов выше, чем между покрытием ВСДП-11Н и сплавом TNM-B1 (рисунки 3.44, 3.45). Химический и фазовый состав покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве TNM-B1 сохраняет свою стабильность (рисунок 3.46).

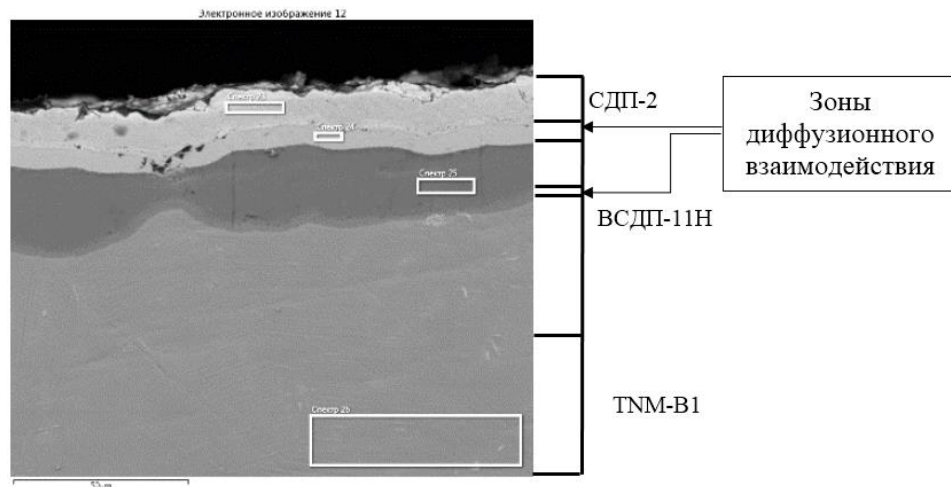


Рисунок – 3.44 Микроструктуры покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве TNM-B1 после окисления на воздухе при температуре 700°C в течение 200 ч

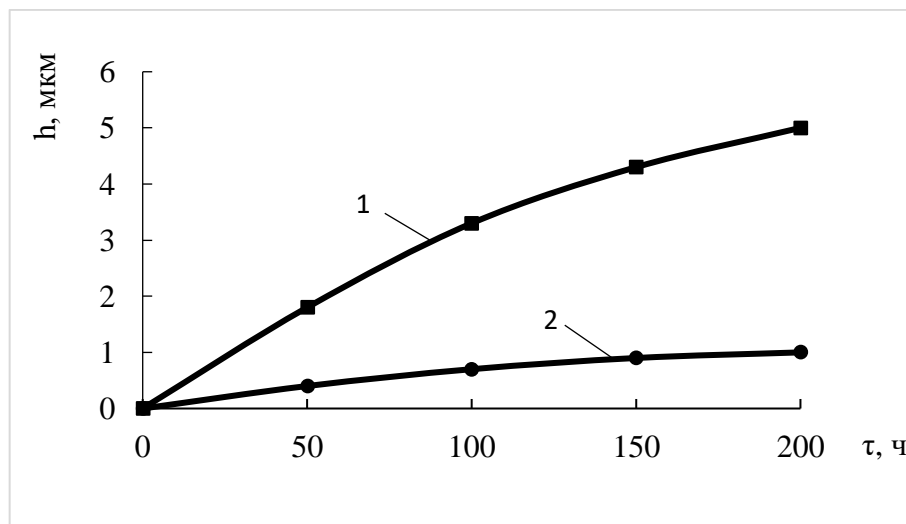
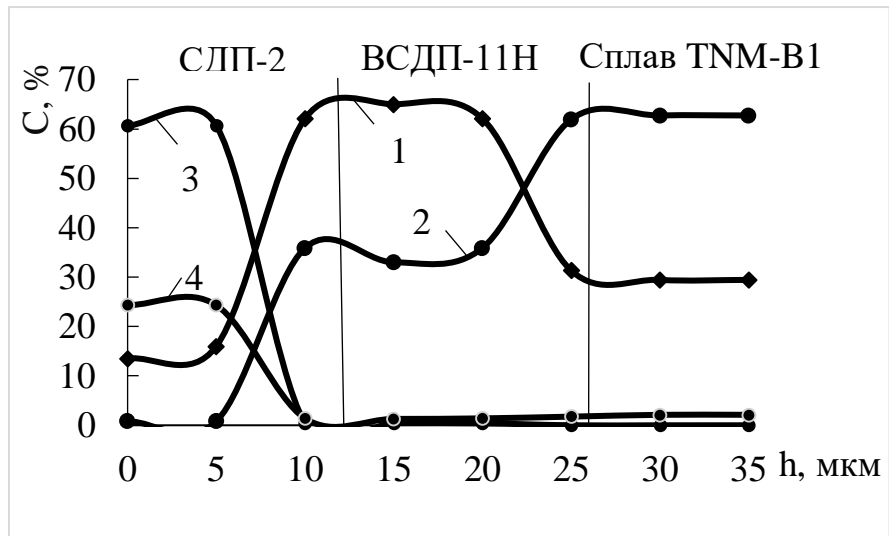
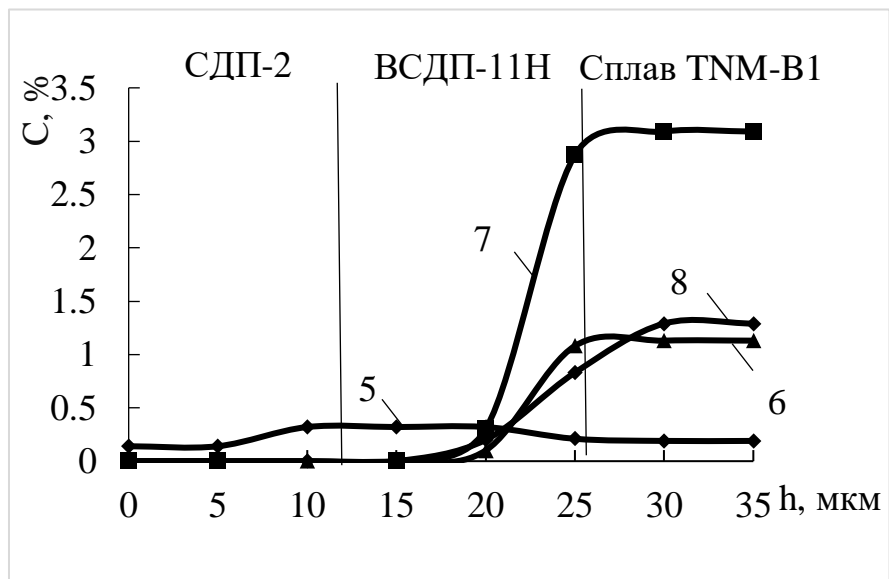


Рисунок – 3.45 Изменение ширины диффузионной зоны между слоями ВСДП-11Н и СДП-2 (1), и ВСДП-11Н и сплавом ТМН-В1 (2) при окислении на воздухе при температуре 700°C



a)



б)

Рисунок – 3.46 Химический состав двухслойного покрытия ВДП-11Н+СДП-2

на сплаве TNM-B1 после отжига:

Al (1), Ti (2); Ni (3), Cr (4) (a);

Si (5), Zr (6), Nb (7) и Mo (8) (б)

Содержание алюминия в покрытиях ВСДП-11Н и СДП-2 после изотермического окисления в течение 200 ч не меняется и составляет примерно 59% и 16%, соответственно; процентное содержание титана после окисления также стабильно, в первом слое покрытия – ВСДП-11Н – примерно 35%, во втором слое – СДП-2 – до 0,5 %. Таким образом, слой покрытия СДП-2 является хорошим барьером для проникновения титана на границу с газовой средой, а высокий запас алюминия в слое покрытия ВСДП-11Н обеспечивает долговечность при окислении. После 100 ч окисления количество хрома возрастает до 30%, а никеля снижается до 52%, при этом в зоне диффузионного взаимодействия до 61% никеля. Кремний в двухслойном покрытии распределяется практически равномерно, в слой покрытия СДП-2 он диффундировал из первого слоя покрытия ВСДП-11Н в количестве около 0,17%. Такие легирующие элементы, как ниобий, цирконий и молибден, практически не диффундируют в слой покрытия СДП-2 из сплава и слоя покрытия ВСДП-11Н. После отжига и 50 ч окисления содержание хрома и никеля составляет 24% и 60% соответственно.

Фазовый состав верхнего слоя покрытия представляет собой β -NiAl, γ' -Ni₃Al и α -Cr. После 50 ч окисления преобладает фаза γ' -Ni₃Al, во время протекания окисления происходит увеличение содержания наиболее высокотемпературной β -NiAl-фазы. Через 200 ч окисления поверхность образцов без покрытия имеет желтый цвет, а с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 - темно-серый цвет (рисунок 3.47).



а)



б)

Рисунок – 3.47 Внешний вид образцов из сплава ТНМ-В1 с покрытием ВДП-11Н+СДП-2 (а) и без покрытия (б) после 200 ч окисления при температуре 700°C

Кинетика окисления имеет логарифмический характер и свидетельствует о возможности покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 существенно уменьшить скорость окисления сплава (рисунок 3.48).

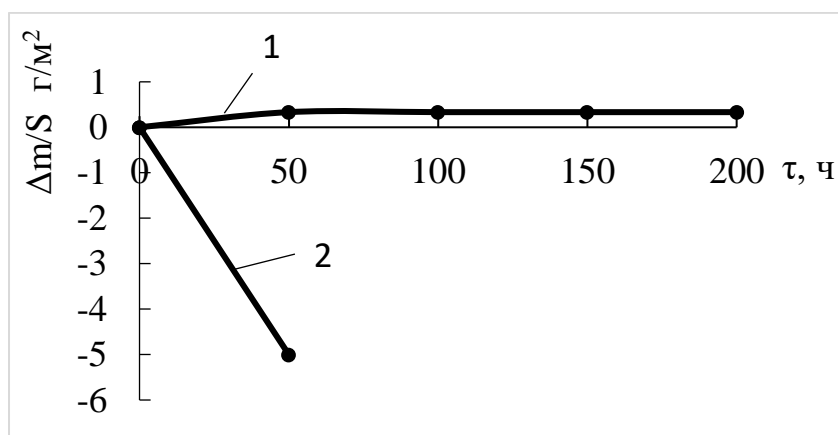


Рисунок – 3.48 Кинетика окисления сплава TNM-B1 при температуре 700°C в течение 200 ч: 1 – с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2; 2 – без покрытия

До 50 ч окисления, на стадии формирования оксидной пленки, константа скорости окисления покрытия $k_p = 2 \cdot 10^{-3} \text{ г}^2/(\text{м}^4 \cdot \text{ч})$, а после 50 и до 200 ч $k_p = 6 \cdot 10^{-5} \text{ г}^2/(\text{м}^4 \cdot \text{ч})$.

На поверхности образца из сплава TNM-B1 без покрытия в течение 200 ч наблюдается коррозионное поражение сплава, многочисленные растрескивания, проникающие вглубь основного материала на глубину до 30 мкм, слой окисла толщиной ~ 10 мкм (рисунок 3.49).

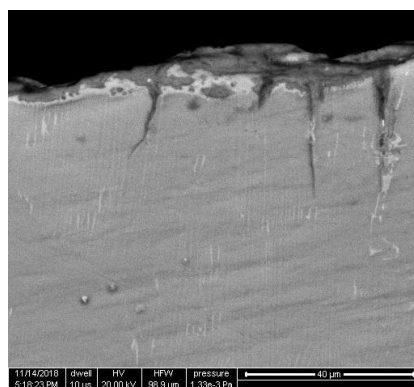


Рисунок – 3.49 Микроструктура поверхности сплава TNM-B1 после изотермического окисления в течение 200 ч при температуре 700°C

3.4. Исследование остаточных напряжений и трещиностойкости защитных жаростойких покрытий на интерметаллидном титановом сплаве ВИТ1

На долговечность деталей с покрытиями существенное влияние оказывает напряжённое состояние поверхностного слоя, уровень и знак остаточных напряжений, обусловленных различием температурных коэффициентов линейного расширения сплава и покрытий. Известно, что сжимающие остаточные напряжения на поверхности препятствуют возникновению и распространению трещин и повышают коррозионную стойкость.

Остаточные напряжения оценивали на образцах с покрытием ВСДП-11Н (рисунок 3.50), СДП-2 (рисунок 3.51), с многослойными покрытиями ВСДП-11Н + СДП-2 с различной толщиной (рисунок 3.52) и СДП-2 + ВСДП-11Н (рисунок 3.53). В покрытии системы ВСДП-11Н толщиной до 20 мкм на сплаве ВИТ1 уровень сжимающих напряжений не превышает 200 МПа на глубине 8-10 мкм.

В двухслойном покрытии ВСДП-11Н+СДП-2 максимальное значение сжимающих остаточных напряжений на поверхности покрытия достигает 750 МПа. Установлено, что с увеличением толщины слоя покрытия СДП-2 сжимающие напряжения поверхностного слоя покрытия возрастают. Для образцов со слоем покрытия СДП-2 наблюдается перегиб эпюры, что, вероятно связано с переходом покрытия СДП-2 в ВСДП-11Н. Перегиба эпюры при переходе покрытия ВСДП-11Н в подложку ВИТ1 не наблюдается. Следует отметить, что глубина залегания напряжений сжатия существенно превышает толщину покрытия. Изменение последовательности нанесения слоев, когда вначале напыляли слой СДП-2, а затем ВСДП-11Н, привело к распространению области сжатия до 200 МПа на глубину больше 50 мкм.

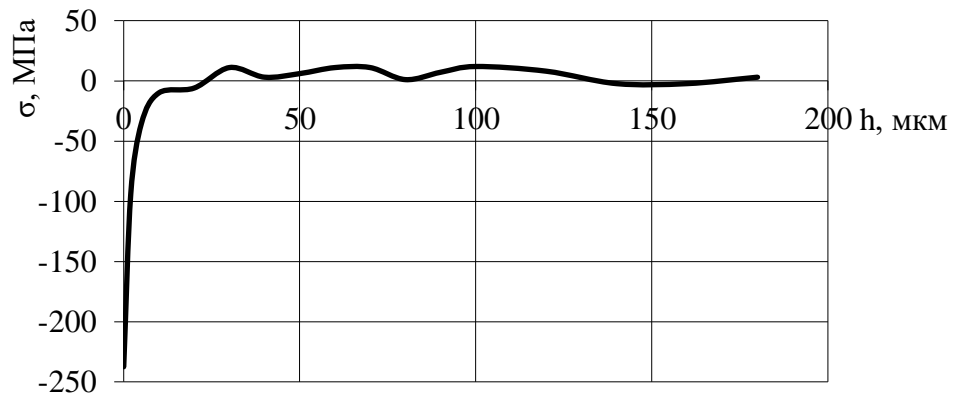


Рисунок 3.50 – Распределение остаточных напряжений по глубине покрытия ВСП-11Н на сплаве ВИТ1

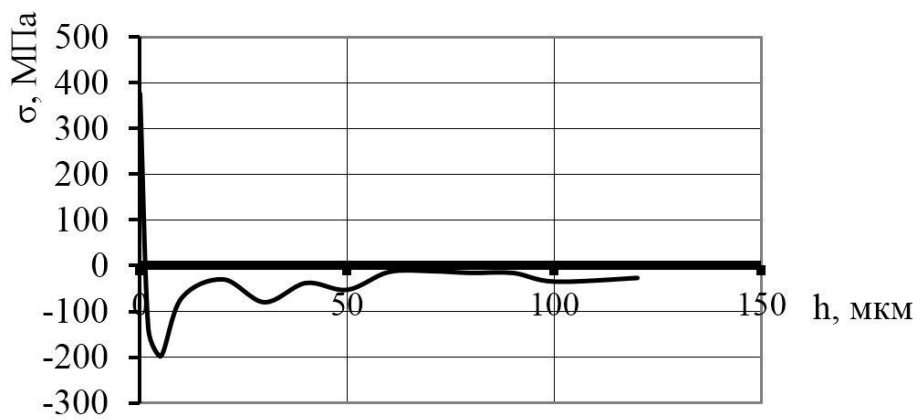


Рисунок 3.51 – Распределение остаточных напряжений по глубине покрытия СДП-2 толщиной до 30 мкм на сплаве ВИТ1

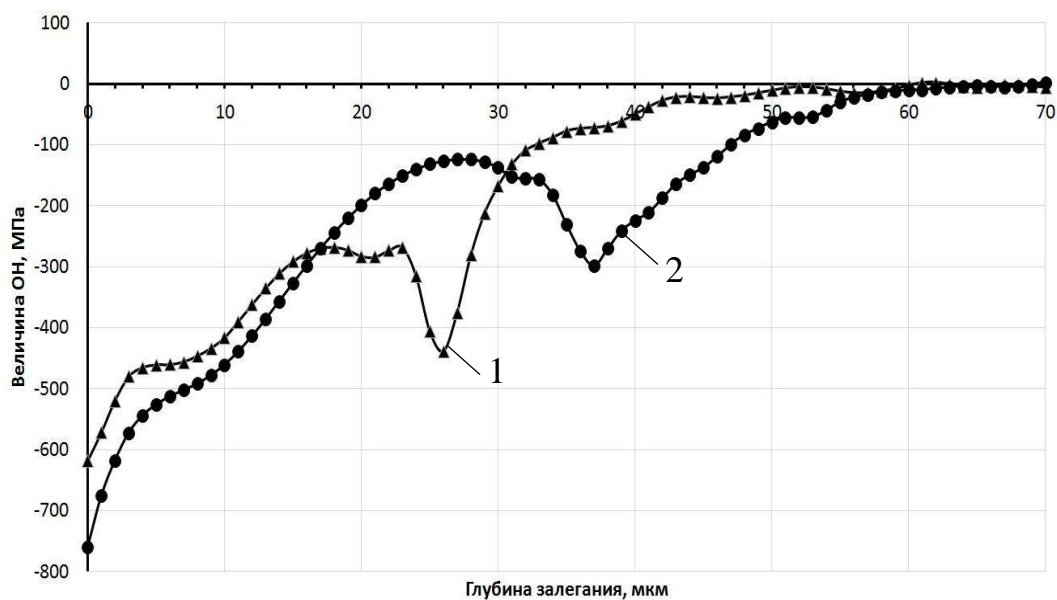


Рисунок 3.52 – Распределение остаточных напряжений по глубине двухслойного покрытия ВСДП-11Н + СДП-2 при толщине слоя СДП-2 20 мкм (1) и 30 мкм (2)

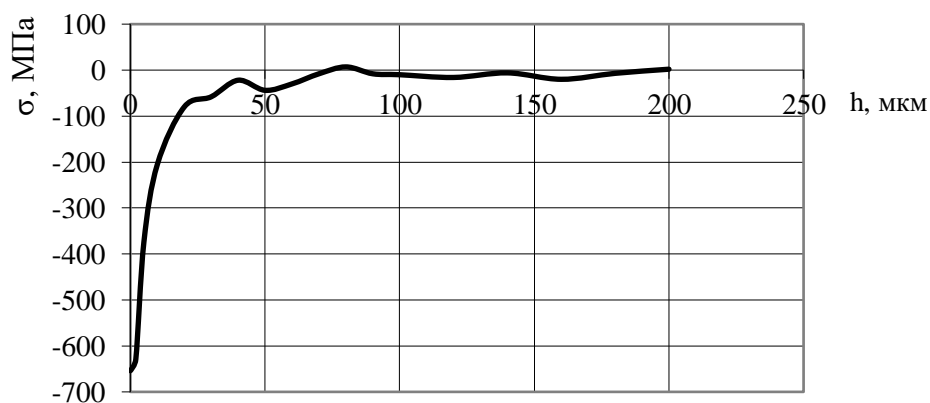


Рисунок 3.53 – Распределение остаточных напряжений по глубине двухслойного покрытия СДП-2+ВСДП-11Н на сплаве ВИТ1

Микротрещины на лопатках турбин, образование которых обусловлено низким уровнем пластичности алюминидных покрытий, можно отнести к наиболее опасным повреждениям.

Исследование вязкости разрушения покрытий проводили после отжига и окисления при различном времени путём оценки длины и количества трещин, образующихся у краев отпечатка индентора (рисунок 3.54).

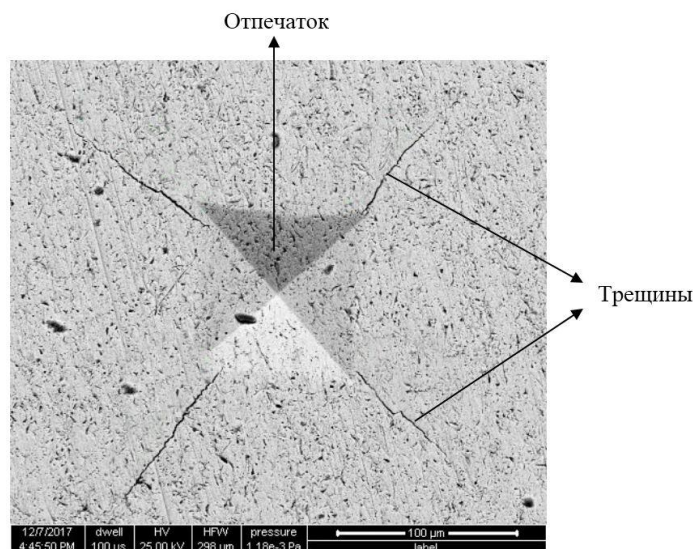


Рисунок 3.54 – Внешний вид поверхности покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1 с трещинами, образовавшимися после вдавливания алмазного индентора нагрузкой 50 Н

Установлено, что с увеличением времени окисления снижается работа, необходимая на образование трещин, увеличивается их длина и количество. Непосредственно после отжига и окисления в течение 50 и 100 ч работа, затрачиваемая на образование трещин, существенно выше, чем после 150 и 200 ч окисления (рисунок 3.55).

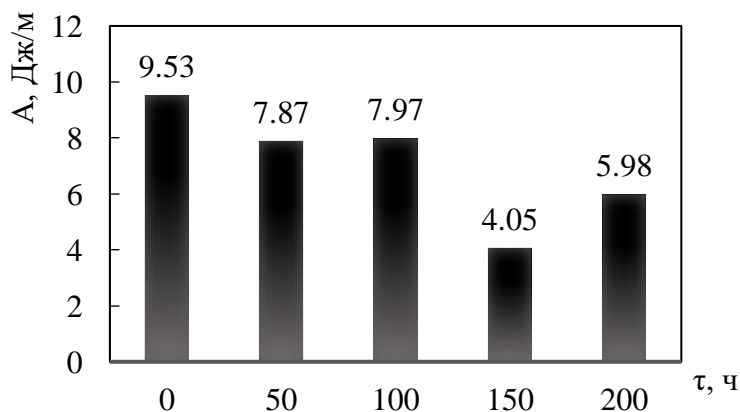


Рисунок 3.55 – Влияние времени нагрева при температуре 700 °С на вязкость разрушения покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1

До 100 ч окисления на воздухе суммарная длина трещин в покрытии при вдавливании алмазного индентора возрастает незначительно, всего на 25-27 мкм (рисунок 3.56). Через 150 ч структура покрытия переходит в область высокой хрупкости, и суммарная длина трещин увеличивается вдвое, соответственно сопротивление растрескиванию резко снижается, а при дальнейшей выдержке до 200 ч наблюдается постепенное увеличение трещиностойкости, хотя и остается на более низком уровне, чем до 100 ч.

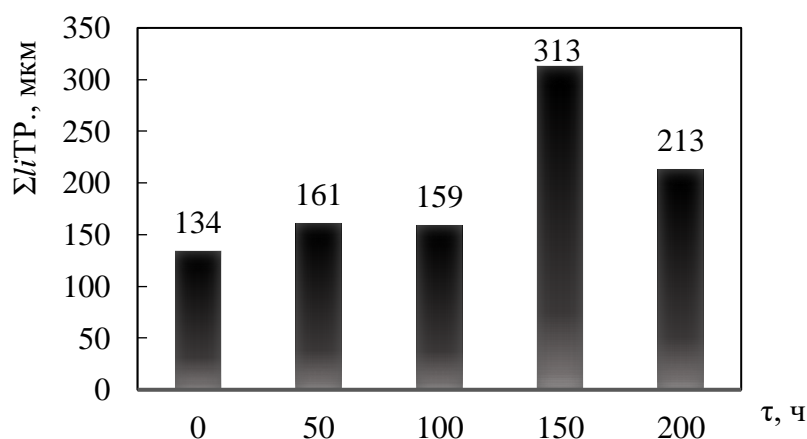


Рисунок 3.56 – Влияние времени окисления на воздухе при температуре 700°C на суммарную длину трещин в покрытии ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1

Такой характер изменения трещиностойкости покрытия связан, прежде всего, с диффузионными процессами, протекающими на границах раздела между слоями покрытия и сплава. До 100 ч выдержки при температуре 700 °С фазовый состав поверхностного слоя покрытия в основном сохраняется в виде интерметаллидов Ni_3Al , $TiAl_3$, Ti_5Si_3 . Через 150 ч фазовый состав поверхностного слоя становится четырехфазным: Ni_3Al , $TiAl_3$, Ti_5Si_3 , $NiAl$, а через 200 ч фаза $NiAl$ не регистрируется и слой снова становится трехфазным: Ni_3Al , $TiAl_3$, Ti_5Si_3 , поэтому вязкость немного возрастает.

Выводы по главе 3

1. Разработано новое двухслойное покрытие ВСДП-11Н+СДП-2 ($\text{Al} - 0,6\% \text{Si}$)+(Ni – 20%Cr – 12%Al – 0,3%Y) и способ его нанесения на лопатки турбокомпрессора из интерметаллидных титановых сплавов типа ВИТ1 и TNM-B1 с орто- и γ -структурой. Установлено, что первый слой ВСДП-11Н, содержащий фазы TiAl_3 , TiSi_2 и Ti_5Si_3 , служит диффузионным барьером для проникновения титана к границе раздела с газовой средой, что исключает формирование оксидов титана на поверхности покрытия, при этом второй слой СДП-2, содержащий фазы TiAl_3 , Ni_3Al и NiAl , обеспечивает длительную защиту деталей от высокотемпературного окисления при температуре 700°C .

2. Доказано, что стойкость к окислению интерметаллидного титанового сплава ВИТ1 существенно зависит от последовательности формирования слоев СДП-2 и ВСДП-11Н. При изотермической выдержке интерметаллидного сплава ВИТ1 с покрытием СДП-2+ВСДП-11Н на поверхности помимо фаз Ni_3Al ; NiAl , TiAl_3 , Ti_5Si_3 происходит образование неметаллических включений Al_2O_3 , которые приводят к постепенному разрушению покрытия.

3. Установлено, что окисление интерметаллидных титановых сплавов с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 происходит по логарифмическому закону, константа скорости окисления сплавов ВИТ1 и TNM-B1 с покрытием на установившейся стадии почти на три порядка меньше, чем без покрытия.

4. Изучена стабильность фазового и химического состава двухслойного покрытия на сплаве ВИТ1 при температурах 650 и 700°C в течение 500 ч. Установлено, что в процессе изотермической выдержки при температуре 700°C в покрытии ВСДП-11Н+СДП-2 происходит постепенное уменьшение количества γ' - Ni_3Al фазы, и после выдержки в течении 500 ч в структуре покрытия наблюдается присутствие только β - NiAl фазы. В тоже время изотермическая выдержка при температуре 650°C не приводит к изменению фазового состава в поверхностном слое двухслойного покрытия ВСДП-11Н+СДП-2, которое состоит преимущественно из γ' - Ni_3Al и небольшого количества β - NiAl .

5. Проведенные по методу Давиденкова исследования напряжённого состояния покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1 показали, что в двухслойном покрытии формируются сжимающие остаточные напряжения, достигающие 600-750 МПа. Установлено, что трещиностойкость покрытия уменьшается с увеличением времени изотермической выдержки при температуре 700°C, что обусловлено протеканием фазового превращения на границе раздела слоев покрытия и, в результате, увеличением хрупкой фазы NiAl.

6. На основании изучения структуры, фазового состава и защитных свойств покрытия, сформированного на сплаве ВИТ1 методом МДО, установлено, что основными структурными составляющими поверхностного слоя являются оксиды TiO₂ (рутил) и Al₂O₃ при толщине покрытия до 25 мкм, при увеличении толщины покрытия до 70 мкм происходит изменение его фазового состава, оно содержит α-Al₂O₃ и γ-Al₂O₃. Показано, что использование метода МДО позволяет получить на сплавах на основе интерметаллида титана плотные, беспористые покрытия не зависимо от его толщины, которая влияет только на шероховатость поверхности. При толщине покрытия не более 25 мкм, Rz не превышает 1,6 мкм, а при толщине 70 мкм шероховатость увеличивается до 2,6 мкм.

ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА МНОГОСЛОЙНЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЛОПАТКАХ РОТОРА ГАЗОВЫХ ТУРБИН

4.1 Исследование способа наплавки износостойкого высокотемпературного покрытия ВКНА-2М на бандажные полки лопаток ротора газовых турбин

Известно [84], что у широко применяемого в эксплуатации ГТД сплава ХТН-61 матрицей является твёрдый раствор на основе кобальта, объёмное содержание которого составляет 60–65%. Доля карбидных частиц составляет 35–40%. Основной составляющей карбидной фазы является карбид ниобия NbC. Помимо NbC в состав карбидных частиц входит незначительная доля карбидов хрома Cr₇C₃ и Cr₂₃C₆. Высокая концентрация ниобия (15...16) % придает сплаву низкую жаростойкость, что исключает возможность длительной работы лопаток с бандажной полкой при температуре (1050...1060) °С.

При испытании на жаростойкость в процессе изотермической выдержки при температуре 1050°С в течение 50 ч установлено, что на поверхности сплава ХТН-61 образуется легко скалывающаяся крупными чешуйками окалина (рисунок 4.1), состоящая из оксидов CoO, CoCr₂O₄, Nb₂O₅, Cr₂O₃ и MoO₃. Такая окалина не обладает достаточными защитными свойствами, что приводит к выкрашиванию карбидных частиц и ускоренному разрушению износостойкого покрытия при работе двигателя (рисунок 4.2).

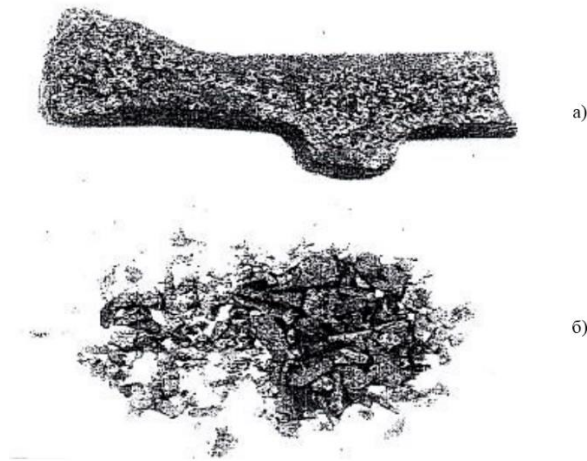


Рисунок 4.1 – Внешний вид образца из сплава для покрытия ХТН-61 после окисления на воздухе при температуре 1050°С в течение 50 ч (а) и осыпавшейся окалины (б)

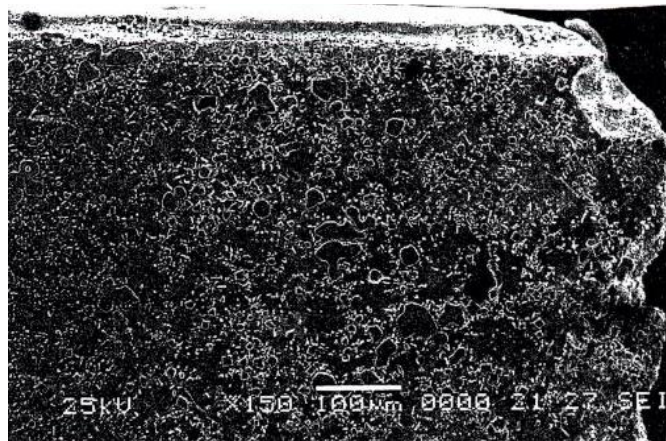
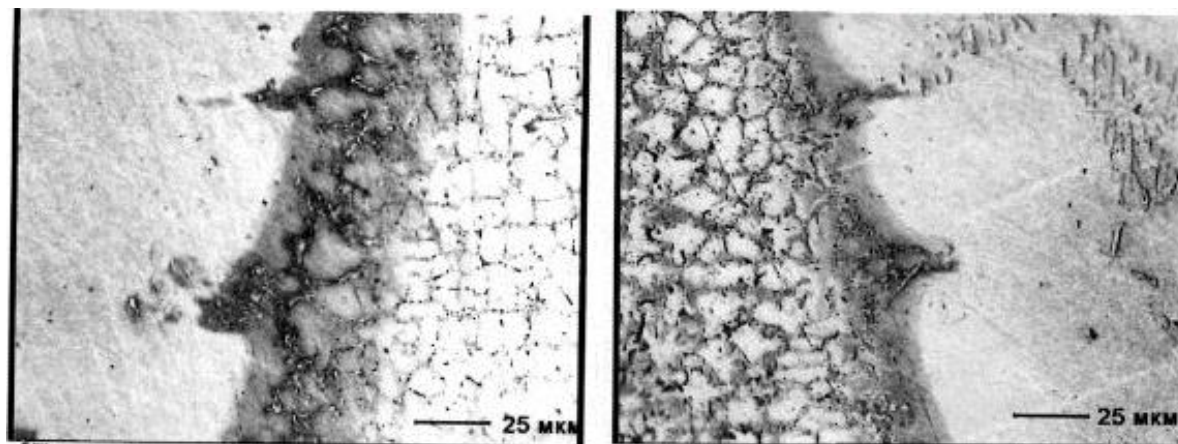


Рисунок 4.2 – Структура напаянного покрытия ХТН-61 на бандажной полке лопатки турбины со следами износа после эксплуатации

Структура наплавляемого на бандажные полки сплава CM64 содержит твёрдый раствор на основе кобальта и карбиды хрома и вольфрама (рисунок 4.3). Отсутствие ниобия и молибдена существенно повышает сопротивляемость окислению жаростойкого покрытия. При температуре окисления 1000°С в течение 50 ч заметного осыпания окалины не происходит. Основными структурными составляющими окалины являются оксиды Cr_2O_3 , CoO , CoCr_2O_4 , WO_3 . Однако при увеличении температуры окисления до 1050°С наблюдается скалывание оксидной

пленки, увеличивается глубина окисления по границам зерен покрытия до 50–70 мкм, наблюдается выкрашивание карбидных частиц. Некоторое улучшение характеристик жаростойкости дает введение в сплавы систем CoWNbCrC алюминия в количестве 3–4%.



a)

б)

Рисунок 4.3 – Структура покрытия CM64, наплавленного на бандажные полки правой (*a*) и левой (*б*) лопатки турбины

Износостойкое покрытие, получаемое наплавкой или напайкой сплава ВКНА-2М, обладает существенно более высокой жаростойкостью, чем покрытия на основе твердосплавных материалов системы «Со + карбиды», благодаря высокому содержанию алюминия, который участвует в формировании оксидной плёнки, содержащей оксиды Al_2O_3 , $Ni(Al, Cr)_2O_4$. Наличие кремния повышает адгезию оксидной плёнки к сплаву и тем самым вносит свой вклад в дополнительное улучшение жаростойкости покрытия.

Известен способ формирования покрытия ВКНА-2М на сплаве ЖС32 путем *напайки*. Характерная структура покрытия ВКНА-2М, полученного напайкой, представлена на рисунках 4.4, 4.5. Повышенное содержание алюминия и наличие небольшой концентрации кремния (таблица. 4.1) придают покрытию достаточно высокую жаростойкость [101].

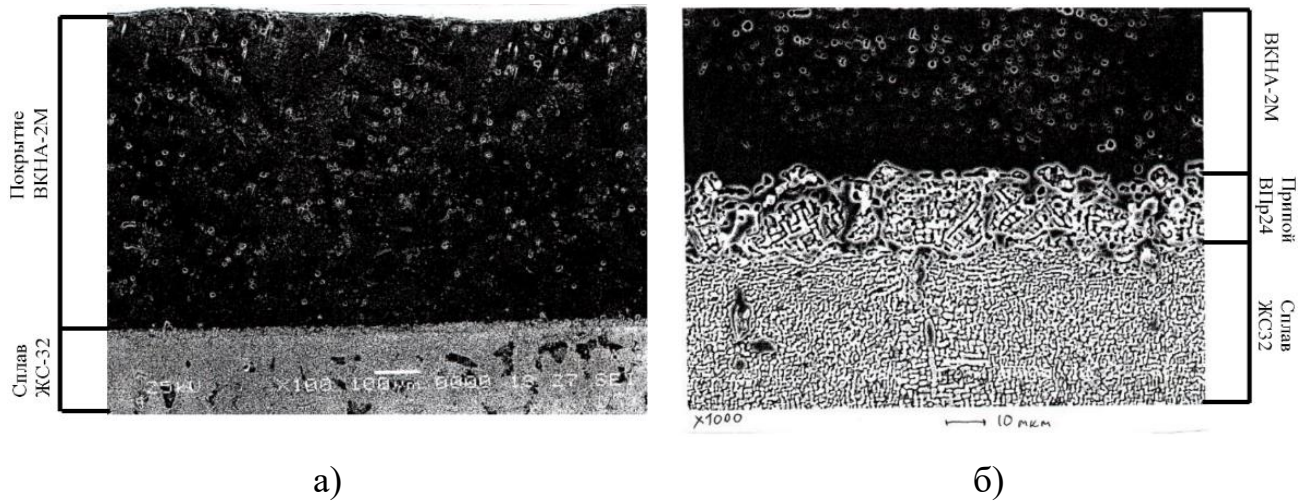


Рисунок 4.4 – Структура покрытия ВКНА-2М (а), напаянного на бандажную полку лопатки турбины, и паяного шва (б)

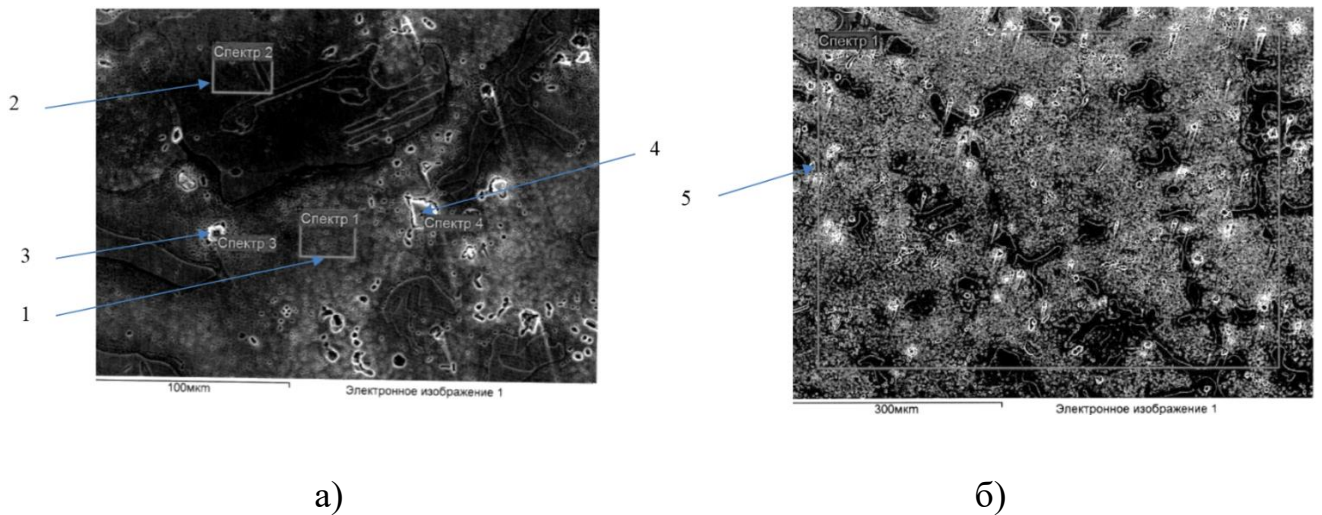


Рисунок 4.5 – Микроструктура материала покрытия ВКНА-2М с участками анализа (см. таблицу 4.1)

Таблица 4.1 – Химический состав покрытия ВКНА-2М, полученного напайкой припоем ВПр24

Участки* анализа	Содержание элементов, % (мас.)					
	Al	Si	Ti	Cr	Ni	W
1	11,79	1,38	1,35	4,00	80,47	1,01
2	18,97	1,23	0,27	5,12	74,41	-
3	-	-	36,85	2,90	5,50	54,75
4	-	-	36,50	2,16	5,84	55,50
5	13,23	1,45	1,27	4,06	77,89	2,1

*Участки анализа, приведенные в таблице 4.1, см. на рисунке 4.5

Для напайки высокотемпературных износостойких материалов ХТН-61, ХТН-62, СМ64 или ВКНА-2М требуется нагрев деталей практически до температуры гомогенизации жаропрочных сплавов. В этом случае возможно существенное изменение структуры основного металла, а на замках эти изменения могут сопровождаться образованием равноосных зерен, обусловленным протеканием процессов рекристаллизации. Кроме того, в случае ремонта напайкой, значительные изменения в структуре жаростойких покрытий на пере лопатки и в полости снижают характеристики долговечности покрытий, ухудшая сопротивляемость газовой коррозии. Следует подчеркнуть, что формирование жаростойких покрытий наплавкой материалов на бандажные полки позволяет сохранить прочностные характеристики лопаток турбины. Обычно толщина износостойких покрытий не превышает 1 мм. При увеличении толщины долговечность покрытий снижается.

Разработан способ нанесения износостойкого высокотемпературного покрытия из интерметаллида ВКНА-2М на основе интерметаллида Ni_3Al методом наплавки в среде аргона на контактные поверхности бандажных полок лопаток ротора турбины высокотемпературных ГТД. Типичная структура покрытия представлена на рисунке 4.6.

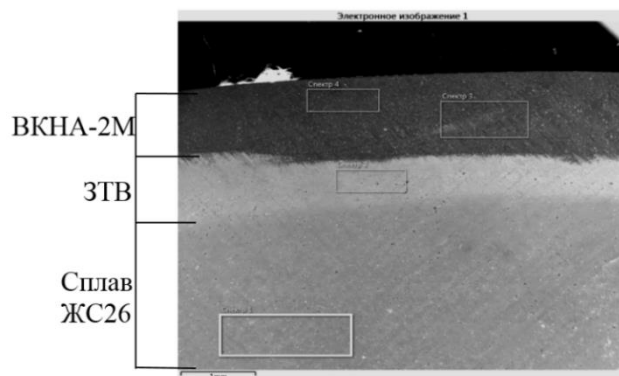


Рисунок 4.6 – Структура покрытия ВКНА-2М на сплаве ЖС26

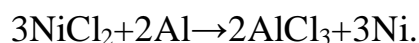
Качество покрытия, получаемого наплавкой сплава на основе интерметаллида ВКНА-2М, существенно зависит от способа его формирования на

поверхности лопаток газовых турбин, которое обусловлено высокой активностью алюминия к кислороду воздуха и нередко сопровождается образованием неметаллических включений в процессе кристаллизации наплавляемого покрытия. В отличие от напайки, получение покрытия путём наплавки в среде аргона позволяет восстанавливать бандажные полки при ремонте без высокотемпературного нагрева лопаток, при котором наступает рекристаллизация замковой части и снижается работоспособность жаростойкого покрытия пера лопатки.

Наплавка в среде аргона практически исключает образование неметаллических включений в структуре износостойкого покрытия на основе интерметаллида Ni_3Al . Однако при наплавке на воздухе в струе аргона наблюдается подсос воздуха в зону расплавленного металла, окисление алюминия и образование в структуре покрытия включений частиц оксида алюминия: $2\text{Al} + 3/2\text{O}_2 \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$.

Поскольку в сплаве ЖС26 содержится около 65% фазы γ' - $\text{Ni}_3(\text{AlTi})$, то при наплавке происходит диффузионное взаимодействие с образованием непрерывной связи наплавленного покрытия на основе γ' - Ni_3Al со структурой сплава γ/γ' , решётки которых изоморфны.

Ширина зоны термического влияния (ЗТВ) достигает 0,8 мм. При наплавке не происходит нагрева всей детали, и тонкая структура сплава ЖС26 сохраняется неизменной. Твёрдость наплавленного покрытия ВКНА-2М составляет 446–449 НВ, ЗТВ – 400–404 НВ и сплава – 368–376 НВ. По содержанию элементов наплавленное покрытие практически полностью соответствует составу электродов, используемых для наплавки в среде аргона. Однако при использовании активаторов в виде соли NiCl_2 , применяемой для переноса хрома при газовом циркуляционном хромоалитировании (ГЦХА) [89], наблюдается протекание обменных реакций восстановления никеля алюминием из наплавленного слоя ВКНА-2М, сопровождаемое образованием пористости



В результате реакций восстановления в структуре наплавленного слоя ВКНА-2М образуются крупные полости, снижающие характеристики

износостойкости наплавки (рисунок 4.7), поэтому наплавки износостойкого покрытия рекомендовано газовое циркуляционное алитирование (ГЦА).

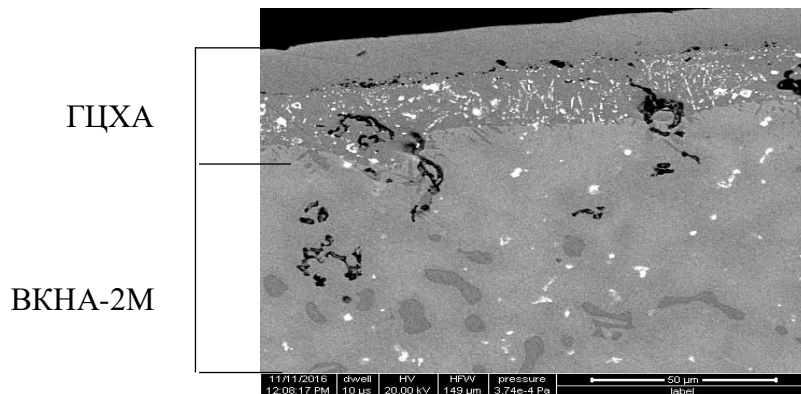


Рисунок 4.7 – Микроструктура наплавки ВКНА-2М после ГЦХА-покрытия на сплаве ЖС26

Структура покрытий после наплавки ВКНА-2М на контактные поверхности бандажных полок и алитирования газовым циркуляционным методом приведена на рисунке 4.8, распределение элементов представлено на рисунке 4.9.

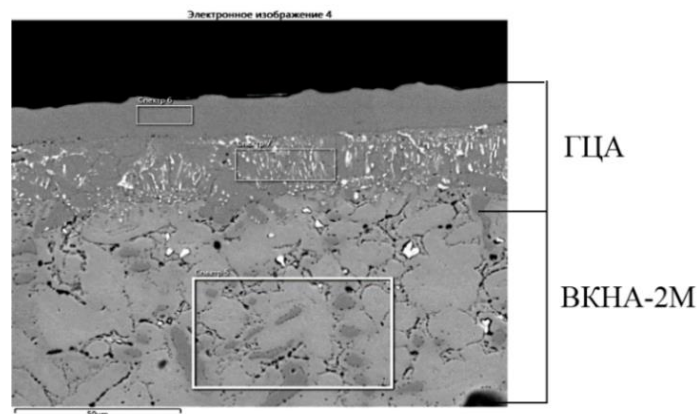


Рисунок 4.8 – Структура покрытия ВКНА-2М и жаростойкого ГЦА-покрытия на сплаве ЖС26

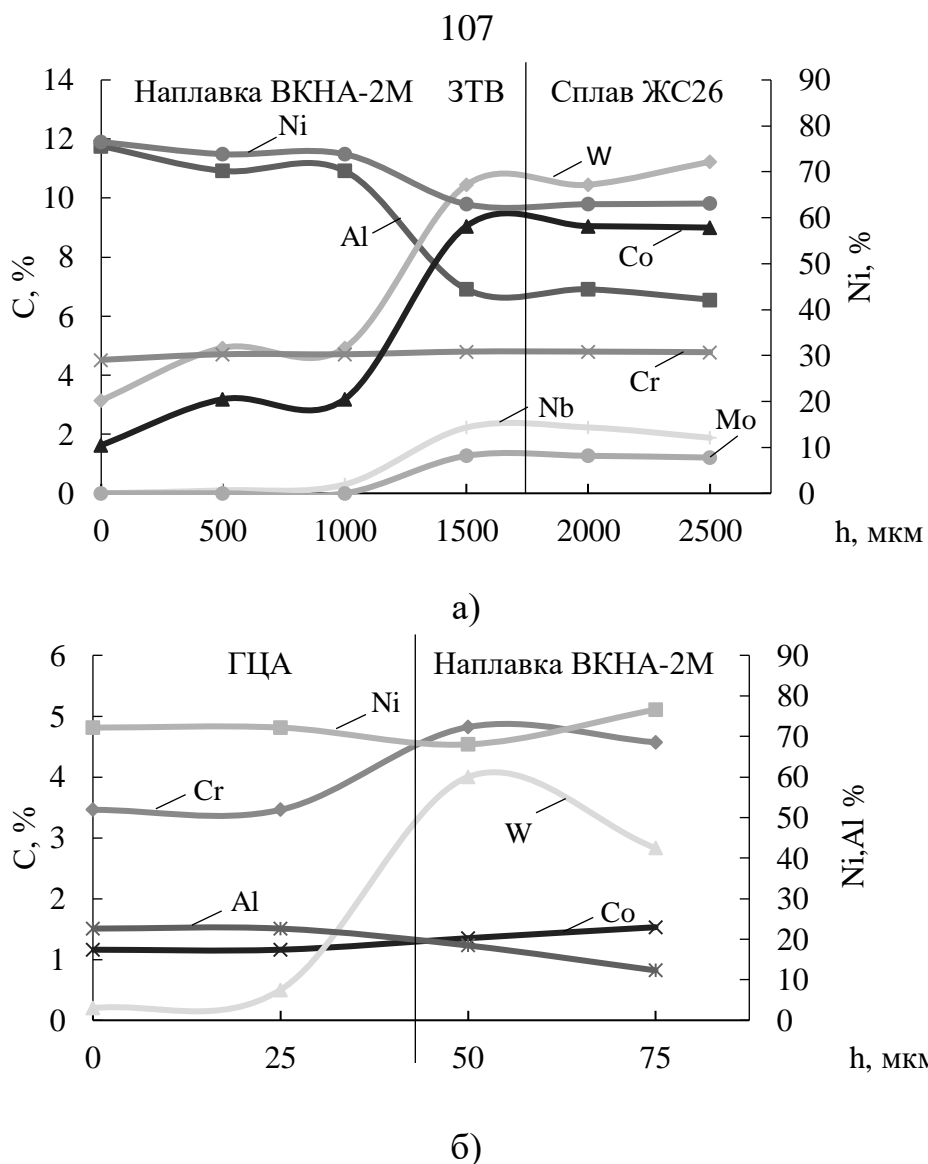


Рисунок 4.9 – Распределение элементов по глубине наплавки ВКНА-2М на сплаве ЖС26 (а) и по глубине покрытия ГЦА на наплавке ВКНА-2М (б)

4.2 Исследование способов восстановления геометрических размеров и износостойких покрытий при ремонте лопаток газовых турбин

В связи с изнашиванием контактных поверхностей бандажных полок на лопатках газовых турбин в процессе эксплуатации для увеличения ресурса двигателей важное значение имеет восстановление геометрических размеров и износостойких покрытий [90,91]. Помимо износа бандажные полки лопаток ротора турбины с твёрдосплавным покрытием системы «Со+карбиды» из-за недостаточной жаростойкости разрушаются вследствие интенсивного окисления

под действием скоростного газового потока и выкрашивания частиц карбидов. При этом в эксплуатации помимо покрытия наблюдается также и разрушение основного металла контактных поверхностей бандажных полок, сопровождаемое изменением геометрических размеров. Восстановление размеров путём увеличения толщины износостойких материалов типа ХТН-61, СМ64, ВКНА-2М и других недостаточно эффективно, поскольку прочностные характеристики износостойких материалов невысоки. Поэтому весьма актуальна проблема восстановления геометрических размеров бандажных полок наплавкой жаростойких и жаропрочных материалов. При удалении поврежденного покрытия одновременно удаляется также тонкий слой основного металла.

Для восстановления размеров бандажных полок при ремонте использовали электроды из сплавов ЖС32, ЖС26, Х20Н80-Н, химический состав которых представлен в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Химический состав наплавляемых материалов для восстановления размеров бандажных полок лопаток турбины [71]

Марка сплава	Содержание элементов, %							
	Ni	Cr	Al	Co	Mo	W	Ti	Nb
ЖС26	Осн.	5,2	6,0	9,2	1,2	1,2	1,1	1,5
ЖС32	Осн.	5,5	6,2	9,0	1,2	9,0	-	1,6
Х20Н80-Н	Осн.	20,8	0,14	-	-	-	0,09	-
	Hf	V	B	Y	Ta	Re	C	$\Sigma\gamma'$, % об
ЖС26	$\leq 0,005$	1,1	0,015	0,05	-	-	0,15	65
ЖС32	$\leq 0,6$	-	0,015	0,05	4,0	4,0	0,16	0
Х20Н80-Н	Fe $\leq 0,15$; Zr=0,2; Si $\leq 1,3$; Mn $\leq 0,18$						0,04	0

Сплавы ЖС26 и ЖС32 обладают высокой жаропрочностью и в состоянии монокристаллического и направленного литья обладают достаточно высокой прочностью и пластичностью (таблица 4.3).

Таблица 4.3 – Механические свойства жаропрочных никелевых сплавов [92]

Марка сплава	Термическая обработка	σ_B^{900}	σ_{100}^{900}	$\delta, \%$
		МПа		
ЖС32МОНО	Закалка 1280 °С, 4	940	475	15
ЖС26 ВСНК	Закалка 1265 °С, 3	880	410	16

Однако в равноосном состоянии, после напайкимеханические свойства существенно изменяются, наиболее заметно уменьшается характеристика пластичности.

После наплавки жаропрочных сплавов ЖС32 и ЖС26 за один проход (без разрыва электрической дуги на минимальном токе) структура наплавленного металла плотная, слоистая, имеет характерное дендритное строение и не содержит дефектов в виде пор и трещин, связанных с кристаллизацией наплавленного материала.

При восстановлении геометрических размеров наплавкой нихрома марки Х20Н80-Н на сплав ЖС26 структура наплавленного металла также достаточно качественная – беспористая, плотная, не имеет трещин и состоит из однородного γ -никелевого твердого раствора дендритного строения. В процессе наплавки и последующего отжига происходит диффузионное взаимодействие наплавляемого материала со структурой основного металла, обеспечивающее необходимую прочность сцепления наплавки с материалом бандажной полки лопатки турбины.

После восстановления геометрических размеров проводили наплавку износостойких сплавов СМ64 и ВКНА-2М. Следует отметить, что при наплавке износостойких материалов на бандажные полки лопаток турбин, восстановленных наплавкой сплавов ЖС26 и ЖС32, происходит растрескивание материалов наплавки ЖС26 и ЖС32, обусловленное недостаточной пластичностью наплавленных материалов (рисунок 4.10). В то же время при восстановлении размеров наплавкой нихромов, обладающих повышенной пластичностью, в восстановленных бандажных полках трещины отсутствуют (рисунок 4.11).

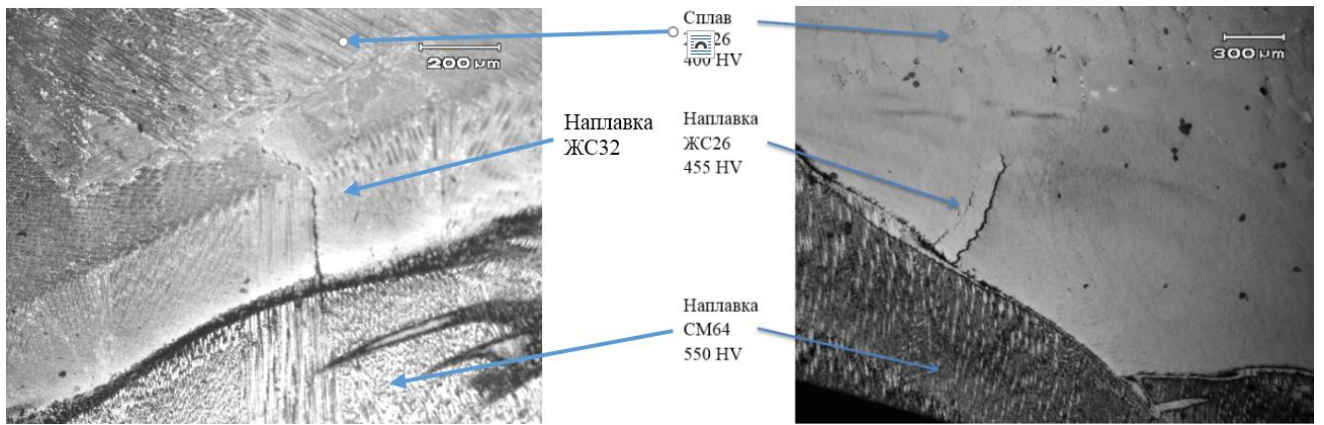


Рисунок 4.10 – Трещины в зоне наплавки сплава ЖС32 (а) и ЖС26 (б) вблизи наплавки СМ64

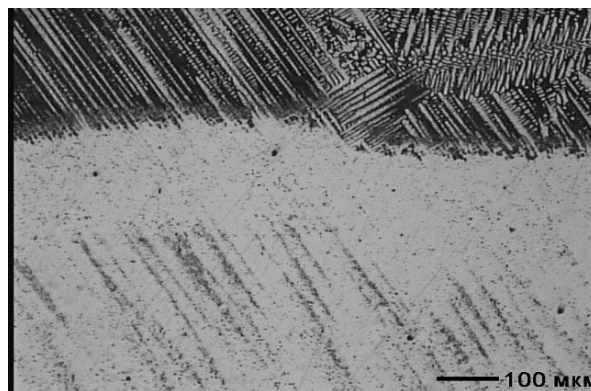


Рисунок 4.11 – Микроструктура наплавки X20H80-N вблизи наплавки СМ64

Восстановление лопаток турбины с применением нихромов способствует повышению демпфирования колебаний лопаток благодаря меньшей твёрдости и повышенной пластичности наплавки. Микроструктура восстановленной бандажной полки лопатки турбины наплавкой X20H80-N представлена на рисунке 4.12.

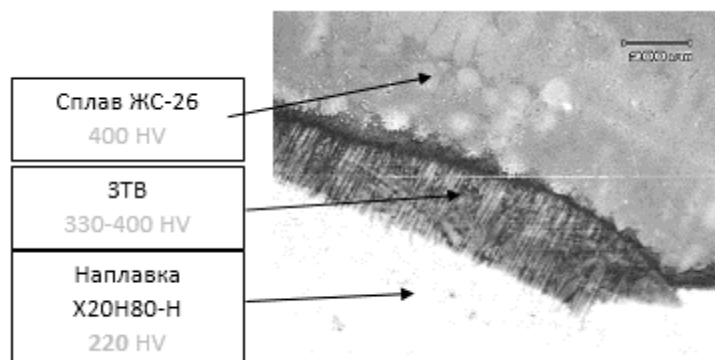


Рисунок 4.12 Микроструктура зоны сплавления сплава X20H80-N с основным материалом ЖС26

В диффузионной паре X20H80-Н+ЖС26 в процессе наплавки и при последующем отжиге происходит существенное изменение химического состава наплавленного материала (рисунок 4.13). Движущей силой процесса насыщения наплавки нихрома легирующими элементами сплава ЖС26 является высокий градиент концентрации вольфрама, кобальта и алюминия.

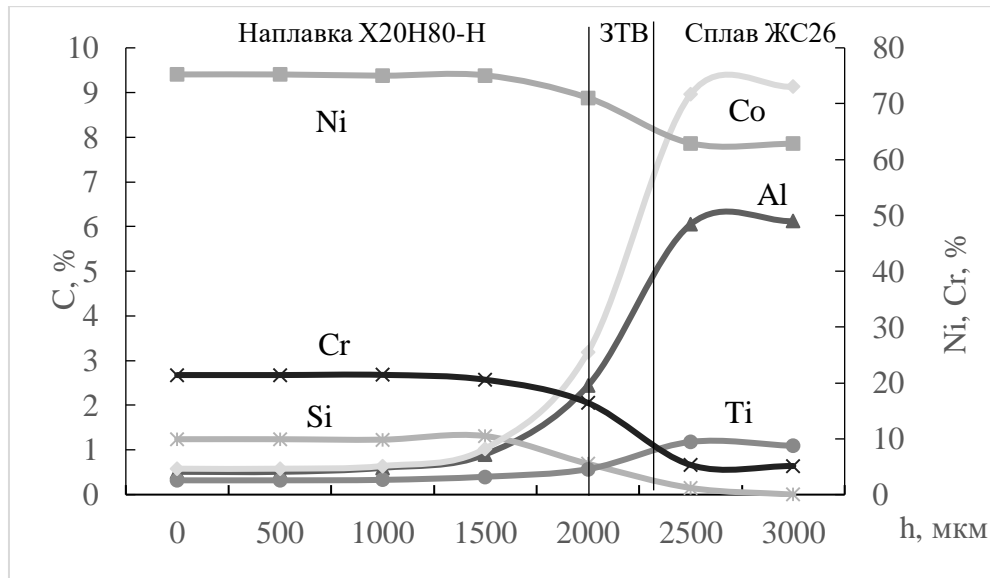


Рисунок 4.13 – Распределение элементов по толщине наплавки сплава X20H80-Н на ЖС26

Микроструктура наплавки X20H80-Н+СМ64 и X20H80-Н+ВКНА-2М, а также распределение твёрдости и распределение элементов по глубине материалов представлены на рисунках 4.14, 4.15, 4.16, 4.17.

В диффузионной паре X20H80-Н+ВКНА-2М наблюдается насыщение слоя нихрома кремнием, который поступает из покрытия. Легирование наплавки нихрома элементами сплава и износостойкого покрытия способствует повышению механических свойств полученного комбинированного покрытия на бандажной полке восстановленной лопатки турбины.

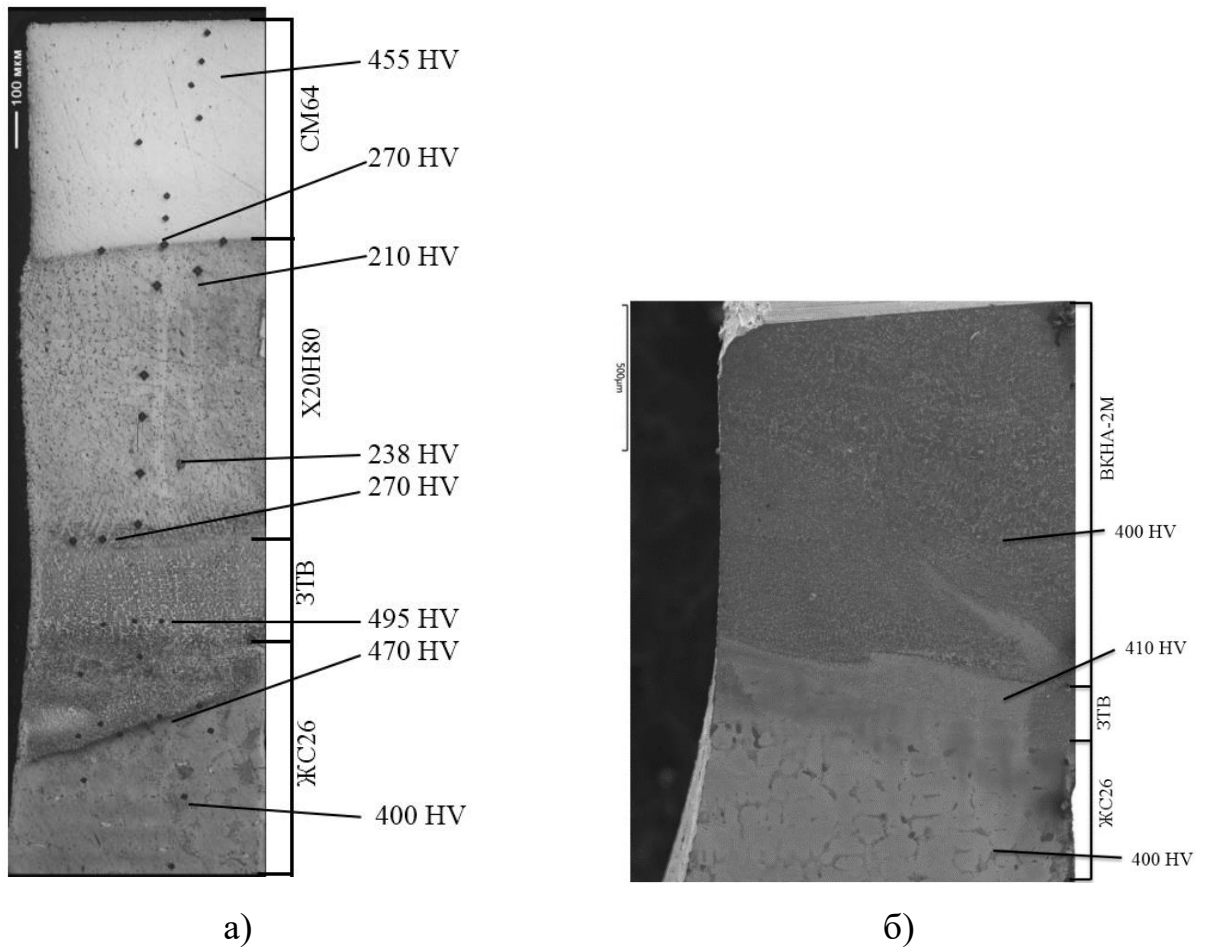


Рисунок 4.14 – Микроструктура материала восстановленной бандажной полки наплавкой X20H80-N+CM64 (а) и материала бандажной полки лопатки с наплавкой интерметаллида ВКНА-2М (б)

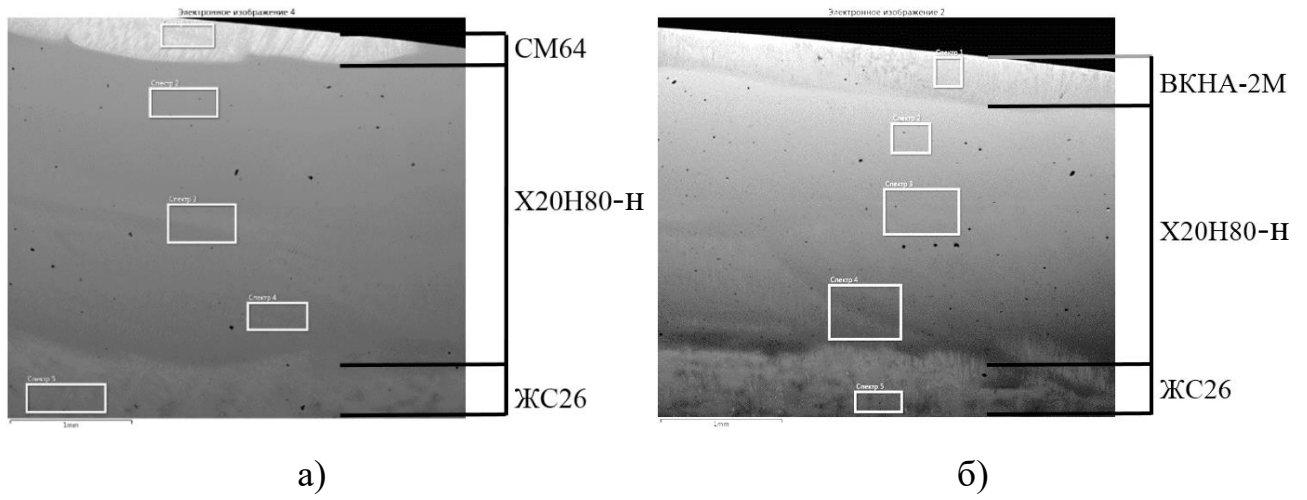
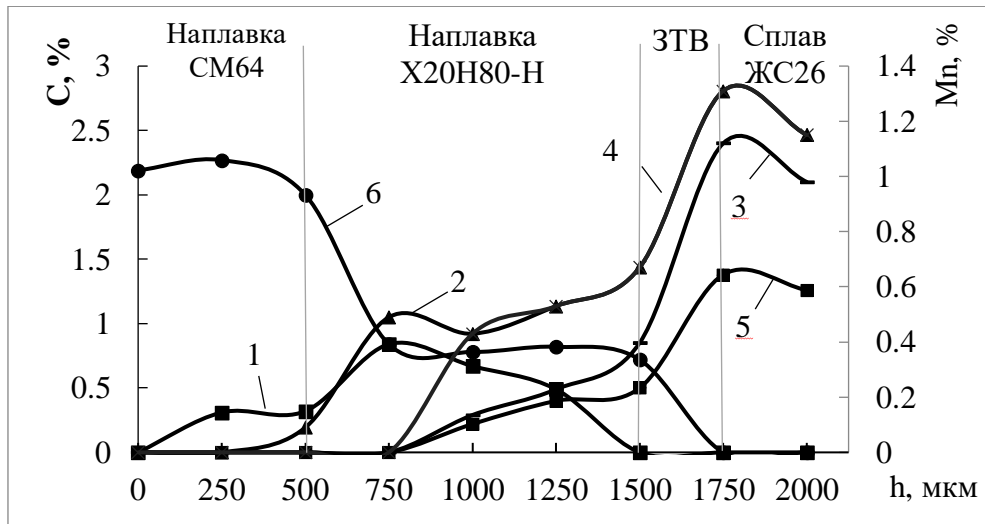
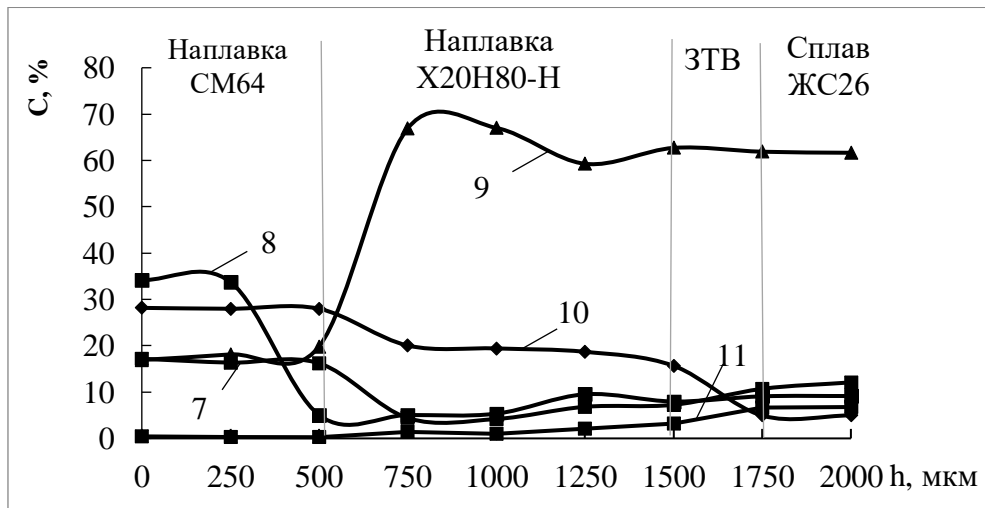


Рисунок 4.15 – Структура материала восстановленной бандажной полки наплавкой X20H80-H+CM64 (а) и материала бандажной полки лопатки с наплавкой X20H80-H+ВКНА-2М (б)



а)



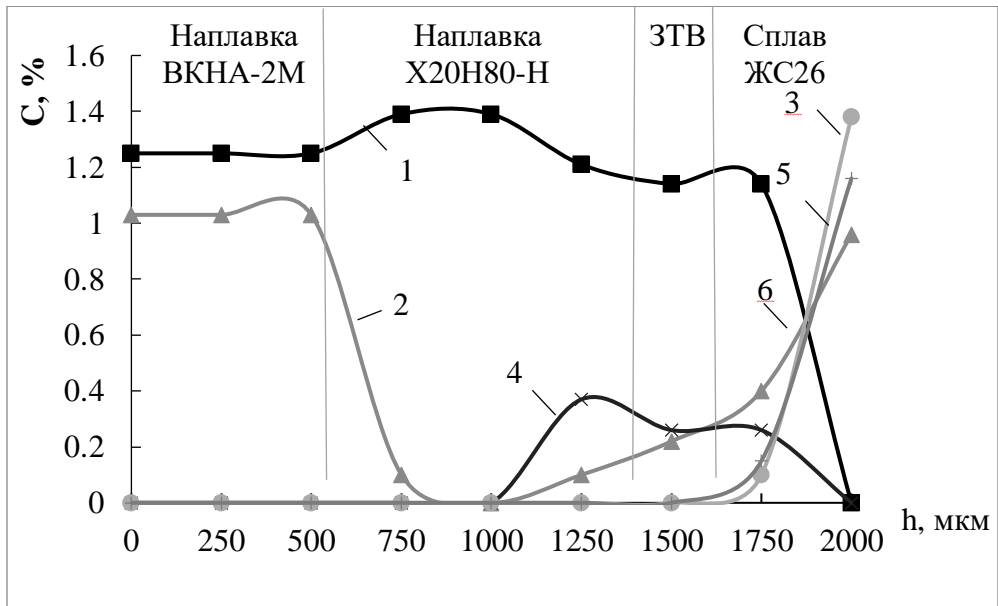
б)

Рисунок 4.16 – Распределение элементов по толщине наплавки

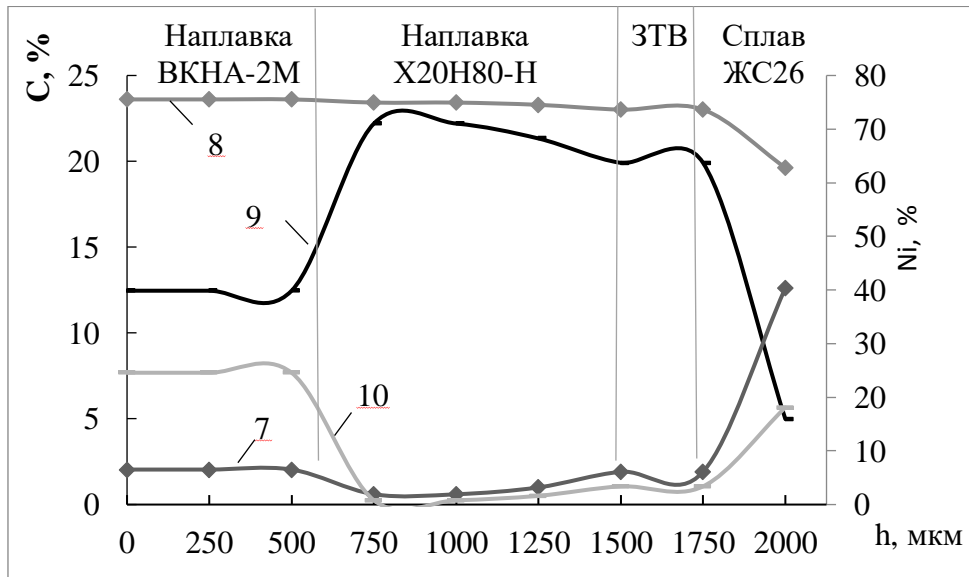
X20H80-H+CM64 на сплаве ЖС26

а) Si (1), Ti (2), Nb (3), Mn (4), Mo (5), Fe (6)

б) W (7), Co (8), Ni (9), Cr (10), Al (11)



а)



б)

Рисунок 4.17 – Распределение элементов по толщине наплавки

X20H80-N+VKNA-2M на сплаве ЖС26

а) Si (1), Ti (2), Nb (3), Mn (4), Mo (5), Fe (6)

б) W (7), Ni (8), Cr (9), Al (10)

Выводы по главе 4

1. Разработан способ нанесения высокотемпературного износостойкого покрытия из интерметаллида ВКНА-2М методом наплавки в среде аргона на контактные поверхности бандажных полок лопаток ротора турбины высокотемпературных ГТД. Наплавка в среде аргона практически исключает образование неметаллических включений в структуре износостойкого покрытия ВКНА-2М.

2. Установлено, что при газовом хромировании лопаток турбин с наплавкой интерметаллида ВКНА-2М наблюдается восстановление никеля из молекул дихлорида $NiCl_2$ алюминием из наплавки, сопровождаемое образованием пористости, тогда как газовое алитирование лопаток турбин с наплавкой ВКНА-2М исключает их образование.

3. Разработан способ восстановления геометрических размеров бандажных полок и износостойких покрытий лопаток ротора турбины высокотемпературных ГТД путём наплавки сплава X20H80-H и CM-64, X20H80-H и ВКНА-2М. Установлено, что в зонах наплавки и в зонах взаимодействия наплавки с основным материалом лопатки из сплава ЖС26 дефекты отсутствуют. Наплавка X20H80-H имеет коэффициент линейного расширения в 1,5 раза превосходящий коэффициент линейного расширения основного материала из жаропрочного сплава ЖС26.

ГЛАВА 5 РЕАЛИЗАЦИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЛОПАТКАХ КОМПРЕССОРА И ТУРБИНЫ ГТД

5.1 Реализация интерметаллидного покрытия ВКНА-2М на лопатках ротора турбины из сплава ЖС26

Разработан способ нанесения наплавкой интерметаллидного покрытия ВКНА-2М на партию серийных лопаток турбины из сплава ЖС26. Внешний вид лопаток с наплавкой ВКНА-2М на бандажных полках представлен на рисунке 5.1.

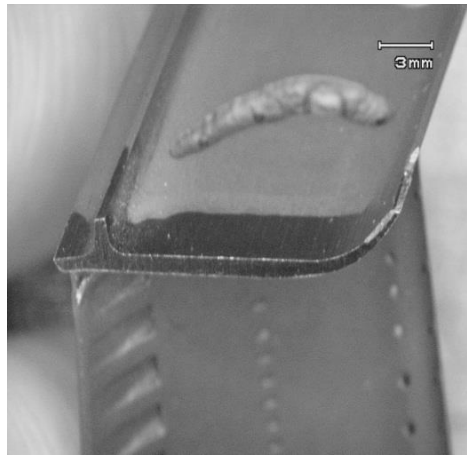


Рисунок 5.1 – Внешний вид бандажной полки после наплавки ВКНА-2М

5.2 Реализация способа восстановления геометрических размеров и покрытий лопаток ротора турбины при ремонте ГТД

Внешний вид лопаток после восстановления геометрических размеров сплавом Х20Н80-Н и нанесения износостойкого покрытия СМ64 приведен на рисунках 5.2, 5.3, 5.4, а после нанесения ВКНА-2М на рисунке 5.5.

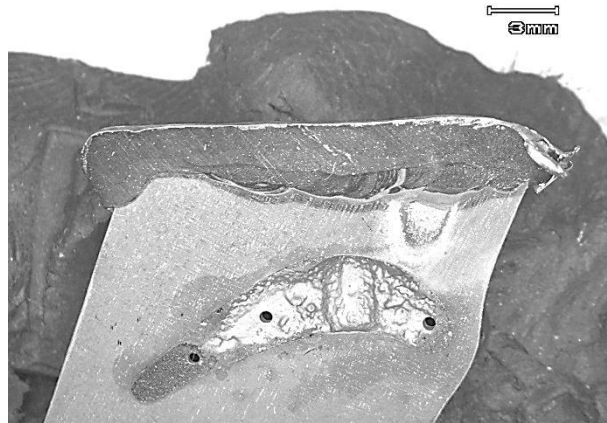
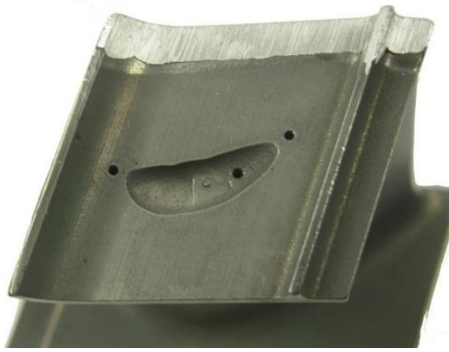


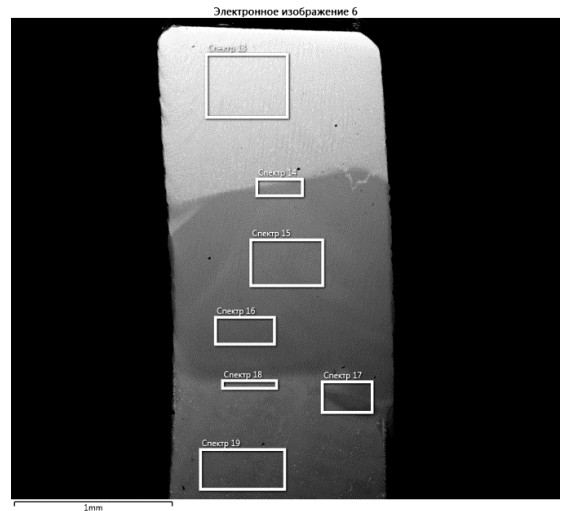
Рисунок 5.2– Макроструктура зоны сплавления сплава X20H80-Н с основным материалом



Рисунок 5.3 Внешний вид лопатки турбины с наплавкой X20H80-Н+CM64



а)



б)

Рисунок 5.4 – Внешний вид (а) и макроструктура (б) бандажной полки после наплавки X20H80-N+CM64

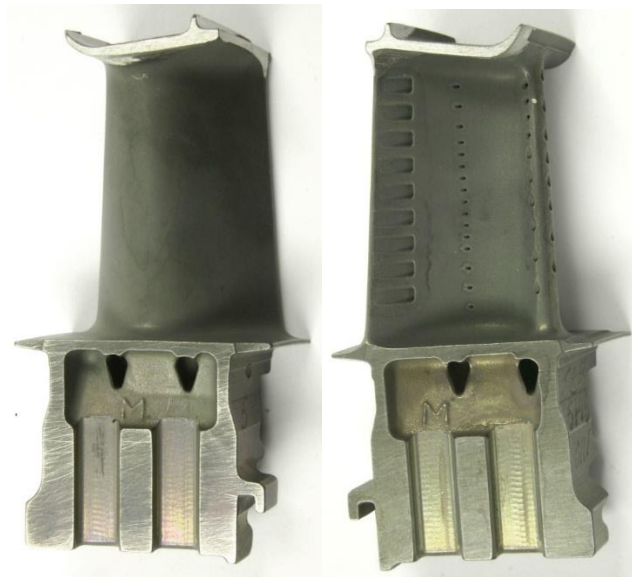


Рисунок 5.5 – Внешний вид лопаток с наплавкой X20H80-N + ВКНА-2М на бандажных полках

Разработан способ восстановления геометрических размеров и защитных покрытий на бандажных полках лопаток ротора турбины, который реализован на партии лопаток при ремонте на второй ресурс.

5.3. Реализация способа нанесения защитных покрытий на деталях из жаропрочных титановых сплавов

Разработанное покрытие системы (ВСДП-11Н+СДП-2) может быть применено для деталей компрессора, турбины и реактивного сопла и рекомендовано для титановых сплавов типа ВТ8-М1, ВИТ1, ВТ-41, TNM-В1(рисунок 5.6).



а)



б)



в)

Рисунок 5.6 – Лопатки компрессора (а, б) и турбины (в) из жаропрочных титановых сплавов: а) ВТ8-М1, б) ВИТ1, в) TNM-В1 [102]

Микроструктура лопатки из сплава ВТ8-М1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 и распределение химических элементов на таких участках лопатки, как спинка, корыто и входная кромка, представлены на рисунке 5.7. Химический состав покрытия ВДП-11Н+СДП-2 на лопатке из сплава ВТ8-М1 представлен на рисунке 5.8.

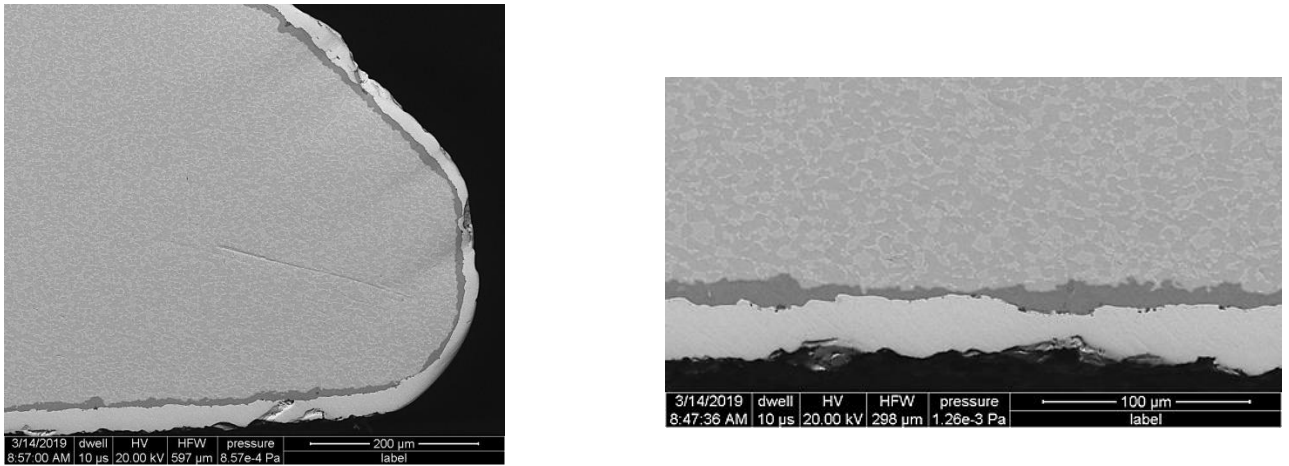
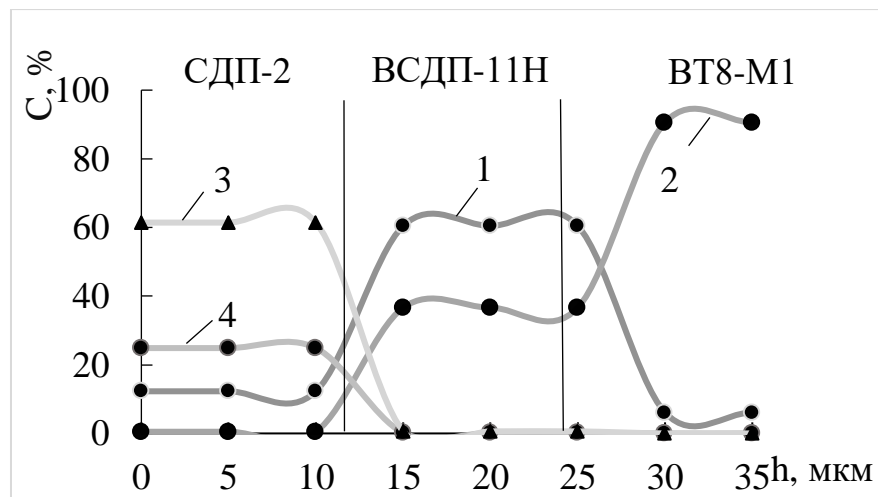
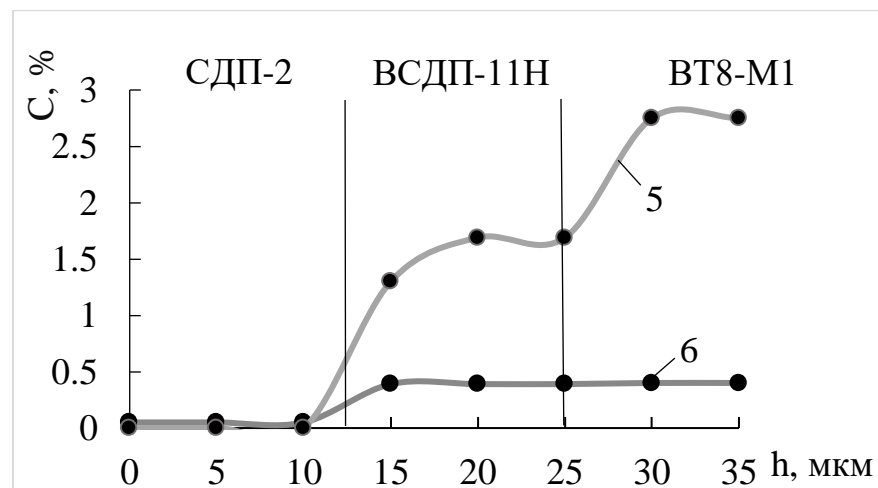


Рисунок 5.7 Микроструктура покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на лопатке компрессора из сплава ВТ8-М1



а)



б)

Рисунок 5.8 – Распределение элементов по глубине покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на лопатке из сплава ВТ8-М1: а) Al (1), Ti (2), Ni (3), Cr (4); б) Mo (5) и Si (6)

Лопатка из сплава ВТ8-М1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 прошла испытание на жаростойкость при температурах 650 и 700°C в течение 500 ч. Характерные микроструктуры сплава с покрытием представлены на рисунках 5.9, 5.11. При повышении температуры активизируются диффузионные процессы, вследствие чего отмечено различное соотношение элементов в системе (Al-Si)-(Ni-Cr-Al-Y), в частности, никеля и хрома (рисунок 5.10, 5.12). Кинетика окисления лопатки с покрытием представлена на рисунке 5.13. Фазовый состав покрытия на сплаве ВТ8-М1 представляет собой алюминиды никеля и титана – NiAl, Ni₃Al, а также Ti₅Si₃.

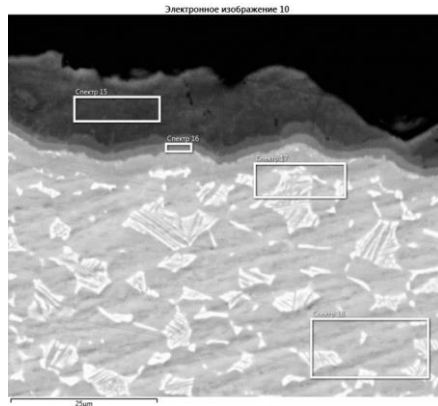
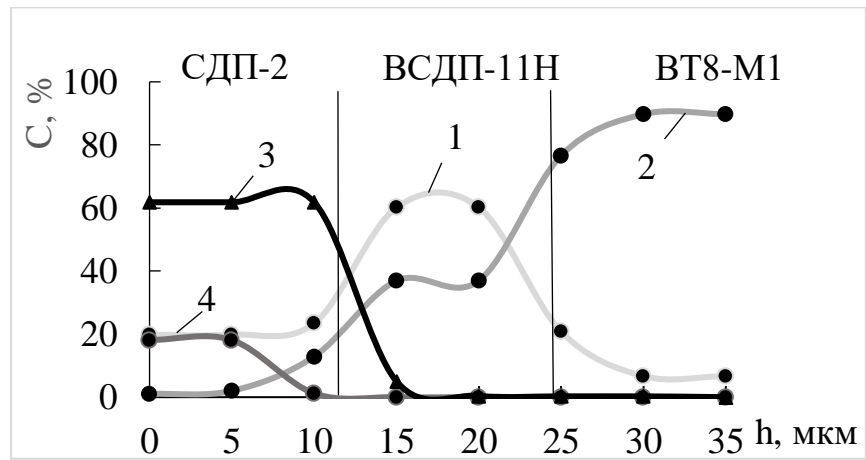
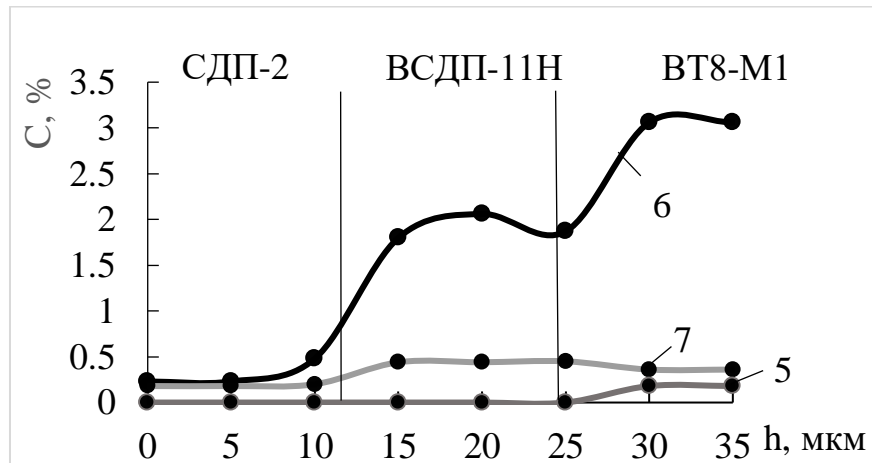


Рисунок 5.9– Микроструктура лопатки ВТ8-М1 с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 после окисления при температуре 650°C в течение 500 ч



а)



б)

Рисунок 5.10– Распределение элементов по глубине покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВТ8-М1 после окисления при температуре 650°C в течение 500 ч:

а) Al (1), Ti (2), Ni (3), Cr (4);

б) Zr (5), Mo (6) и Si (7)

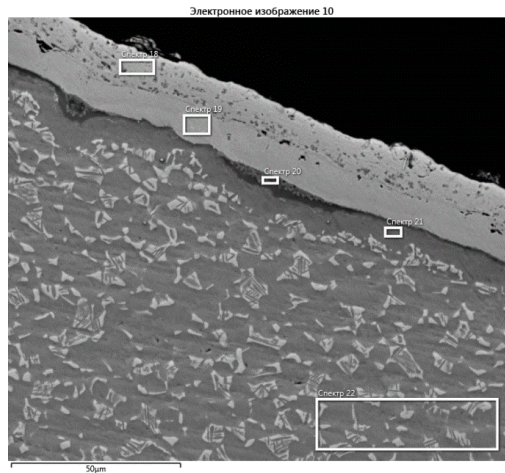
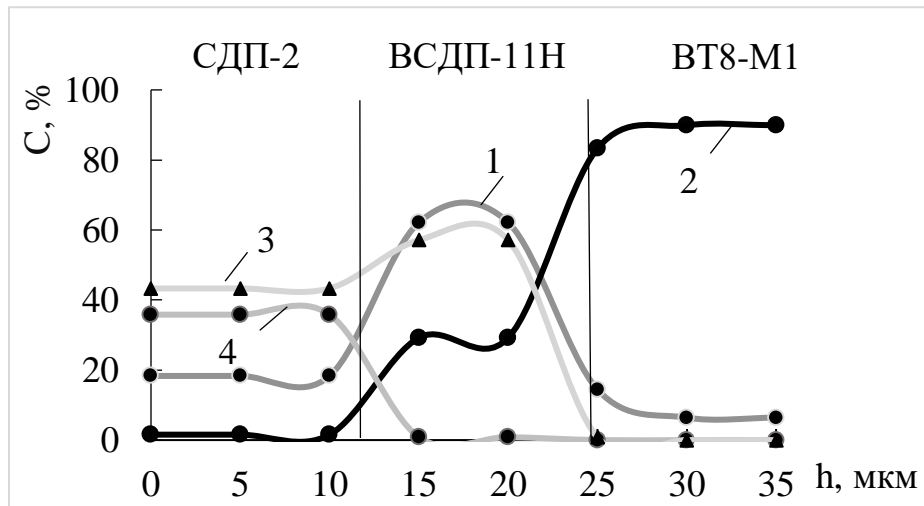
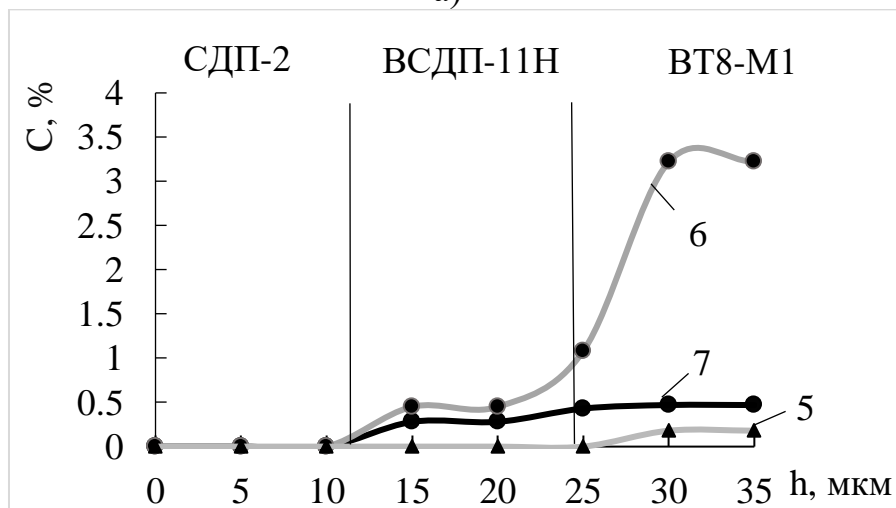


Рисунок 5.11– Микроструктура лопатки ВТ8-М1 с покрытием ВСП-11Н+СДП-2 после окисления при температуре 700°С в течение 500 ч



а)



б)

Рисунок 5.12– Распределение элементов по глубине покрытия ВСП-11Н+СДП-2 на сплаве ВТ8-М1 после окисления при температуре 700°С в течение 500 ч:

а) Al (1), Ti (2), Ni (3), Cr (4);

б) Zr (5), Mo (6) и Si (7)

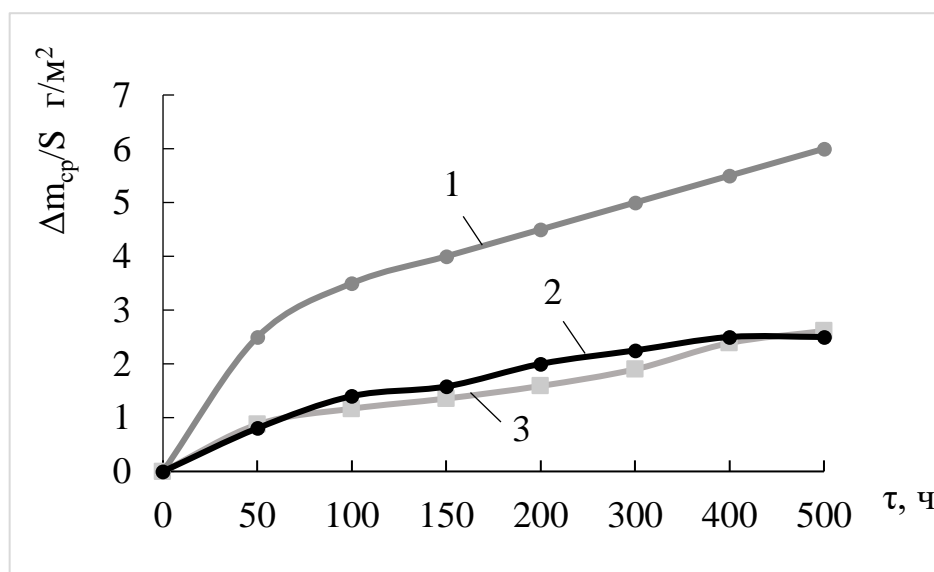


Рисунок 5.13 – Кинетика окисления лопатки из сплава ВТ8-М1 без покрытия при температуре 700°C (1) с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 при окислении при температуре 650°C (2) и 700°C (3) на воздухе в течение 500 ч

Вывод по главе 5

Результаты работы были использованы на производственном комплексе «Салют» АО «ОДК» при наплавке высокотемпературного износостойкого покрытия из интерметаллидного сплава ВКНА-2М на контактные поверхности бандажных полок ротора турбины из сплава ЖС26, восстановлении комплекта лопаток ротора ТВД из сплава ЖС26 после 450 ч наработки в эксплуатации наплавкой сплава Х20Н80-Н и износостойкого покрытия СМ64 с последующим нанесением жаростойкого покрытия АС-2, нанесении двухслойного покрытия на лопатки компрессора высокого давления и турбине низкого давления из интерметаллидных сплавов ВИТ1 и TNM-B1. Акт №11-0102/09-280 от 13.02.2019г.

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Разработано новое двухслойное покрытие ВСДП-11Н+СДП-2 ($\text{Al} - 0,6\% \text{Si}$)+(Ni – 20%Cr – 12%Al – 0,3%Y) и способ его нанесения на лопатки турбокомпрессора из интерметаллидных титановых сплавов типа ВИТ1 и TNM-B1 с орто- и γ -структурой. Установлено, что первый слой ВСДП-11Н, содержащий фазы TiAl_3 , TiSi_2 и Ti_5Si_3 , служит диффузионным барьером для проникновения титана к границе раздела с газовой средой, что исключает формирование оксидов титана на поверхности покрытия, при этом второй слой СДП-2, содержащий фазы TiAl_3 , Ni_3Al и NiAl , обеспечивает длительную защиту деталей от высокотемпературного окисления при температуре 700°C.

2. Доказано, что стойкость к окислению интерметаллидного титанового сплава ВИТ1 существенно зависит от последовательности формирования слоев СДП-2 и ВСДП-11Н. При изотермической выдержке интерметаллидного сплава ВИТ1 с покрытием СДП-2+ВСДП-11Н на поверхности помимо фаз Ni_3Al ; NiAl , TiAl_3 , Ti_5Si_3 происходит образование неметаллических включений Al_2O_3 , которые приводят к постепенному разрушению покрытия.

3. Установлено, что окисление интерметаллидных титановых сплавов с покрытием ВСДП-11Н+СДП-2 происходит по логарифмическому закону, константа скорости окисления сплавов ВИТ1 и TNM-B1 с покрытием на установившейся стадии почти на три порядка меньше, чем без покрытия.

4. Изучена стабильность фазового и химического состава двухслойного покрытия на сплаве ВИТ1 при температурах 650 и 700°C в течение 500 ч. Установлено, что в процессе изотермической выдержки при температуре 700°C в покрытии ВСДП-11Н+СДП-2 происходит постепенное уменьшение количества γ' - Ni_3Al фазы, и после выдержки в течении 500 ч в структуре покрытия наблюдается присутствие только β - NiAl фазы. В тоже время изотермическая выдержка при температуре 650°C не приводит к изменению фазового состава в поверхностном слое двухслойного покрытия ВСДП-11Н+СДП-2, которое состоит преимущественно из γ' - Ni_3Al и небольшого количества β - NiAl .

5. Проведенные по методу Давиденкова исследования напряжённого состояния покрытия ВСДП-11Н+СДП-2 на сплаве ВИТ1 показали, что в двухслойном покрытии формируются сжимающие остаточные напряжения, достигающие 600-750 МПа. Установлено, что трещиностойкость покрытия уменьшается с увеличением времени изотермической выдержки при температуре 700°C, что обусловлено протеканием фазового превращения на границе раздела слоев покрытия и, в результате, увеличением хрупкой фазы NiAl.

6. На основании изучения структуры, фазового состава и защитных свойств покрытия, сформированного на сплаве ВИТ1 методом МДО, установлено, что основными структурными составляющими поверхностного слоя являются оксиды TiO₂ (рутил) и Al₂O₃ при толщине покрытия до 25 мкм, при увеличении толщины покрытия до 70 мкм происходит изменение его фазового состава, оно содержит α-Al₂O₃ и γ-Al₂O₃. Показано, что использование метода МДО позволяет получить на сплавах на основе интерметаллида титана плотные, беспористые покрытия не зависимо от его толщины, которая влияет только на шероховатость поверхности. При толщине покрытия не более 25 мкм, Rz не превышает 1,6 мкм, а при толщине 70 мкм шероховатость увеличивается до 2,6 мкм.

7. Разработан способ нанесения высокотемпературного износостойкого покрытия из интерметаллида ВКНА-2М методом наплавки в среде аргона на контактные поверхности бандажных полок лопаток ротора турбины высокотемпературных ГТД. Наплавка в среде аргона практически исключает образование неметаллических включений в структуре износостойкого покрытия ВКНА-2М.

8. Установлено, что при газовом хромировании лопаток турбин с наплавкой интерметаллида ВКНА-2М наблюдается восстановление никеля из молекул дихлорида NiCl₂ алюминием из наплавки, сопровождаемое образованием пористости, тогда как газовое алитирование лопаток турбин с наплавкой ВКНА-2М исключает их образование.

9. Разработан способ восстановления геометрических размеров бандажных полок и износостойких покрытий лопаток ротора турбины высокотемпературных

ГТД путём наплавки сплава Х20Н80-Н и СМ-64, Х20Н80-Н и ВКНА-2М. Установлено, что в зонах наплавки и в зонах взаимодействия наплавки с основным материалом лопатки из сплава ЖС26 дефекты отсутствуют. Наплавка Х20Н80-Н имеет коэффициент линейного расширения в 1,5 раза превосходящий коэффициент линейного расширения основного материала из жаропрочного сплава ЖС26.

10. Результаты работы были использованы на производственном комплексе «Салют» АО «ОДК» при наплавке высокотемпературного износостойкого покрытия из интерметаллидного сплава ВКНА-2М на контактные поверхности бандажных полок ротора турбины из сплава ЖС26, восстановлении комплекта лопаток ротора ТВД из сплава ЖС26 после 450 ч наработки в эксплуатации наплавкой сплава Х20Н80-Н и износостойкого покрытия СМ64 с последующим нанесением жаростойкого покрытия АС-2, нанесении двухслойного покрытия на лопатки компрессора высокого давления и турбине низкого давления из интерметаллидных сплавов ВИТ1 и ТНМ-В1. Акт №11-0102/09-280 от 13.02.2019г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ковалёв А.П. Разработка технологии комплексного поверхностного упрочнения деталей из титановых сплавов: дис. д-ра техн. наук: 05.02.01: Москва. 2008.476 с.
2. Колачев Б.А., Блиссеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники. М.: Изд. МАИ. 2001. 412 с.
3. Абраимов Н.В., Иванова А.Ю., Дегтярева А.Г. Исследование состава и структуры покрытий на титановых сплавах ВТ-41 и ВИТ1 // Электротехнология. 2018. №3. С. 28-33.
4. Ковалев И.С., Юрьев В.Л., Перспективы промышленного применения сплавов на основе TiAl / Наука-производству. 2012. Вып. 7, с. 138-149.
5. Clemens H., Kestler H. Processing and Applications of Intermetallic γ -TiAl-Based Alloys // Advanced Engineering Materials. V.2. 2000. P. 551-570.
6. Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г., Ильин А.А., Колачев Б.А. Металловедение титана и его сплавов. М.: Металлургия. 1992. 353 с.
7. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 02
8. Даутов С.С. Деградация поверхности лопаток авиационных ГТД из интерметаллидного сплава TNM-B1 и разработка способов их защиты: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.07.05: Уфа. 2017. 19 с.
9. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Алексеев Е.Б., Кочетков А.С. Пути оптимизации эксплуатационных свойств сплавов на основе интерметаллидов титана /В сб. Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-технич. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ. 2012. С. 196-205.
10. Имаев В.М., Имаев Р.М., Оленева Т.И. Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ -TiAl сплавов // Письма о материалах. 2011. Т.1. С. 25–31.

11. Алексеев Е.Б.. Влияние содержания алюминия и параметров термомеханической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства полуфабрикатов из интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4: дисс. канд. техн. наук: 05.16.01 /Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов – ФГУП.- Москва. 2015. 162 с.
12. Карькина Л.Е., Яковенкова Л.И. Температурные аномалии деформационного поведения и дислокационная структура Ti_3Al (обзор) // Физика металлов и металловедение. 2009. Том 108. №2. С. 188-216.
13. Гребенюк О.Н., Зенина М.В. Окисление интерметаллидного сплава на основе Ti_2NbAl при температурах до $800^{\circ}C$ // Технология легких сплавов. №4. 2010. С 36-40.
14. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Алексеев Е.Б., Кочетков А.С. Пути оптимизации эксплуатационных свойств сплавов на основе интерметаллидов титана // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 196-206.
15. Горбовец М.А., Ночовная Н.А. Влияние микроструктуры и фазового состава жаропрочных титановых сплавов на скорость роста трещины усталости [Электронный ресурс]: Труды ВИАМ 2016. №6. [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2016-0-4-3-3](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-4-3-3)
16. R. Boyer, G. Welsh, E.W. Collings, *Materials Properties Handbook—Titanium Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, 1994. 1176 p.
17. Ильина А.А., Колачёв Б.А., Польшкин И.С., *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. М. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. С. 520.
18. Обзор ВИАМ 04.2016. [Электронный ресурс] URL: <https://viam.ru/review/2942> (дата обращения 20.08.2018).
19. Kim Y.-W., Dimiduk D.M. In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics», eds. Nathal M.V. et al., the Minerals, Metals & Mater. Soc. 1997. P. 531-543.
20. Larsen J.M., Worth B.D., Balsone S.J., Jones J.W. In Proceedings of Gamma Titanium Aluminides, eds. Kim Y.-W., Wagner R., and Yamaguchi M // The Minerals Metals and Materials Society. 1995. P. 821-834.

21. Kim Y.-W., Wagner R., and Yamaguchi M., the Minerals Metals and Materials Society. 1995. P. 821-834.
22. Imaev V.M., Imaev R.M., Salishchev G.A. Intermetallics. 2000. V.8. P. 1-6.
23. Имаев В.М., Имаев Р.М., Оленева Т.И. Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ -TiAl сплавов // Письма о материалах, 2011. Т.1. С. 25–31.
24. Горбовец М.А., Беляев М.С., Холинев И.А. Влияние эксплуатационной температуры на скорость роста трещины усталости в интерметаллидном титановом сплаве / Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 13-15.
25. Leyens C., Peters M. Titanium and titanium alloys. US: Wiley-VCH, 2013. 514 p.
26. Патент № 2635204 (РФ) Способ получения интерметаллидного ортосплава на основе титана / Григорьев А.В., Попович А.А., Полозов И.А., Суфияров В.Ш., Борисов Е.В.; патентообладатель ФГАОУ ВО «СПбПУ»; №2016152266 заявл. 29.12.16 г. опубл. 09.11.2017. Бюл.» 31. 8 с.
27. Зацепина В. А. Перспективы применения жаропрочных материалов на основе алюминидов титана. [Электронный ресурс] //Четвертая Всероссийская научно-техническая конференция «Студенческая весна 2011: Машиностроительные технологии» / МГТУ им. Н.Э Баумана. – Электрон. дан. – М.: МГТУ, 2011. – 1 электрон. опт. диск (CD-R).
28. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. № 3. С. 2.
29. Ковалев И.С., Юрьев В.Л., Перспективы промышленного применения сплавов на основе TiAl / Наука-производству. 2012. Вып. 7. С. 138-149.
30. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Жоров А.Н., и др. Комплексные технологии получения тонколистового титано-алюминиевого композита / В сб.: Инновационные технологии в обучении и производстве: материалы III Всеросс. Конф. 2005. С. 62-63.
31. Абраимов Н.В., Иванова А.Ю. Высокотемпературные покрытия для жаропрочных титановых сплавов // Электрометаллургия. 2017. №5. С. 20-30.

32. Абраимов Н.В., Гейкин В.А. Температуроустойчивые покрытия и сварка в газотурбинных двигателях. М.: Наука и технологии, 2018. – 464 с.
33. Абраимов Н.В., Елисеев Ю.С. Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов – М.: Интермент Инжиниринг, 2001. – 622 с.
34. Appe F. Oehring M. Gamma Titanium Aluminide Alloys. Science and Technology // NJ: Wiley-VCH. 2011. 745 p.
35. Смыслов А.М., Быбин А.А., Даутов С.С. Влияние методов защиты поверхности интерметаллидного сплава системы Ti–Al на его коррозионную стойкость при высоких температурах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. №4. С. 29-34.
36. Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Александров Д.А., Горлов Д.С. Исследование возможности повышения служебных характеристик лопаток компрессора ГТД методом ионного модифицирования поверхности. Труды ВИАМ. 2014. С. 99-110.
37. Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С., Егорова Л.П., Булавинцева Е.Е. Защитные и упрочняющие ионно-плазменные покрытия для лопаток и других ответственных деталей компрессора ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 71–81.
38. Гребенюк О.Н., Зенина М.В. Окисление интерметаллидного сплава на основе Ti_2AlNb при температурах до $800^{\circ}C$ // Металловедение. 2010. №4. С. 36-40.
39. Заявка КНР CN №1013110970 Диффузионный слой алюминий / оксид алюминия для защиты сплава системы титан – алюминий и способ его нанесения. Sun C., Wang Q. 2007.
40. Wang Y., Xiong J., Yan J., Fan H., Wang J. Oxidation resistance and corrosion behavior of hot-dip aluminized coatings on commercial-purity titanium // Surface and coatings technology. 206. 2011. P. 1277-1282.
41. X.J. Zhang, Y.H. Gao, B.Y. Ren, N. Tsubaki Improvement of high-temperature oxidation resistance of titanium-based alloy by sol-gel method // Materials Science. 2010. V. 45. P. 1622-1628
42. US 5837387(A) Two-phase (TiAl+TiCrAl) coating alloys for titanium aluminides. Bradly Michael P, Smialek James L, Bridley J. 1998.

43. Shi J., Li H.Q., Wan M.Q., Wang H.L., Wang X. High temperature oxidation and inter-diffusion behavior of electroplated Ni-Re diffusion barriers between NiCoCrAlY coating and orthorhombic-Ti₂AlNb alloy // *Corrosion science*. 2016. V. 102. P. 200-208.
44. Ebach A., Fröhlich M. Oxidation study of Pt-Al based coatings on γ -TiAl at 950°C // *Surface and Coatings Technology*. 2016. V. 287. P. 20-24
45. Gong X., Chen R.R., Yang Y.H., Wang Y., Ding H.S., Guo J.J., Su Y.Q., Fu H.Z. Effect of Mo on microstructure and oxidation of NiCoCrAlY coatings on high Nb containing TiAl alloys // *Applied Surface Science*. 2018. V. 431. P. 81-92
46. Бурнышев И.Н., Васильев Л.А. Повышение жаростойкости титановых сплавов диффузионным силицированием // *Химико-термическая обработка металлов и сплавов*. Минск: Наука и техника. 1981. С. 217-218.
47. Колеватов В.В. Повышение несущей способности покрытий на титановых сплавах с помощью предварительного упрочнения // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2006. № 2. С. 27-29.
48. Гнеденков С.В., Гордиенко П.С., Руднев В.С. и др. Многофункциональные покрытия, полученные методом микродугового оксидирования (МДО) на титановых и алюминиевых сплавах // *Океан и бизнес*. 2000. № 2. С. 18-19.
49. Смелянский В.Н., Колеватов В.В. Состав и структура керамических покрытий, получаемых методом микродугового оксидирования на титановых сплавах // *Вестник машиностроения*. 2002. № 2. С. 48-51.
50. Гордиенко П.С., Гнеденков С.В., Хрисанфова О.А. и др. Поведение в морской воде покрытий на титане, сформированных методом микродугового оксидирования в электролитах различного состава // *Физика и химия обработки материалов*. 1995. № 3. С. 77-89.
51. Гордиенко П.С., Гнеденков С.В. Микродуговое оксидирование титана и его сплавов. - Владивосток: Дальнаука, 1997. 198 с.
52. Гавзе А.Л., Богданович Б.Ю., Нестерович А.В. Алферов П.В. Упрочнение поверхности титановых сплавов в периодическом высоковольтном разряде в потоке жидкости // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 2. С. 21-24.

53. Habazaki H. Tsunekava S. Tsuji E., Nakayama T. Formation and characterization of wear-resistant PEO coatings formed on titanium alloy at different electrolyte temperatures // *Applied Surface Science*. 2012. Vol. 130. P. 195-206.
54. Wang Y.M., Jiang B.L., Lei T.Q., Guo L.X., Microarc oxidation coatings formed on Ti6Al4V in Na₂SiO system solution: Microstructure, mechanical and tribological properties // *Surface and Coatings Technology*. 2006. Vol. 201. P. 82-89.
55. Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A., Matthews A., Characterization of oxide films produced by plasma electrolytic oxidation of Ti6Al4V alloy // *Surface and coating technology*. 2000. Vol. 130. P. 195-206.
56. Bayati M.R., Moshfegh A.Z. Golestani-Fard F. Effect of electrical parameters on morphology, chemical composition, and photoactivity of the nano-porous titania layers synthesized by pulse microarc oxidation // *ElectrochimicaActa*. 2010. Vol. 55. P. 2760-2766
57. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Борисов А.М., Крит Б.Л. Микродуговое оксидирование (обзор) // *Приборы*. 2001. № 9. С. 13-23.
58. Стрекалина Д.М. Модельные представления о формировании методом МДО износостойких декоративных покрытий на сплаве ВТ6: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.17.03: Москва. 2016. 22 с.
59. Абрамова Е.И., Исаев С.С. Повышение коррозионной стойкости покрытия титана оксидными пленками // *Сборник Международной конференции «Решетневские чтения»*. Том-2. 2015. С. 442-444.
60. Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора ГТД // *Металлы*. №3. 2009. С. 3-20.
61. Будилов В.В., Иванов В.Ю., Мухин В.С. Интерметаллидные вакуумные ионно-плазменные технологии обработки деталей газотурбинных двигателей. Уфа: Изд. Гилем. 2004. 216 с.
62. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора газотурбинных двигателей // *Электрометаллургия*. 2016. №10. С. 23-38.

63. Курзина И. А., Смирнов А. И., Шаркеев Ю. П., Вершинин Г. А., Батаев В. А., Божко И. А. Структурно-фазовое состояние поверхностных слоев титана, имплантированных ионами алюминия // *Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты.* – 2011. № 3 (52). С. 60–64.
64. Cizek J., Man O., Rourcova P., Loke K., Dlouhy I. Oxidation performance of cold spray Ti-Al barrier coated γ -TiAl intermetallic substrates *Surface and coating technology*. P. 85-89.
65. Смыслов А.М., Быбин А.А., Даутов С.С. Влияние алитирования поверхности интерметаллидного сплава TNM-B1 на стойкость к высокотемпературному окислению и газовой коррозии, вестник машиностроения. 2016. № 5. С. 68-71.
66. Герасимов В.В. От монокристаллических неохлаждаемых лопаток к лопаткам турбин с проникающим (транспирационным) охлаждением, изготовленным по аддитивным технологиям (обзор по технологии литья монокристаллических лопаток ГТД Труды ВИАМ. №10. 2016. С. 3-28.
67. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД // *Технология легких сплавов.* 2007. №2. С.6–16.
68. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения ГТД: Сб. «Авиационные материалы и технологии». Юбилейный науч.-техн. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). – М.: ВИАМ. 2012. С. 36–52.
69. Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов в активированных газовых средах. – М.: Машиностроение, 1979. 224 с.
70. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Карачевцев Ф.Н. Обеспечение качества поверхности рабочих лопаток турбины при нанесении защитных диффузионных покрытий // *Металлург.* 2013. № 2. С. 77-84.
71. Абраимов Н.В., Лукина В.В., Иванова А.Ю. Разработка технологий нанесения износостойких покрытий на бандажные полки лопаток турбин ГТД // *Электрометаллургия.* 2018. № 6. С. 9-18.

72. Пейчев Г.И., Замоковой В.Е., Андрейченко Н.В. Сравнительные характеристики износостойких сплавов для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток газотурбинных двигателей // Авиационно-космическая техника и технология. 2010. №9 (76). С. 102-104.
73. Фарафонов Д. П., Базылева О. А., Рогалев А. М. Сплавы для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток ГТД // Труды ВИАМ. 2016. №9. С. 53-60.
74. Поварова К.Б. Физико-химические принципы создания термически стабильных сплавов на основе алюминидов переходных металлов // Материаловедение. 2008. № 1. С. 29-39.
75. Palm, M, Shauthoff G. Characterization and processing of an advanced intermetallic NiAl-base alloy for high-temperature applications // Structural Intermetallics. TMS. 2001.
76. Povarova K.B., Lomberg B.S., Gerasimov V.V., Drosdov A.A., Structural high-temperature and (β -NiAl+ γ)-alloys based on Ni-Al-Co-Me systems with an imported low-temperature ductility // Proceedings of 15th International Phase Seminar. 2001. V.1. P. 710-725.
77. Пейчев Г.И., Милосердов А.Б., Андрейченко Н.В. Исследование легкоплавких эвтектик в микроструктуре износостойкого сплава ХТН-61 // Вестник двигателестроения. 2012. №1. С. 211–214.
78. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы ждвысокотемлонагруженньх деталей газотурбинных двигателей // Вестник МГТУ им. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С 13-19.
79. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Интерметаллидные сплавы на основе Ni₃Al // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. № 5. С 27-29.
80. Евгенов А.Г., Базылева О.А., Королев В.А., Аргинбаева Э.Г. Перспективы применения сплава на основе интерметаллида Ni₃Al типа ВКНА-4УР в аддитивных технологиях. 2016. №S1. С 31-35.
81. Евгенов А.Г., Щербаков С.И., Рогалев А.М. Опробование порошков жаропрочных сплавов ЭП718 и ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» для ремонта

деталей ГТД методом лазерной газопорошковой наплавки // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S 1 (43). С 16-23.

82. Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Рогалев А.М., Исследование экспериментальных композиций износостойких сплавов на основе кобальта для ремонта и упрочнения рабочих лопаток турбин высокого давления методом лазерной наплавки // Труды ВИАМ. 2017. №8 (56). С 45-54.

83. Елисеев Ю.С., Масленков С.Б., Гейкин В.А., Поклад В.А., Технология создания неразъёмных соединений при производстве газотурбинных двигателей. – М.: Наука и технологии. 2001. 544 с.

84. Пейчев Г.И., Замковой В.Е., Гаращук Л.А. Новые материалы и технологические процессы, применяемые при разработке и ремонте современных ГТД // Материалы упрочняющие технологии – 2014. – Курск. 2014. С. 54-64.

85. Сорокин Л.И. Аргонно-дуговая наплавка бандажных полок рабочих лопаток из высокожаропрочных никелевых сплавов // Сварочное производство. 2004. №7. С. 36-38.

86. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В. Исследование структуры и фазового состава опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb в деформированном состоянии. М.: ВИАМ. Журнал Титан. №4. 2014.

87. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009, 520 с.

88. Мовчан Б.А., Малашенко И.С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме – Киев: Наукова думка, 1983. 232 с.

89. Симонов В.Н., Абраимов Н.В., Шкретов Ю.П., Лукина В.В., Терехин А.М. Хромоалитирование циркуляционным способом охлаждаемых лопаток газовых турбин // Металловедение и термическая обработка металлов. №7. 2007. С. 36-39.

90. Пейчев Г.И., Замковой В.Е., Гаращук Л.А. Новые материалы и технологические процессы, применяемые при разработке и ремонте современных ГТД // Материалы, упрочняющие технологии. 2014. КурскС. 54-64.

91. Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Рогалев А.М. Исследование экспериментальных композиций износостойких сплавов на основе рабочих

лопаток турбины высокого давления методом лазерной наплавки // Труды ВИАМ». 2017. №8.

92. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии». 2017. 854 с.

93. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / Ред. Суминов И.В. В 2х томах. Т. 2. – М.: Техносфера, 2011. – 512 с.

94. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование). – М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 368 с.

95. Патент РФ 2070622. Способ нанесения керамического покрытия на металлическую поверхность микродуговым анодированием и электролит для его осуществления / Большаков В.А., Шатров А.С., дата публ. 20.12.1996.

96. Полунин А.В. Влияние наночастиц SiO₂ на структуру, состав и свойства оксидных слоев, формируемых микродуговым оксидированием силуминов.: дис. канд. техн. наук: 05.16.01: Тольятти. 2016. 177 с.

97. Ильин А.А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник / А.А. Ильин, Б.А. Колачëв, И.С. Полькин. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.

98. ГОСТ Р ИСО 5725-1-2002 Точность (правильность и прецизионность) методов и результатов измерений. Часть 1. Основные положения и определения. Введ. 23.04.2002. М.: Стандартиформ, 2006. – 25 с.

99. Поклад В.А., Шкретов Ю.П., Абраимов Н.В. Покрытия для защиты от высокотемпературной газовой коррозии лопаток турбины ГТД // Двигатель. 2010. № 4. С. 2.

100. Патент № 2667191 (РФ) Способ получения многослойного защитного покрытия лопаток турбомашин из титановых сплавов / Абраимов Н.В., Иванова А.Ю. (Золотарева А.Ю.), Козлов Д.Л., Лукина В.В., Яковлев М.Г.; патентообладатель АО «НПЦГ «Салют»; №20173379 заявл. 28.09.17 г. опубл. 17.09.2018. Бюл. № 26. – 5 с.

101. Способ нанесения износостойкого покрытия на бандажную полку лопатки турбомашин из никелевых сплавов / Абраимов Н.В., Гейкин В.А., Козлов С.Н., Лукина В.В., Орехова В.В., Ромашов А.С., Сивцова М.В., Юдин Б.П.; патентообладатель АО «НПЦГ «Салют»; №2016149056 заявл. 14.12.2016 г. опубл. 16.01.2018. Бюл. № 2. – 8 с.
102. Уникальные материалы и технологии для новой техники // Вертикаль. 2017. №2 С. 8-13.
103. Н.М. Галдин, Д.Ф. Чернега, Д.Ф. Иванчук и др.; Под общ. ред. Н.М. Галдина. Цветное литье: Справочник М.: Машиностроение, 528с., 1989.

ПРИЛОЖЕНИЕ



Филиал акционерного общества
«Объединенная двигателестроительная корпорация»
«Научно-исследовательский институт технологии и
организации производства двигателей»
(Филиал АО «ОДК» «НИИД»)



УТВЕРЖДАЮ

Директор филиала

В.А. Гейкин

« 13 » 02 2019 г.

АКТ

« 13 » февраля 2019 г.

№ 11-0102/09-280

Настоящий акт составлен в том, что комиссия в составе:
Председатель - заместитель директора филиала Яковлев М.Г.;
Члены комиссии: начальник отдела Абраимов Н.В.
начальник НИИ Петухов И.Г.

подтверждает разработку и реализацию в опытном промышленном производстве:

1. Технологии наплавки высокотемпературного износостойкого покрытия из интерметаллидного сплава ВКНА-2М на контактные поверхности бандажных полок лопаток ротора турбины двигателя АИ-222-25 для проведения длительных испытаний.

2. Ремонтной технологии восстановления геометрических размеров лопаток ротора турбины двигателя АИ-222-25 наплавкой сплава Х20Н80Н и износостойкого покрытия СМ64 с последующим нанесением жаростойкого покрытия АС-2 на партии восстановленных после эксплуатации лопаток ротора турбины для проведения длительных испытаний на второй ресурс.

3. Комбинированного жаростойкого покрытия и технологии его нанесения на лопатки компрессора и турбины из интерметаллидных титановых сплавов марок ВИТ-1 и ТНМ-В1 перспективных ГТД.

Председатель комиссии

 М. Г. Яковлев

Члены комиссии

 Н. В. Абраимов

 И. Г. Петухов