

*На правах рукописи*



**Богданов Артём Игоревич**

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖАРОСТОЙКИХ  
АЛЮМИНИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ НА  
ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ЖЕЛЕЗА**

2.6.17. Материаловедение (технические науки)

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Волгоград – 2026

Работа выполнена на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» Волгоградского государственного технического университета.

Научный консультант доктор технических наук, профессор  
**Шморгун Виктор Георгиевич.**

Официальные  
оппоненты:

**Пугачева Наталия Борисовна,**  
доктор технических наук, доцент,  
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова  
Уральского отделения Российской академии наук,  
г. Екатеринбург, лаборатория микромеханики  
материалов, главный научный сотрудник;

**Герашенков Дмитрий Анатольевич,**  
доктор технических наук,  
Центральный научно-исследовательский институт  
конструкционных материалов «Прометей» имени  
И. В. Горынина Национального исследовательского  
центра «Курчатовский институт»,  
г. Санкт-Петербург, сектор «Порошковые  
технологии получения композиционных  
материалов и покрытий», начальник;

**Кирюханцев-Корнеев Филипп Владимирович,**  
доктор технических наук, доцент,  
Национальный исследовательский технологический  
университет «МИСИС», г. Москва, кафедра  
«Порошковая металлургия и функциональные  
покрытия», профессор.

Ведущая организация ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный  
технический университет», г. Новосибирск.

Защита состоится «08» октября 2026 г. в 10:00 часов на заседании диссертационного совета 24.2.282.02, созданного на базе Волгоградского государственного технического университета, по адресу: 400005, г. Волгоград, проспект им. В. И. Ленина, 28, зал заседаний ученого совета (ауд. 209).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Волгоградского государственного технического университета и на сайте [www.vstu.ru](http://www.vstu.ru) по ссылке <https://www.vstu.ru/upload/iblock/5b8/5b8345df44b4d08e5a9bc61673118e73.pdf>

Автореферат разослан «07» июля 2026 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета



Хаустов Святослав Викторович

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ\*

**Актуальность темы диссертационного исследования.** Необходимость повышения эксплуатационной надежности и увеличения жизненного цикла узлов и деталей оборудования металлургии и машиностроения из сплавов на основе никеля и железа, работающих в экстремальных условиях – при высоких температурах в агрессивных средах и при эрозионных воздействиях, ставит задачу разработки принципиально новых материалов. В таких условиях критичными характеристиками, лимитирующими срок службы изделий, являются их термическая стабильность и жаростойкость, высокие значения которых могут обеспечиваться созданием композиции из сплава-основы и функционального покрытия на его поверхности.

Высокое сопротивление алюминидов никеля и железа окислению явилось причиной их широкого применения в качестве защитных покрытий на деталях аэрокосмической техники и энергетического машиностроения. На поверхности алюминидов легко образуется пленка  $Al_2O_3$ , имеющая хорошее сцепление с покрытием и обеспечивающая защиту материала подложки от окисления при температурах выше 1000 °С. Однако, при длительном воздействии высоких температур из-за диффузионного перераспределения компонентов происходит довольно быстрое исчерпание запаса алюминия в покрытии, что приводит к потере его защитных свойств. Это требует поиска способов стабилизации содержания алюминия во внешнем слое покрытия не ниже уровня, необходимого для формирования защитной пленки  $Al_2O_3$ .

Недостатком бинарных интерметаллидов систем Ni-Al и Fe-Al является низкотемпературная хрупкость. Легирование алюминидов приводит к уменьшению энергии активации термически инициируемых дислокационных процессов и увеличению числа действующих систем скольжения, а также к диспергированию структуры. Это позволяет в результате максимизации протяженности межфазных границ – путей облегченной диффузии алюминия к границе с защитной окисной пленкой, не только выиграть в плане жаростойкости, но и обеспечивает благоприятное сочетание прочности, пластичности и вязкости разрушения покрытия.

Среди методов получения алюминидных покрытий наибольшее распространение получили технологии напыления, СВС, различные варианты осаждения и насыщения. Несмотря на свое многообразие, технологии напыления, как правило, не обеспечивают получение беспористых покрытий, исключая проникновение агрессивных сред к основному материалу детали, и, кроме того, характеризуются низким коэффициентом использования материала (до 60 %). Недостатком СВС-процесса является получение пористых неоднородных интерметаллидных структур, которые нуждаются в последующей консолидации при высокой температуре, что часто не позволяет обеспечить необходимое качество покрытия и сохранить структуру металла-основы. Методы осаждения лишены указанных недостатков, однако требуют применения сложного технологического оборудования,

---

\* Автор выражает особую благодарность докт. техн. наук Л. М. Гуревичу за участие в формировании направления и методологической подготовке исследований, а также оказанную помощь при анализе результатов.

отличающегося повышенной энергоемкостью. В этой связи разработка новых экономичных методов получения жаростойких покрытий, в том числе путем модернизации, адаптации и комбинирования имеющихся, является весьма актуальной задачей.

Перспективным подходом при получении алюминидных покрытий представляется жидкостное алитирование или плакирование алюминием с использованием энергии взрыва (сварка взрывом) в сочетании с различными видами термообработки. Реализация такого подхода открывает возможность создания на поверхности сплавов на основе никеля и железа покрытий заданной толщины, фазового и химического состава с расчетным соотношением составляющих структуры. Например, покрытий со слоистой структурой, в которых каждый слой несет определенную функциональную нагрузку: барьерный металлический подслоя предотвращает проникновение атомов алюминия в основу и обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке, а внешний алюминидный слой защищает основу от окисления за счет образования пленки  $Al_2O_3$ .

Таким образом, обоснование эффективных подходов при разработке жаростойких покрытий на основе алюминидов никеля и железа представляет собой актуальную научную задачу, решения которой представлены в настоящей диссертационной работе. Актуальность диссертационной работы также подтверждается ее выполнением в рамках государственного задания Минобрнауки РФ (код (шифр) научной темы FZUS-2026-0003, Соглашение № 075-03-2026-526 от 16.01.2026 г.), проектов РНФ № 21-79-10246, 23-79-01245, 14-19-00418, 14-29-00158, грантов РФФИ № 18-38-20101 мол\_а\_вед, 18-48-343006 р\_мол\_а, 16-38-00072 мол\_а, гранта Президента РФ для поддержки молодых ученых кандидатов наук № МК-1196.2019.8.

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

Необходимо отметить наличие значительного числа исследовательских работ в области создания и исследования структуры и свойств жаростойких покрытий на основе алюминидов никеля и железа. Разработке методов получения таких покрытий и изучению их свойств посвящены работы Ж. М. Бледновой, Д. А. Герашенкова, Е. Н. Каблова, В. И. Калиты, С. Д. Калошкина, С. В. Косицына, В. В. Кудинова, Е. А. Левашова, С. А. Мубояджана, К. Б. Поваровой, К. И. Портного, Н. Б. Пугачевой, В. Р. Рябова, В. Г. Шморгуна, S. V. Bukudur, W. -J. Cheng, Y. S. Chou, M. Galetz, K. Morsi, H. E. N. Stone, D. F. Susan, C. -J. Wang, F. Wang, Z. D. Xiang и многих других отечественных и зарубежных исследователей.

В подавляющем большинстве работ основное внимание уделяется установлению взаимосвязи между составом покрытия и его свойствами. Проблемам формирования структуры и состава оксидных пленок на поверхности алюминидных покрытий, определяющих их защитные свойства, уделено незаслуженно мало внимания, а сведения о необходимом для образования защитной пленки  $Al_2O_3$  содержании алюминия (работы П. Т. Коломыцева, В. В. Сидорова, E. Airiskallio, X. Peng, A. Shaaban, P. Tomaszewicz, S. Yoneda и др.) носят разрозненный, а в ряде случаев и противоречивый характер. Недостаточно изученными остаются и процессы, происходящие на границе «покрытие – защищаемый сплав».

Вопросам формирования зон диффузионного взаимодействия в композиционных материалах (КМ) на основе алюминия и никеля (железа) посвящены работы А. А. Батаева, И. А. Батаева, Я. Е. Гегузина, Л. М. Гуревича, С. В. Кузьмина, Д. В. Лазуренко, Л. Н. Ларикова, В. И. Лысака, В. Р. Рябова, Ю. П. Трыкова, В. Г. Шморгуна, D. E. Alman, S. C. Deevi, A. Mozaffari, X. Sauvage, P. Zieba и др. Однако, несмотря на достигнутые успехи, вопросы, касающиеся влияния химического состава исходных сплавов, параметров высокоэнергетического воздействия и алитирования, последующих высокотемпературных нагревов на структуру, химический и фазовый состав зон диффузионного взаимодействия, их механические, теплофизические и эксплуатационные свойства, остаются недостаточно изученными. Исследование этих и других вопросов представляет большой интерес как для научных, так и производственных целей.

### **Цель и задачи работы.**

Целью настоящей работы является повышение срока службы деталей и узлов металлургического и машиностроительного назначения из сплавов на основе никеля и железа созданием на их поверхности жаростойких бинарных и многокомпонентных алюминидных покрытий.

Для достижения указанной цели в диссертационной работе поставлены и решены следующие задачи:

1. Раскрыты основные закономерности структурообразования диффузионных зон в соединениях алюминия со сплавами на основе никеля и железа во взаимосвязи с параметрами высокоскоростного и термического воздействия.

2. Выявлена динамика изменения структуры и соотношения различных фаз в алюминидных покрытиях (бинарных и многокомпонентных) на их поверхности и на границе с защищаемой основой при длительных высокотемпературных нагревах.

3. На основе комплексного исследования структуры оксидных слоев на поверхности алюминидных покрытий различного состава развиты и уточнены существующие представления о механизме и кинетике их формирования.

4. Выявлена связь эксплуатационных свойств и структурно-фазового состояния бинарных и многокомпонентных алюминидных покрытий.

5. Разработаны практические рекомендации по применению алюминидных покрытий в качестве защитных для конструкционных и функциональных сплавов на основе никеля и железа.

**Научная новизна работы** заключается в раскрытии закономерностей формирования структуры и свойств бинарных и многокомпонентных жаростойких алюминидных покрытий в процессе высокотемпературной трансформации алитированных слоев на поверхности сплавов на основе никеля и железа.

1. Экспериментально доказано, что появление в составе покрытия, формирующегося при жидкостном алитировании железоникелевых сплавов, сплошных прослоек тройных алюминидов  $\text{FeNiAl}_5$  и  $\text{FeNiAl}_9$  замедляет процесс растворения основных элементов сплава в жидком алюминии и тормозит рост покрытия.

2. Установлено, что получение на поверхности никелевого сплава покрытия на основе алюминидов  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  с однофазной структурой обеспечивается контролируемым отделением плакирующего алюминиевого слоя после термообработки

сваренных взрывом никель-алюминиевых композитов в результате локализации пиковых значений термических напряжений в диффузионной зоне толщиной свыше 75 мкм.

3. Методами высокотемпературной рентгенографии и электронной микроскопии показано, что наличие на внешней поверхности покрытий системы Ni-Al сплошного слоя защитной оксидной пленки  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  гарантируется при содержании в них алюминия не менее 12 ат. %, а в покрытиях системы Fe-Al – не менее 15 ат. %. Присутствие хрома в составе покрытий понижает необходимую для формирования  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  концентрацию алюминия до значений 5 и 3 ат. % соответственно.

4. Показано, что при высокотемпературных нагревах из-за ограниченной растворимости хрома в алюминиды никеля на границе раздела «покрытие – хромоникелевый сплав» происходит выделение вторичных фаз в виде сплошной цепочки включений Cr (~98 ат. %), играющих роль естественного диффузионного барьера, сдерживающего массообмен между покрытием и основой и обеспечивающего десятикратное увеличение длительности его жизненного цикла.

5. Экспериментально установлено, что повышение удельного электрического сопротивления покрытий на поверхности сплавов на основе никеля и железа от 1,7 до 3,5 Ом $\times$ мм<sup>2</sup>/м обусловлено ростом содержания хрома в сплаве и соответствующим увеличением доли алюминидов CrAl<sub>7</sub> и (Cr,Fe)<sub>5</sub>Al<sub>8</sub> в структуре покрытий.

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

Полученные в работе результаты, уточняя и дополняя отдельные аспекты происходящих процессов и явлений, вносят значимый вклад в теорию и практику получения композиционных материалов и покрытий, расширяют представления о структурно-фазовых превращениях, происходящих при формировании алюминидов в металлических композиционных системах в условиях твердо- и жидкофазного взаимодействия.

На базе анализа результатов проведенных исследований установлена взаимосвязь между составом, структурой и свойствами алюминидных покрытий, проведена оценка их работоспособности. Впервые получены и систематизированы данные о теплофизических характеристиках бинарных и многокомпонентных алюминидных покрытий, позволяющие расширить области применения этого класса материалов.

Разработаны научно обоснованные технологические схемы получения жаростойких покрытий на поверхности сплавов на основе никеля и железа, в том числе с применением ультразвукового воздействия, обеспечивающего при жидкостном алитировании формирование сплошных алитированных слоев при сокращении длительности процесса, что минимизирует растворение алитируемого изделия и длительность последующей стабилизирующей термообработки.

Разработаны рекомендации по выбору режимов жидкостного алитирования секций газосборного колокола электролизера и получению на их поверхности алюминидных покрытий. Использование секций с покрытиями в условиях АО «РУСАЛ Новокузнецк» позволило в 2,5–3 раза увеличить срок их службы из-за минимизации износа в условиях высокотемпературного и газоабразивного

воздействия. Ожидаемый годовой экономический эффект составляет 5950000 руб.

Для ООО «НПО «СПЛАВ-Ти» (г. Волгоград) рекомендована замена штатных нагревателей вакуумной печи, выполненных из нихрома Х20Н80, на нагревательные элементы из этого же сплава с алюминидными покрытиями, что обеспечило повышение межремонтного интервала печи и ожидаемый годовой экономический эффект – 980000 руб.

На уровне изобретений разработаны способы получения жаростойких алюминидных покрытий (патенты РФ № 2725503, 2725510, 2725501, 2725507, 2486999). Разработаны способы получения и конструкции композиционных изделий с внутренними полостями, предназначенных для работы в окислительных газовых средах, с различными вариантами расположения жаростойких покрытий (патенты РФ № 119680, 119866, 122332, 122333).

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

Методология исследования включает исследование структуры, состава и свойств материалов и покрытий, формулировку гипотез и критериев получения научного результата.

Для решения поставленных в работе задач были использованы следующие традиционные и оригинальные методы исследования: оптическая и электронная микроскопия при нормальных и повышенных температурах; микродюрометрия; микрорентгеноспектральные исследования химического состава; послойная и локальная рентгеновская дифрактометрия при нормальных и повышенных температурах; определение тепло- и электрофизических свойств; определение жаростойкости при длительных высокотемпературных нагревах; испытания на газообразивное изнашивание; скретч-тестирование.

#### **Положения, выносимые на защиту.**

1. Основные закономерности формирования структуры и состава зон диффузионного взаимодействия на границе алюминия со сплавами на основе никеля и железа различного химического состава в результате протекания твердофазных реакций и в присутствии жидкой фазы (расплава алюминия).

2. Динамика изменения структуры и состава алюминидных покрытий в условиях пост-термообработки и длительных высокотемпературных нагревов.

3. Механизм и кинетика формирования оксидных слоев на поверхности алюминидных покрытий различного состава.

4. Эксплуатационные свойства и теплофизические характеристики бинарных и многокомпонентных алюминидных покрытий.

#### **Степень достоверности и апробация результатов.**

Достоверность результатов обеспечивается применением современных методов исследования материалов и процессов, получением необходимого и достаточного количества воспроизводимых экспериментальных данных и их статистической обработкой, использованием методов конечно-элементного моделирования, соответствием расчетных и экспериментальных результатов исследований имеющимся современным представлениям в области материаловедения и композиционных материалов.

Основные положения диссертации докладывались и обсуждались на более

чем 50-ти международных, а также всероссийских и региональных научных конференциях и симпозиумах. Наиболее значимыми среди них являются: XXII Менделеевский съезд по общей и прикладной химии (Сириус, 2024); IV Всероссийская конференция с международным участием «Исследования и разработки в области химии и технологии функциональных материалов» (Апатиты, 2023); Всероссийская научная конференция с международным участием «Четвертый Байкальский материаловедческий форум» (Улан-Удэ, 2022); 18-я Китайская международная выставка и конференция по обмену профессионалами – CIEP (Шеньчжень, КНР, 2020); Международная конференция «Передовые и конкурентные технологии производства – АСМТ» (Москва, 2020); Международный форум развития промышленности новых материалов (Цзинин, КНР, 2019); 11-й Международный симпозиум «Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка» (Минск, Беларусь, 2019); Четвертый междисциплинарный научный форум с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии» (Москва, 2018); XIX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии (Волгоград, 2011); Международные научные конференции «Новые перспективные материалы и технологии их получения» (Волгоград, 2007; 2010; 2014).

#### **Личный вклад автора в диссертационную работу.**

Все результаты, приведенные в диссертации, получены либо самим автором, либо в соавторстве при его непосредственном участии. Постановка целей и задач исследования, разработка его методологии, обработка и анализ полученных данных выполнены лично автором. Им же сформулированы основные положения и выводы. Часть экспериментальных работ выполнена в соавторстве, что отражено в опубликованных работах. В соавторстве с А. О. Таубе проведены исследования структуры и свойств покрытий системы Al-Ni-Cr, с В. П. Кулевиным – покрытий системы Al-Fe-Cr. Вклад А. И. Богданова в эти работы заключался в проведении структурных исследований, обсуждении полученных данных, формулировании выводов, подготовке публикаций. Часть задач, связанных с использованием метода конечных элементов, решалась совместно с профессором Л. М. Гуревичем.

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 184 работы, в том числе 109 статей в реферируемых журналах (из перечня ВАК при Минобрнауки РФ), 54 статьи в зарубежных журналах, входящих в реферативные базы Scopus и Web of Science, 2 монографии в соавторстве. Получен 31 патент РФ.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы из 249 наименований и приложения. Общий объем диссертации составляет 332 страницы, включая 250 рисунков и 30 таблиц.

### **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Во введении** обоснована актуальность темы диссертации, изложены научная новизна и практическая значимость работы, ее апробация, приведено краткое содержание работы по главам.

**В первой главе** рассмотрены существующие представления о протекании диффузионных процессов между разнородными металлами и сплавами в результате твердофазных реакций (на границе твердое тело – твердое тело) и

в присутствии жидкой фазы (на границе твердое тело – расплав). Приведены данные о диаграммах состояния двойных (Al-Ni, Al-Fe) и тройных (Al-Ni-Cr, Al-Fe-Cr, Al-Fe-Ni) систем, свойства бинарных и легированных алюминидов никеля и железа. Показано, что решение проблемы повышения жаростойкости сплавов на железоникелевой основе может обеспечиваться как методами объемного легирования, так и формированием на их поверхности защитных покрытий. Первый вариант предусматривает введение в сплав добавок Y, Hf, Ce, La, Zr, Re и др., что неизбежно сказывается на стоимости готовых деталей и узлов. Более эффективным и экономичным способом является поверхностное насыщение сплавов алюминием (алитирование), приводящее в результате протекания диффузионных процессов к формированию в поверхностном слое изделия покрытия из алюминидов никеля и/или железа. При этом для алюминидных покрытий в зависимости от их состава критическое содержание алюминия, необходимое для формирования защитного слоя  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, лежит в широких пределах 5–20 ат. %. Рассмотрены основные методы получения таких покрытий, указаны их преимущества и недостатки, отмечены перспективы применения для получения покрытий заданного состава и конструкции методов сварки взрывом и жидкостного алитирования в сочетании с термообработкой. Одним из путей стабилизации структуры и состава алюминидных покрытий, нанесенных непосредственно на изделие, при рабочих температурах является создание барьерных слоев на границе «защищаемый материал – покрытие» путем поверхностного насыщения сплава Co, Cr, C, Mo и др. перед нанесением алюминидного слоя. Альтернативным решением является легирование алюминидного покрытия такими элементами как Cr, Si, Ti, задерживающими диффузионные процессы и уменьшающими ликвационную неоднородность покрытия.

На основании проведенного анализа современного состояния в области разработки жаростойких материалов и покрытий, целенаправленного воздействия на их структуру и свойства, а также существующих технологических процессов по их получению сформулирована цель диссертационного исследования, определены задачи, обеспечивающие ее достижение.

**Во второй главе** приведены данные о материалах и оборудовании, использованных для изготовления композиционных материалов и покрытий, обоснованы условия и режимы применяемых технологических операций их получения.

Выбор в качестве объектов исследований сплавов X20H80, X15H60, X15Ю5, X23Ю5, ХН32Т, а также сталей 20880 и 08Х18Н10 обусловлен широким интервалом содержания в них никеля (железа) при различном содержании хрома, что позволило, изменяя систему и степень легирования алюминидных покрытий, оценить вклад каждого основного легирующего элемента в формирование их структуры и свойств (здесь и далее под легированием понимается введение элемента в состав покрытия из сплава-подложки).

Алитирование вышеуказанных сплавов осуществлялось путем нанесения плакирующего слоя с использованием сварки взрывом и погружением в расплав. В качестве плакирующего материала и насыщающего расплава использовали технически чистый алюминий АД1. Сварку взрывом осуществляли на режимах, гарантирующих минимальный уровень физической и химической микро-

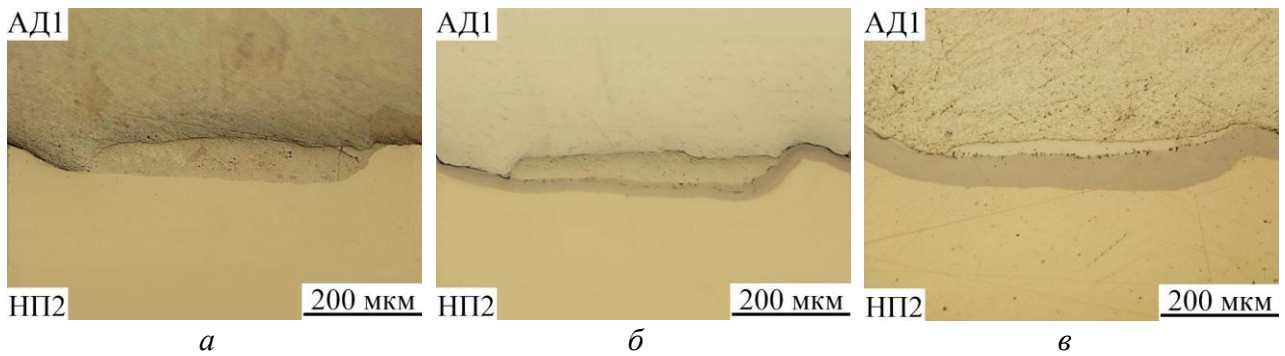
неоднородности на межслойных границах КМ. Алитирование погружением в расплав под воздействием ультразвука (УЗ) проводилось с применением специально разработанных установок, позволяющих передавать акустические колебания частотой 20–30 кГц не только на изделие из сплава на основе никеля или железа, но и непосредственно на расплав алюминия. Термообработку (ТО) экспериментальных образцов осуществляли в условиях твердо- и жидкофазного взаимодействия при температуре соответственно ниже или выше точки плавления алюминия.

Структурные исследования проводили с помощью оптической (микроскоп Olympus VX61) и электронной (электронно-ионный микроскоп Versa 3D Dual Beam) микроскопии. Химический состав определяли микрорентгеноспектральным анализом с помощью приставки EDAX Trident XM 4 к электронному микроскопу. Для оценки фазового состава использовали рентгеновский дифрактометр Bruker D8 ADVANCE Eco. МикродюрOMETрические испытания, а также оценку адгезионной/когезионной прочности осуществляли на базе прибора ПМТ-3М. Скретч-тестирование проводили на приборе UST-2 RTEC Instruments с интегрированным конфокальным микроскопом. Теплопроводность измеряли методом лазерной вспышки на приборе NETZSCH LFA 427, а электросопротивление – с помощью миллиомметра Е6-18/1. Оценка стойкости покрытий в условиях газоабразивного изнашивания осуществлялась на оригинальной испытательной установке (патент РФ № 2688879). Жаростойкость определяли в соответствии с ГОСТ 6130-71 и 9.312-89 в процессе окисления материалов в воздушной атмосфере лабораторных печей. Образцы для микроструктурных исследований готовили с использованием стандартных металлографических методик. Для конечно-элементного моделирования процессов, статистической обработки экспериментальных данных и обработки цифровых фотографий микроструктуры использовалось специализированное программное обеспечение (Marc MSC Software, COMSOL Multiphysics, SIMULIA/Abaqus, Data FIT, AnalySIS Pro 3.2).

Эксперименты по получению материалов методом сварки взрывом, а также по оценке стойкости покрытий к газоабразивному изнашиванию выполнены на кафедре «Оборудование и технология сварочного производства» ВолгГТУ. При выполнении аналитических исследований материалов использовали оборудование центров коллективного пользования ВолгГТУ и ИЦВО РАН.

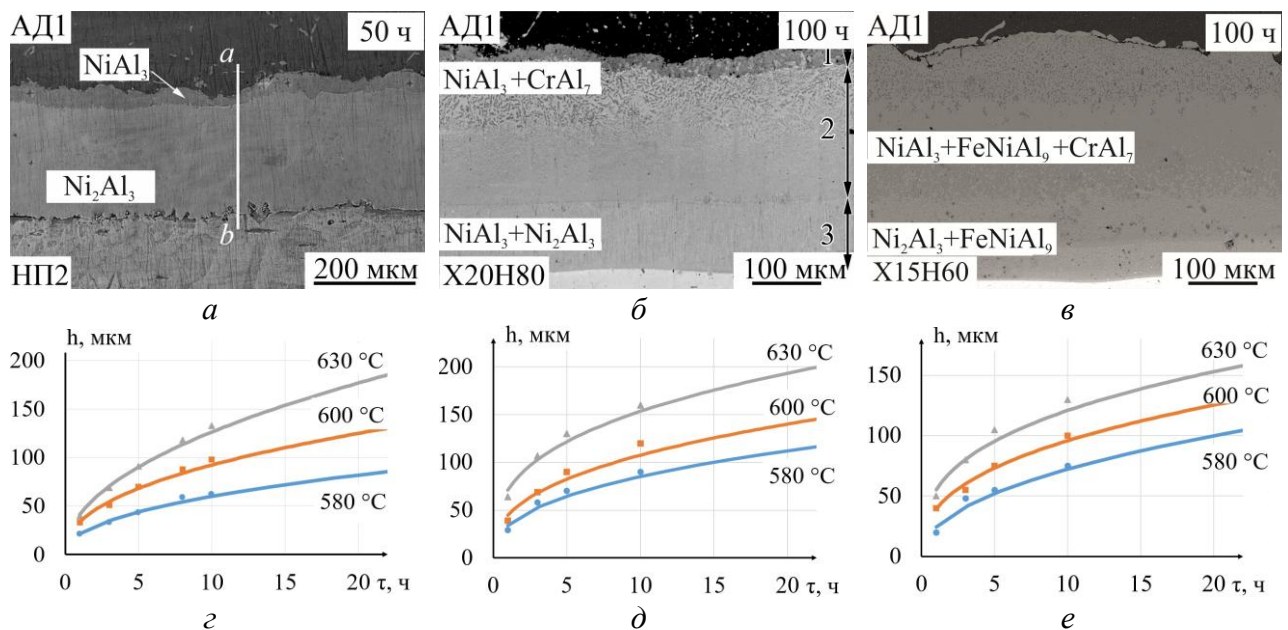
**Третья глава** посвящена исследованию процессов формирования структуры и состава диффузионных зон на межслойных границах металлических композитов при сварке взрывом и последующей термообработке, а также при жидкостном алитировании, в том числе при дополнительном ультразвуковом воздействии.

Установлено, что образующиеся при сварке взрывом участки химической микронеоднородности в виде локальных включений и тонких прослоек оплавленного металла не оказывают существенного влияния на кинетику взаимодействия: диффузионная зона, формирующаяся при термообработке, на первом этапе повторяет контур оплава, а затем, по мере увеличения ее продолжительности, «поглощает» его (рис. 1).



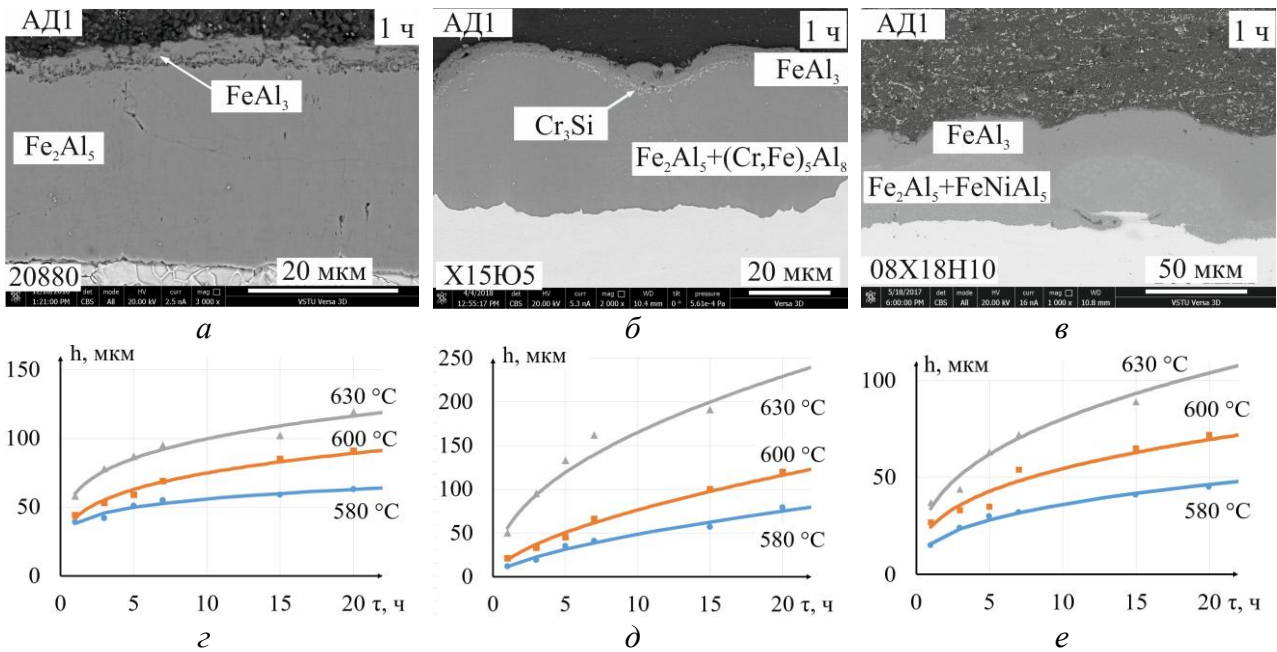
**Рисунок 1 – Микроструктура зоны соединения НП2 + АД1 после СВ (а) и ее трансформация после ТО при 600 °С в течение 0,5 ч (б) и 5 ч (в)**

Диффузионная зона в соединениях алюминия с никелевыми сплавами представлена сплошными прослойками интерметаллидов  $\text{NiAl}_3$  и  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  и твердыми растворами на их основе. Хром в составе зон взаимодействия частично растворяется в соответствующих алюминидов и образует двухфазные диффузионные слои с частицами  $\text{CrAl}_7$ , что обусловлено различной диффузионной подвижностью Cr, Fe и Ni. Наличие железа в сплаве на основе никеля приводит к формированию тройного алюминида  $\text{FeNiAl}_9$ . Основным фактором, определяющим кинетику роста диффузионных зон, являются температурно-временные условия термообработки (рис. 2).



**Рисунок 2 – Микроструктура зоны соединения алюминия АД1 со сплавами НП2 (а), X20H80 (б) и X15H60 (в) после СВ и ТО при 630 °С, а также кинетика роста диффузионной зоны в соответствующих КМ (z–e)**

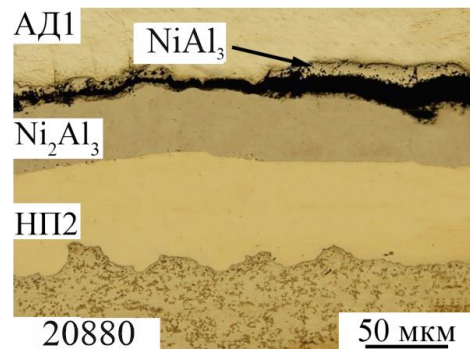
В соединениях алюминия со сплавами на основе железа оплавы и диффузионные зоны состоят из интерметаллидов  $\text{FeAl}_3$  и  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и их твердых растворов. Легирование хромом приводит к дополнительному формированию при термообработке алюминида  $\text{Cr}_5\text{Al}_8$ , а введение никеля в тройную систему Fe-Cr-Al (например, в случае стали 08X18H10) приводит к снижению интенсивности диффузионного взаимодействия и появлению в составе диффузионной зоны тройного алюминида  $\text{FeNiAl}_5$  (рис. 3).



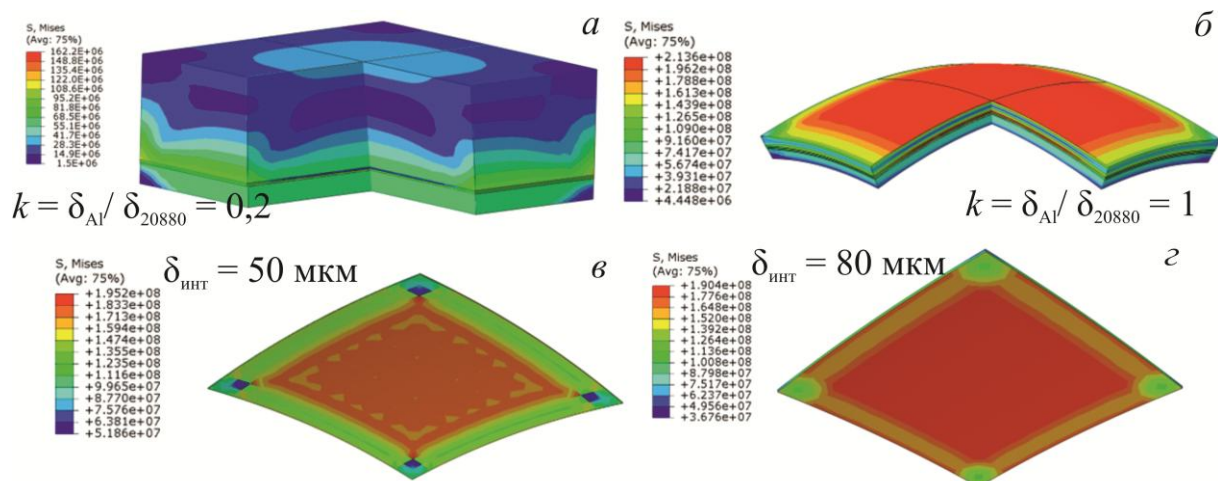
**Рисунок 3 – Микроструктура зоны соединения алюминия АД1 со сплавами 20880 (а), X15IO5 (б) и 08X18H10 (в) после СВ и ТО при 630 °С, а также кинетика роста диффузионной зоны в соответствующих КМ (з–е)**

В ходе выполнения экспериментов по термообработке сваренных взрывом композитов было установлено, что при их ускоренном охлаждении на воздухе с температуры нагрева, не превышающей точку плавления алюминия, в некоторых случаях происходит отделение алюминиевого слоя (рис. 4). Наиболее вероятной причиной разрушения являются остаточные термические напряжения. Конечно-элементное моделирование показало, что основными критериями, определяющими уровень напряжений и положение их максимума, являются соотношение толщин основных слоев композита ( $k$ ) и толщина диффузионной зоны ( $\delta$ ). При  $k = 1$  и  $\delta > 75$  мкм пиковые значения термических напряжений локализуются в диффузионной зоне и распространяются практически по всей ее площади, что делает разрушение композита при ускоренном охлаждении наиболее вероятным (рис. 5).

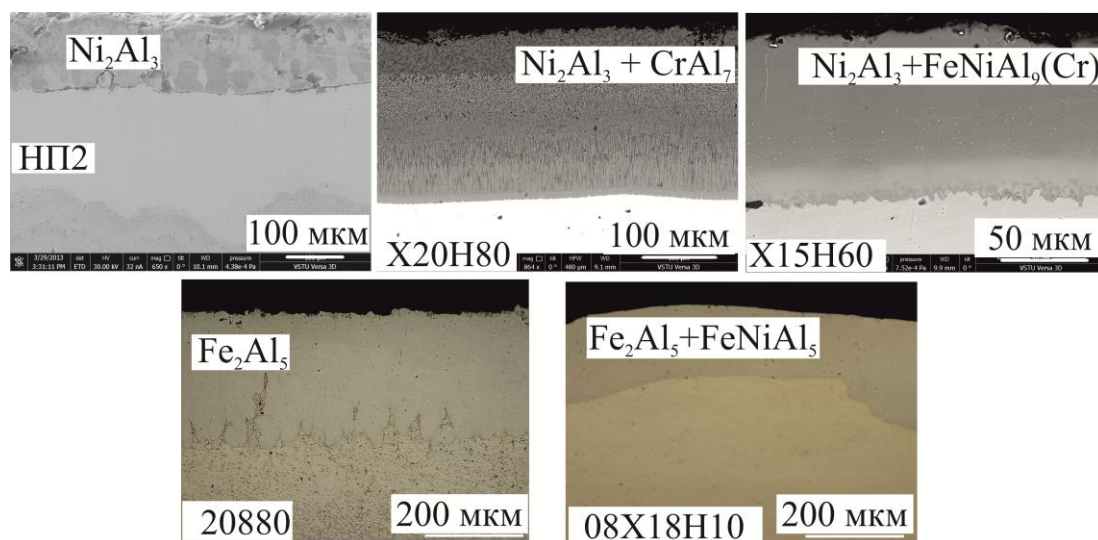
Результаты моделирования были подтверждены натурными экспериментами. Это позволило рекомендовать метод сварки взрывом с последующей термообработкой для получения покрытий различной конструкции и состава на больших площадях плоских заготовок (рис. 6), в том числе для получения покрытий с однофазной структурой на основе алюминидов  $Ni_2Al_3$ , которые могут быть использованы в жаростойких панелях крупногабаритных промышленных печей.



**Рисунок 4 – Микроструктура КМ сталь 20880 + никель НП2 + алюминий АД1 при  $k = 1$  после СВ и ТО по режиму 600 °С, 10 ч, обеспечивающего формирование ДЗ толщиной ~80 мкм, с охлаждением на воздухе**



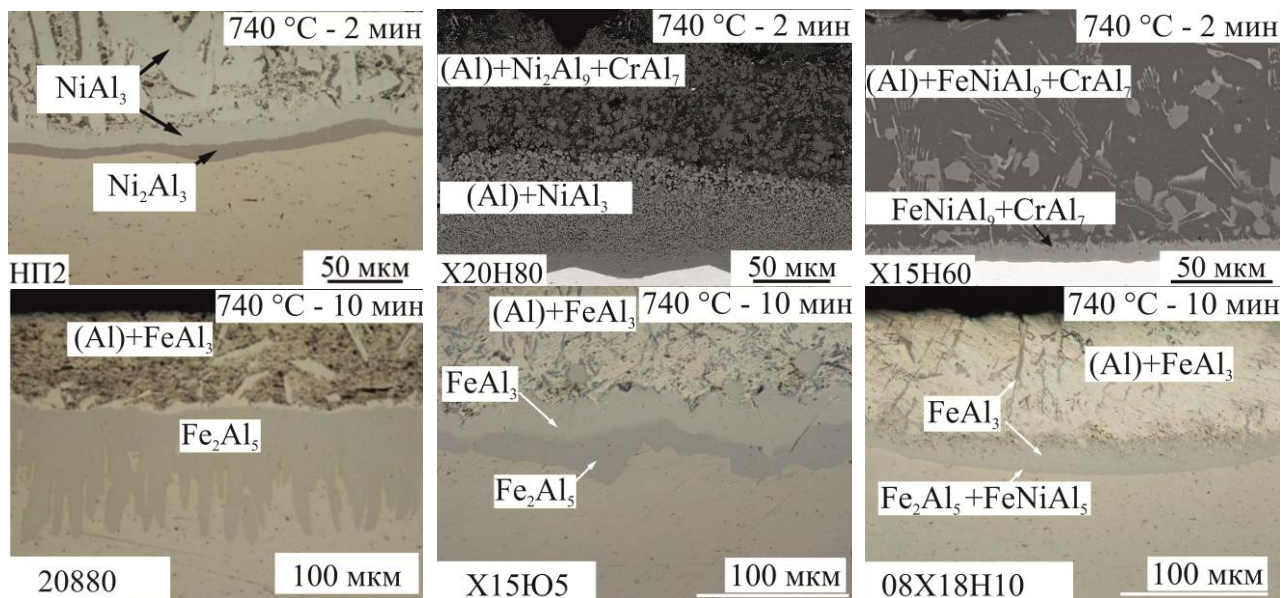
**Рисунок 5 – Визуализация распределения напряжений Мизеса в моделируемом слое КМ при соотношении толщин основных слоев  $k$  равном 0,2 (а) и 1 (б), а также в плоскости диффузионной зоны (со стороны слоя АД1) при  $k = 1$ ,  $\delta = 50$  мкм (в) и  $k = 1$ ,  $\delta = 80$  мкм (г)**



**Рисунок 6 – Микроструктура алюминидных покрытий, полученных на различных подложках методом сварки взрывом с последующей термообработкой (СВ + ТО), обеспечивающей контролируемое отделение алюминиевого слоя**

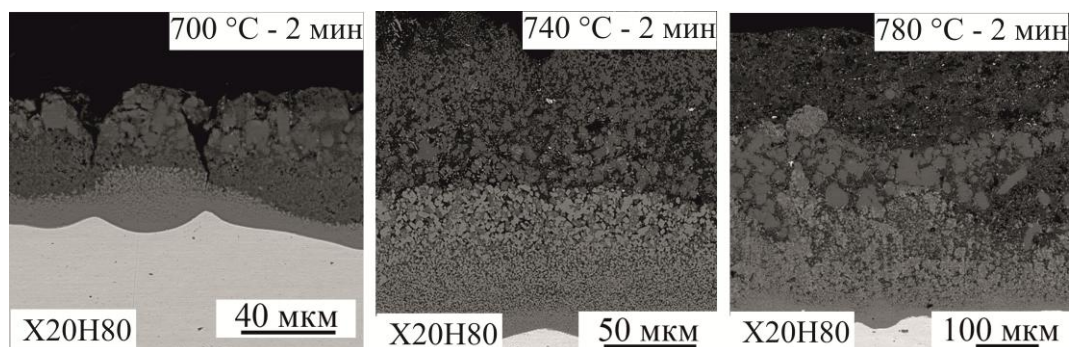
Необходимость получения алюминидных покрытий на изделиях сложной конфигурации требует иного подхода. Одним из наиболее простых и доступных технологических приемов алитирования является метод погружения в расплав. Исследования показали, что жидкостное алитирование обеспечивает формирование на соответствующих подложках бездефектных (поры, трещины и т. п.) покрытий, имеющих матричную структуру из закристаллизовавшегося алюминия с различными по размеру и форме включениями богатых алюминием интерметаллидов, а также твердых растворов на их основе, которые на границе раздела с подложкой присутствуют в виде тонких сплошных прослоек (рис. 7). Состав и количество образующихся фаз аналогичны полученным после термообработки сваренных взрывом КМ. Исключение составляет сплав X20H80, при жидкостном алитировании которого было зафиксировано образование метастабильной фазы  $Ni_2Al_9$ , отсутствующей на равновесной диаграмме состояния Ni-Al.

Установлено, что при прочих равных условиях жидкостного алитирования состав алитируемого сплава определяет кинетику протекания конкурирующих процессов реактивной диффузии и растворения основных элементов сплава в жидком алюминии. Формирующиеся при жидкостном алитировании железоникелевых сплавов сплошные прослойки тройных алюминидов  $\text{FeNiAl}_5$  и  $\text{FeNiAl}_9$  замедляют процесс растворения сплава в алюминии и тормозят рост покрытия.



**Рисунок 7 – Микроструктура покрытий, полученных на различных подложках методом жидкостного алитирования**

Изменение температурно-временных параметров процесса жидкостного алитирования сопровождается изменением толщины покрытия, объемной доли интерметаллидных фаз в его составе, а также отражается на сплошности формирующегося слоя (рис. 8).



**Рисунок 8 – Микроструктура покрытий на сплаве X20H80 после жидкостного алитирования при различной температуре расплава алюминия**

Экспериментально установлено, что наложение при жидкостном алитировании ультразвуковых колебаний частотой 20–30 кГц и амплитудой 3–7 мкм за счет создания в условиях кавитации избыточного давления, обеспечивающего независимо от состава алитируемого сплава ускоренное проникновение расплава алюминия в его поверхностные поры и трещины, позволяет формировать сплошные покрытия (рис. 9) при двукратном

сокращении длительности алитирования, что минимизирует растворение сплава и длительность пост-термообработки, стабилизирующей структуру исходного алитированного слоя. Пост-термообработка (пост-ТО) покрытий должна обеспечивать максимально быструю трансформацию легкоплавкой матричной алюминиевой составляющей в интерметаллидную при минимальном времени воздействия на подложку.

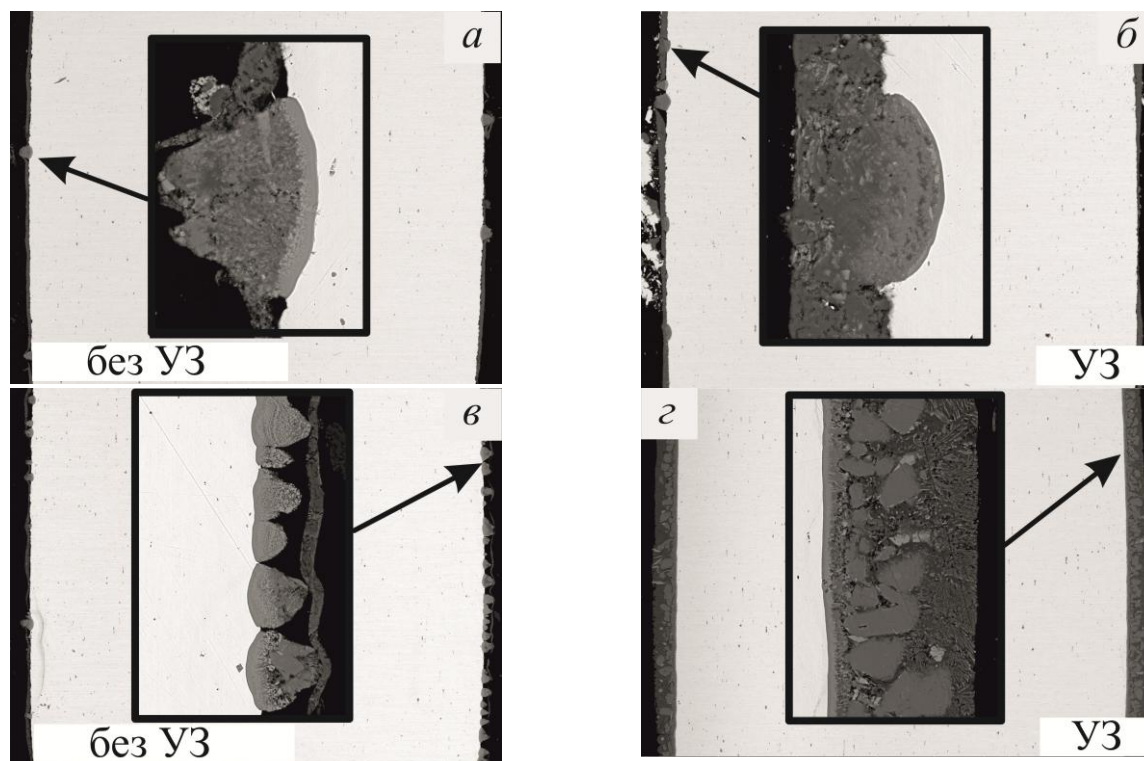


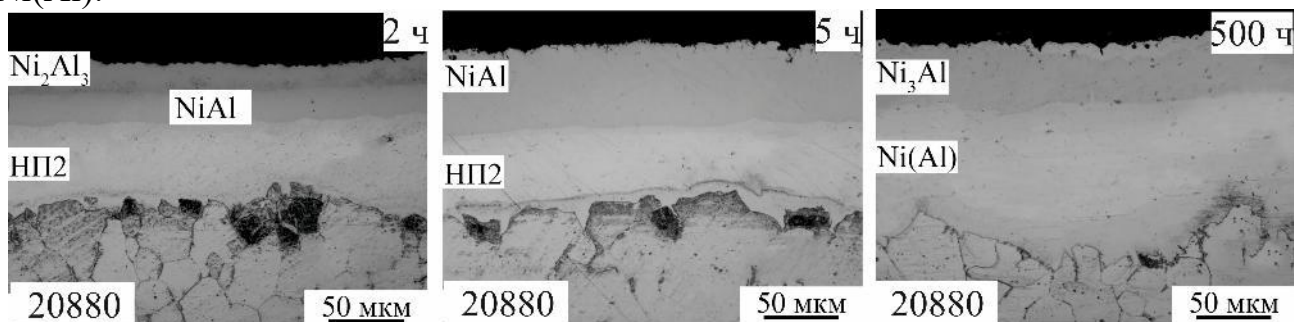
Рисунок 9 – Микроструктура покрытий на сплаве X20H80 после жидкостного алитирования при температуре расплава алюминия 780 °С и времени погружения 30 с (а, б) и 60 с (в, г) при наличии ультразвукового воздействия (а, в) и без него (б, г)

Математическая обработка полученных экспериментальных данных по зависимости толщины формирующегося покрытия от температурно-временных параметров алитирования свидетельствует о преимущественном лимитировании процесса кинетикой граничных реакций, то есть закон роста покрытия на поверхности сплавов на основе никеля и железа при их алитировании в жидком алюминии близок линейному. В то время как для формирования зон диффузионного взаимодействия в сваренных взрывом композитах характерен параболический закон роста, то есть лимитирование процесса определяется диффузионным массопереносом. Полученные в работе уравнения позволяют рассчитывать энергии активации зарождения и роста диффузионных слоев и обоснованно назначать режимы термической обработки и алитирования для получения покрытий заданной структуры и толщины.

В четвертой главе приведены результаты оценки структурно-фазовой стабильности алюминидных покрытий, полученных как с использованием энергии взрыва, так и при жидкостном алитировании, при температурах, близких к эксплуатационным (900–1300 °С).

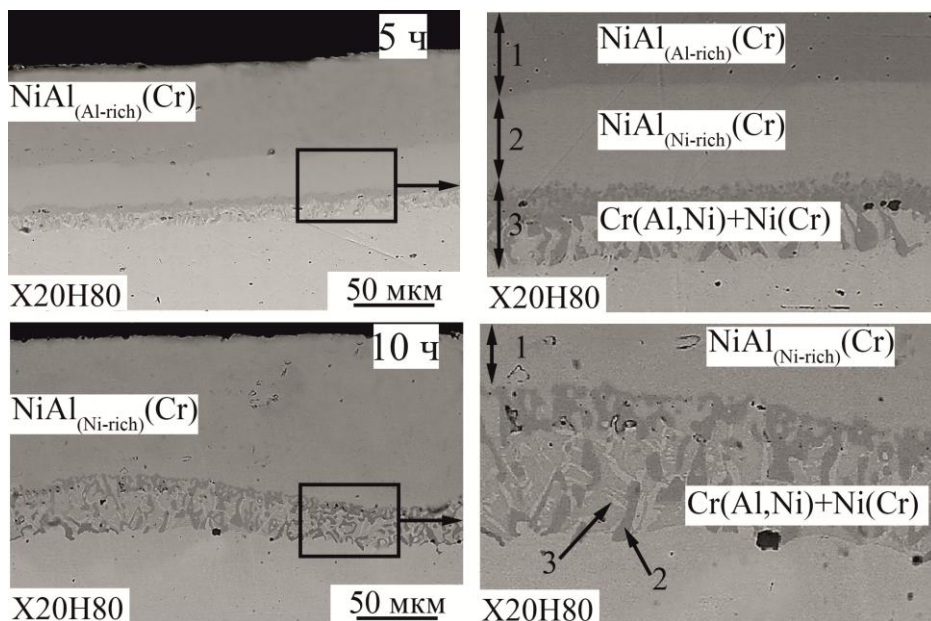
Установлено, что в бинарных Ni-Al покрытиях увеличение времени термического воздействия при 1100 °С сопровождается выравниванием градиента

концентрации и формированием никелевого аустенита (рис. 10), то есть фазовые превращения идут в следующей последовательности  $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl \rightarrow Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$ .



**Рисунок 10 – Микроструктура покрытия системы Ni-Al (СВ + ТО) с барьерным слоем НП2 на подложке из стали Ст20880 после нагрева при 1100 °С в течение 2 ч, 5 ч и 500 ч**

Снижение температуры с 1100 до 900 °С существенно замедляет кинетику фазовых превращений. Так, если при 1100 °С в покрытии толщиной 50 мкм для фазового перехода  $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$  достаточно 4 ч, а  $NiAl \rightarrow Ni_3Al$  – 30 ч, то при 900 °С – 15 и 150 ч соответственно. Зависимость продолжительности фазовых превращений от толщины слоя  $Ni_2Al_3$  сходна с соответствующей зависимостью от температуры. Увеличение толщины  $Ni_2Al_3$  с 50 до 70 мкм привело при 1100 °С к увеличению продолжительности фазового перехода  $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl$  с 4 до 8 ч,  $NiAl \rightarrow Ni_3Al$  с 30 до 58 ч,  $Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$  с 320 до 628 ч.



**Рисунок 11 – Микроструктура покрытия системы Ni-Cr-Al на сплаве X20H80 (СВ + ТО) после нагрева при 1100 °С в течение 5 ч и 10 ч**

Легирование бинарной Ni-Al системы хромом в покрытиях на поверхности хромо-никелевых сплавов приводит в результате диффузионного перераспределения элементов при термическом воздействии к формированию на границе раздела «покрытие – подложка» реакционной зоны с отдель-

ными включениями вторичных фаз с высоким содержанием хрома (рис. 11). После 500 ч выдержки при 1100 °С содержание никеля в реакционной зоне снижается практически до 0 ат. %, а содержание хрома возрастает почти до 98 ат. %. Появление включений вторичных фаз обусловлено ограниченной растворимостью хрома в алюминиды никеля. Реакционная зона играет роль «естественного» диффузионного барьера (рис. 12), препятствующего проникновению атомов

алюминия в защищаемый сплав ( $J_{Al}$ ) и ограничивающего встречную диффузию основных элементов сплава-подложки ( $J_M$ ). Скорость формирования окончательной структуры реакционной зоны определяется также и температурой нагрева. Ее понижение до 900 °С приводит к снижению интенсивности массообмена и, как следствие, к более медленному формированию структуры и состава реакционной зоны (рис. 13).

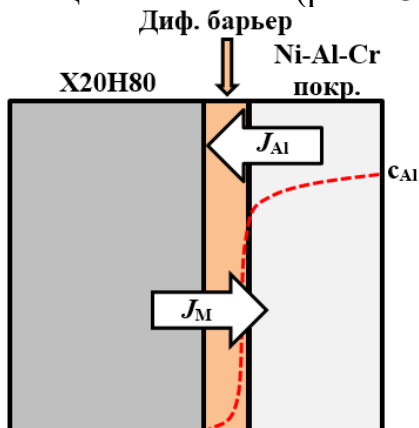


Рисунок 12 – Схема диффузионного взаимодействия подложки и покрытия системы Ni-Cr-Al в присутствии «естественного» барьера

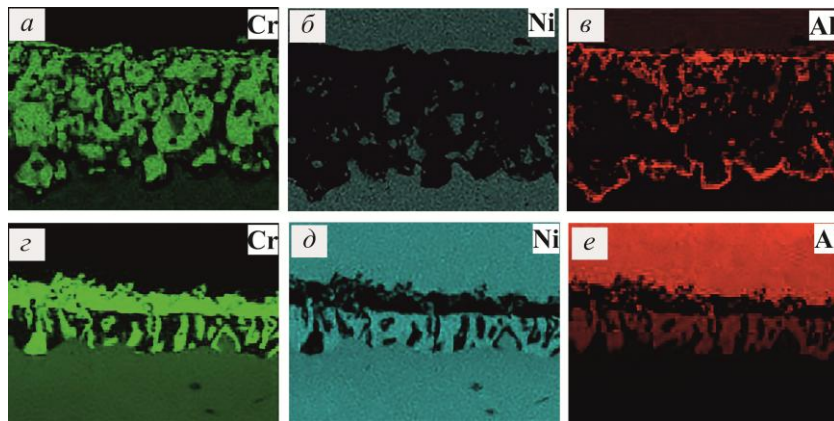


Рисунок 13 – Карты распределения элементов в реакционной зоне на границе раздела покрытия системы Ni-Cr-Al со сплавом X20H80 (CB + TO) после нагрева при 1100 °C (a–в) и 900 °C (z–e) в течение 100 ч

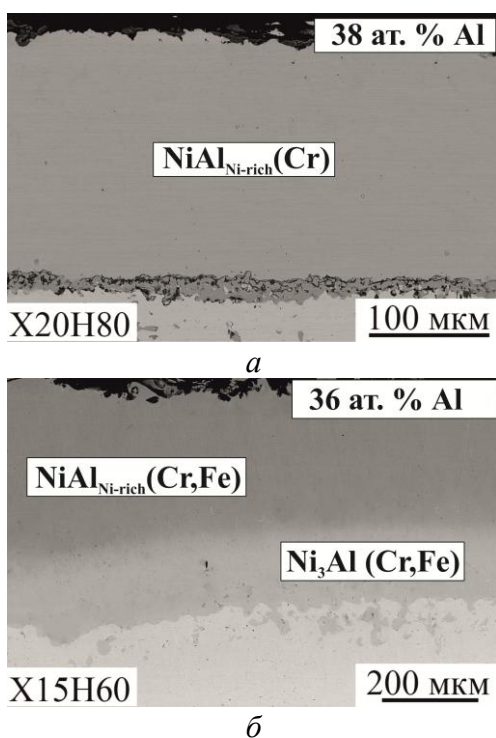


Рисунок 14 – Микроструктура покрытия на сплавах X20H80 (a) и X15H60 (б) после жидкостного алитирования, пост-ТО и нагрева при 1100 °C в течение 1000 ч

Установлено, что способ алитирования (сварка взрывом или погружение в расплав) при прочих равных условиях не оказывает влияния на кинетику и последовательность структурно-фазовых превращений. В исследованном временном диапазоне (до 1000 ч) нагрев при 1100 °C полученных жидкостным алитированием покрытий приводит к трансформации их исходного состава в твердый раствор на базе моноалюминида никеля (рис. 14). При этом содержание алюминия в поверхностном слое покрытий снижается до ~36–38 ат. %. Наличие железа в сплаве X15H60 препятствует интенсивному формированию включений вторичных фаз на границе «покрытие – подложка». Очевидно, что дальнейшее увеличение времени выдержки при данной температуре приведет к формированию покрытия, представляющего собой легированный никелевый аустенит различного состава Ni(Cr,Al) (сплав X20H80) и Ni(Cr,Fe,Al) (сплав X15H60). При этом

содержание алюминия в покрытии может стать недостаточным для образования пленки  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , и оно перестанет быть защитным.

В бинарной Fe-Al системе происходит аналогичная трансформация исходной структуры покрытий на основе алюминидов железа, богатых алюминием, в интерметаллиды с высоким содержанием железа, а далее – в твердый раствор на базе железа, то есть последовательность трансформаций следующая:  $\text{Fe}_2\text{Al}_5 \rightarrow \text{FeAl}_2 \rightarrow \text{FeAl} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Al} \rightarrow \text{Fe}(\text{Al})$ .

Хром в составе сплава X15Ю5 значительно снижает интенсивность процессов трансформации структуры и состава покрытия по сравнению с бинарной Fe-Al системой (рис. 15). Увеличение времени выдержки при 1100 °С приводит к диффузии алюминия в сплав и выравниванию его концентрации по толщине образца до 18 ат. %. Рост содержания хрома в сплаве X23Ю5 не оказывает принципиального влияния на процессы трансформации, которые приводят после выдержки 1000 ч при 1100 °С к выравниванию концентрации алюминия на уровне ~16 ат. %.

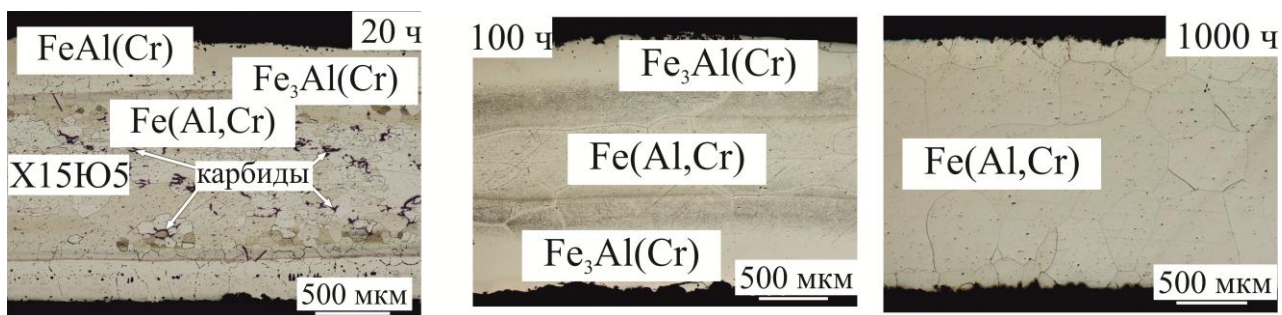


Рисунок 15 – Микроструктура покрытия на сплаве X15Ю5 после жидкостного алитирования, пост-ТО и нагрева при 1100 °С в течение 20 ч, 100 ч и 1000 ч

В покрытиях системы Fe-Cr-Ni-Al (рис. 16) после нагрева при 1100 °С аустенитная структура основы из сплава 08X18Н10 обуславливает ряд отличий в протекании диффузионных процессов. Из-за ограниченной растворимости алюминия в  $\gamma\text{-Fe}$  (менее 2 ат. %) его диффузия в подложку сопровождается формированием подслоя  $\alpha\text{-Fe}$ , на границе с которым концентрация алюминия изменяется скачкообразно. Увеличение времени выдержки до 20 ч приводит к увеличению толщины покрытия и снижению концентрации алюминия в поверхностном слое до 25 ат. %. При этом высокая концентрация никеля в покрытии препятствует образованию интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , на месте которого формируется переходная область в виде мелкодисперсной смеси фаз на основе легированного FeAl и  $\alpha\text{-Fe}$ .

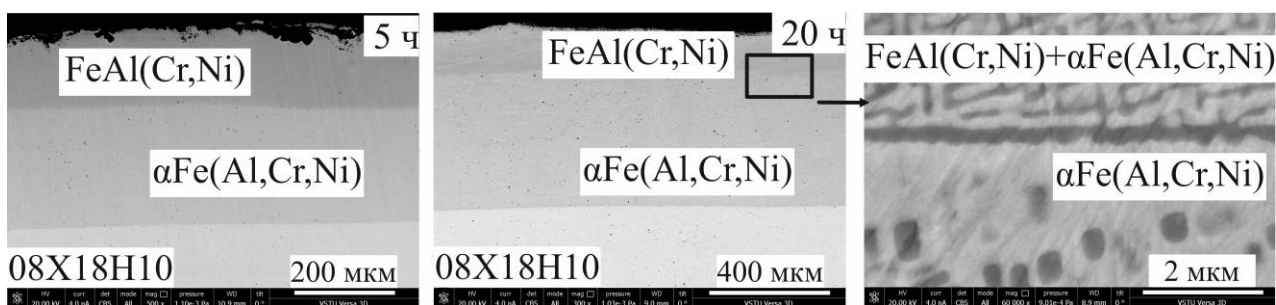


Рисунок 16 – Микроструктура покрытия на сплаве 08X18Н10 после жидкостного алитирования, пост-ТО и нагрева при 1100 °С в течение 5 ч и 20 ч

Увеличение содержания никеля в алитруемом сплаве на основе железа не приводит к значимым изменениям в процессах эволюции структуры и состава покрытий. Так, основной фазой в покрытии на сплаве ХН32Т после 500-часовой выдержки при 1100 °С является  $\beta$ -фаза (Fe,Ni)Al (рис. 17).

Таким образом, на границе покрытий со сплавами, где железо является основным компонентом, выраженного выделения вторичных фаз не наблюдается, что обусловлено значительно большей растворимостью хрома в алюминиды железа. При этом независимо от состава подложки начальная толщина покрытия и температура нагрева являются параметрами, контролирующими кинетику фазовых превращений. При прочих равных условиях увеличение температуры нагрева или уменьшение толщины покрытия сопровождается существенным снижением длительности фазовых переходов.

Формирование на поверхности жаростойких покрытий сплошной защитной оксидной пленки  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> является одним из основных критериев их работоспособности. Исследования показали (рис. 18), что на начальном этапе взаимодействия алюминидных покрытий с кислородом воздуха на их поверхности формируются отдельные участки, представляющие собой агломераты из пластинчатых кристаллов метастабильных  $\theta$ - и  $\delta$ -модификаций Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, которые с ростом времени нагрева образуют сплошной слой  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Более низкие температуры нагрева (900 °С) способствуют формированию метастабильных промежуточных модификаций, а более высокие (1100 °С) – стабильной модификации. При прочих равных условиях увеличение температуры нагрева приводит к интенсификации процесса окисления и дополнительному формированию комплексных окислов типа шпинелей NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> (в покрытиях системы Ni-Al) и FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> (в покрытиях системы Fe-Al).

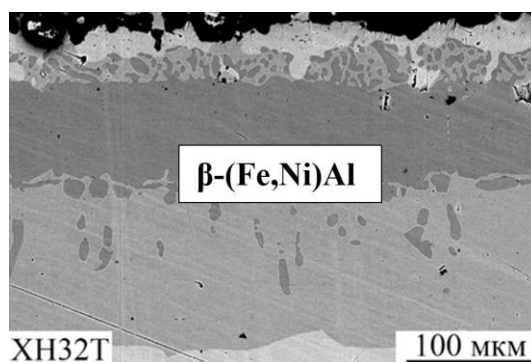


Рисунок 17 – Микроструктура покрытия на сплаве ХН32Т после жидкостного алитирования, пост-ТО и нагрева при 1100 °С в течение 500 ч

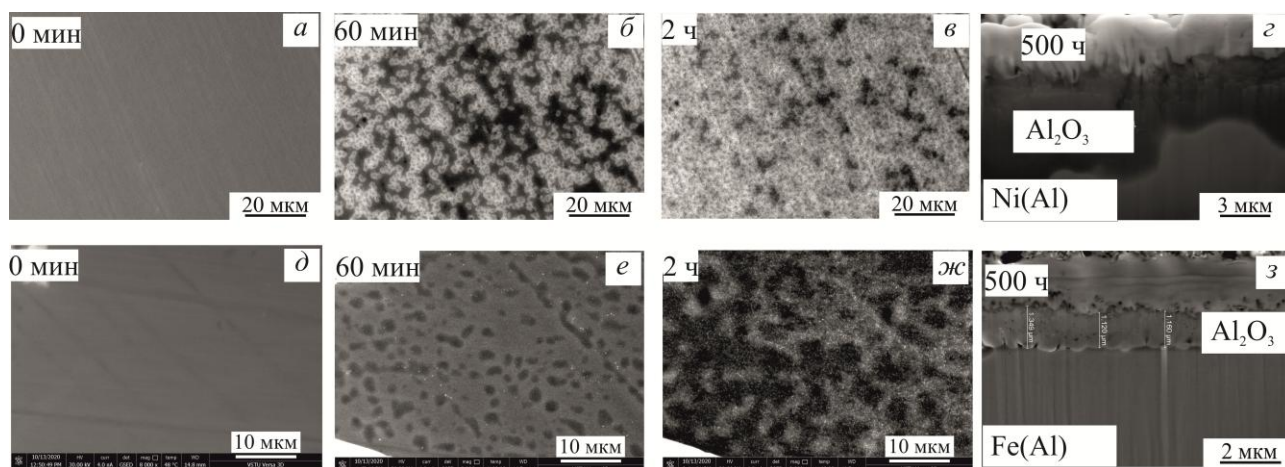
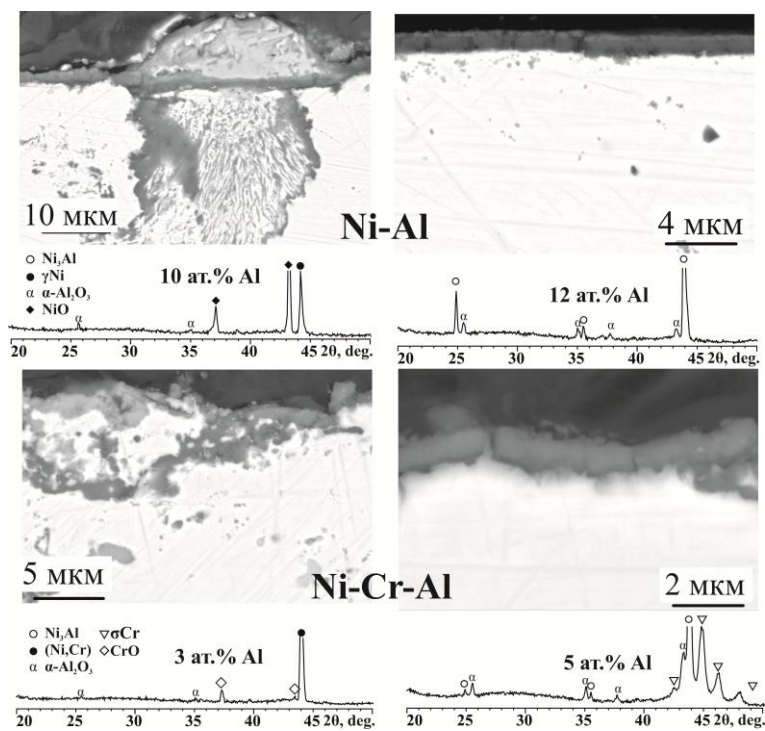


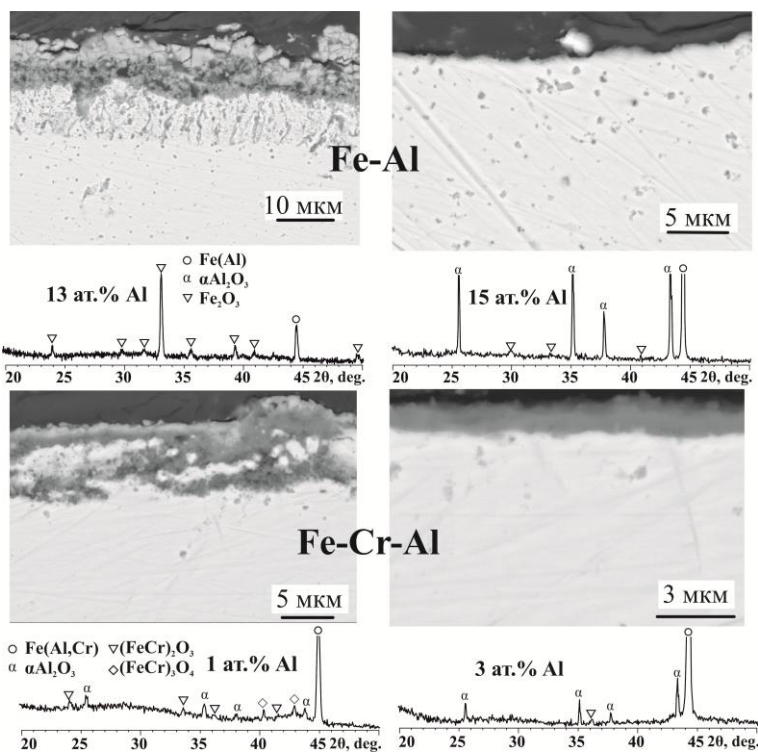
Рисунок 18 – СЭМ-изображения поверхности покрытий системы Ni-Al (а–в) и Fe-Al (д–ж) после нагрева при 1100 °С непосредственно в колонне электронного микроскопа и соответствующие поперечные сечения (з, з) после нагрева в лабораторной печи

Установлено, что на дифрактограммах покрытий системы Ni-Cr-Al появление первых различимых рефлексов  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> наблюдается уже после минутной выдержки, в системе Ni-Fe-Cr-Al только после выдержки в течение трех минут, а на поверхности бинарных Ni-Al покрытий – только после пятиминутной выдержки. Таким образом, легирование покрытий хромом стабилизирует формирование  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Аналогичные процессы при окислении наблюдаются и в покрытиях на основе алюминидов железа, с той лишь разницей, что их легирование хромом приводит к появлению (наряду с  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) окисла (FeCr)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Введение никеля в состав Fe-Cr-Al покрытий приводит к замедлению формирования стабильного  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на ранних стадиях окисления.



**Рисунок 19 – Микроструктура поверхностного слоя покрытий на основе алюминидов никеля с различным содержанием алюминия после нагрева при 1100 °С и соответствующие дифрактограммы**



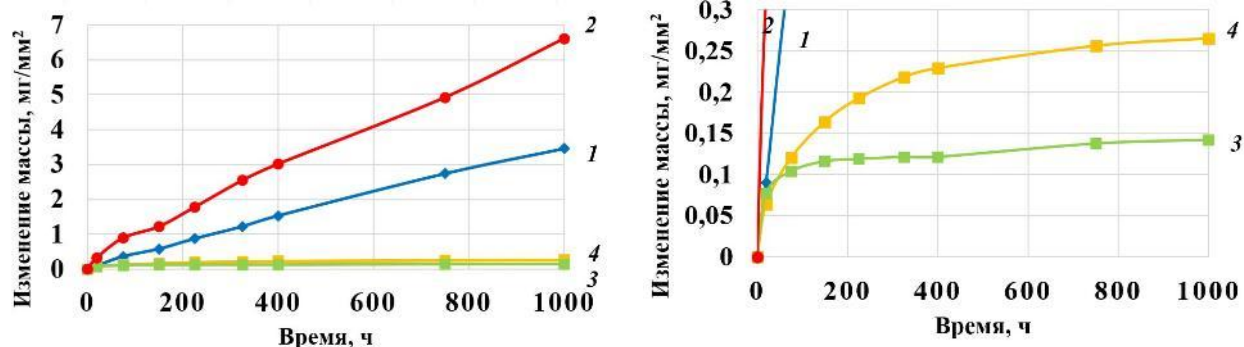
**Рисунок 20 – Микроструктура поверхностного слоя покрытий на основе алюминидов железа с различным содержанием алюминия после нагрева при 1100 °С и соответствующие дифрактограммы**

Для определения количества алюминия в поверхностном слое покрытия, необходимого и достаточного для формирования сплошного слоя  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, был поставлен специальный эксперимент с использованием высокотемпературной камеры рентгеновского дифрактометра (рис. 19, 20). Установлено, что присутствие сплошного слоя  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в покрытиях системы Ni-Al обеспечивается при содержании в их приповерхностном слое не менее 12 ат. % Al, а в случае присутствия хрома – не менее 5 ат. % Al. В бинарной системе Fe-Al критическое содержание алюминия, обеспе-

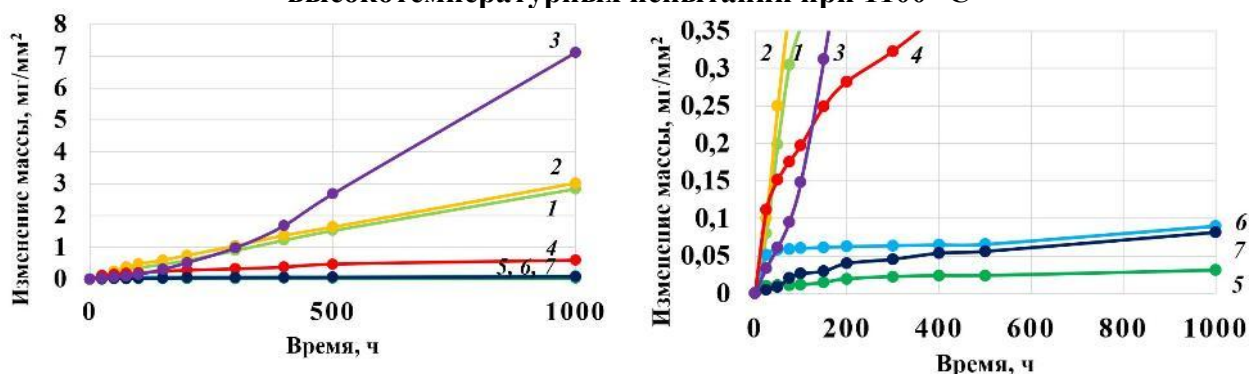
чивающее наличие сплошного слоя  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , составляет не менее 15 ат. % Al и не менее 3 ат. % Al в случае легирования покрытий хромом. При меньшем содержании алюминия покрытия окисляются с образованием более рыхлых оксидов Cr, Ni и Fe, не обеспечивающих сохранение жаростойких свойств.

**Пятая глава** посвящена исследованию свойств и эксплуатационных характеристик алюминидных покрытий различного состава.

Исследование жаростойкости показало, что высокотемпературная коррозия образцов с алюминидными покрытиями, в отличие от никелевых сплавов без покрытий, идет в диффузионном режиме, то есть скорость роста продуктов коррозии уменьшается с течением времени (рис. 21). Аналогичные испытания образцов из сплавов на основе железа (рис. 22) позволили условно разделить их на две группы. К первой группе отнесены образцы алитированных сплавов X15Ю5, X23Ю5 и ХН32Т. Для них характерны два режима высокотемпературной коррозии: параболический и логарифмический. Они же имеют наилучшие показатели жаростойкости. Ко второй группе отнесены образцы из алитированных сталей 20880 и 08Х18Н10, а также чистых сплавов X15Ю5 и X23Ю5. Скорость изменения их массы значительно выше, чем у образцов первой группы, а режим коррозии имеет линейный или параболический, переходящий в линейный, характер.

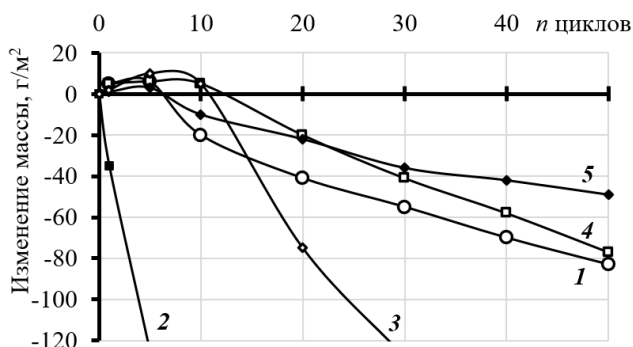


**Рисунок 21** – Изменение массы образцов сплавов X20H80 и X15H60 без покрытий (1 и 2) и с алюминидными покрытиями X20H80 и X15H60 (3 и 4) в процессе высокотемпературных испытаний при 1100 °С



**Рисунок 22** – Изменение массы образцов сплавов X15Ю5 (1) и X23Ю5 (2) без покрытий и сталей 20880 (3) и 08Х18Н10 (4) с покрытиями, а также сплавов X15Ю5 (5), X23Ю5 (6) и ХН32Т (7) с алюминидными покрытиями в процессе высокотемпературных испытаний при 1100 °С

Жаростойкость образцов с покрытиями на основе алюминидов железа при изотермическом окислении оказалась выше, чем у образцов с покрытиями на основе алюминидов никеля. Для последних жаростойкость дополнительно оценивали при циклических высокотемпературных испытаниях (рис. 23).



**Рисунок 23** – Изменение массы образцов сплава X20H80 с алюминидным покрытием (1) в сравнении с жаропрочными интерметаллидными сплавами ВЖМ4 (2) и ВИНЗ (3) и этими же сплавами с покрытиями состава (ВСП-9 + ВСП-18 + барьерный подслоя) (4) и (СП-2 + ВСП-18) (5) соответственно от количества циклов испытаний («нагрев – охлаждение») в интервале 1100 ↔ 20 °С

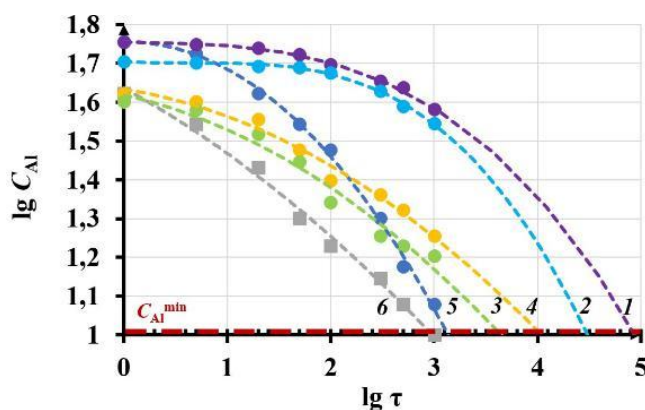
Расчет глубины проникновения коррозии после высокотемпературных нагревов при 1100 °С в течение 1000 ч показал следующее (табл. 1). Алитирование приводит к снижению показателя коррозии для чистых сплавов X20H80 и X15H60 в 12 раз, а для сплавов X15Ю5 и X23Ю5 – соответственно почти в 50 и 20 раз.

Экстраполяция данных по кинетике изменения концентрации алюминия в поверхностном слое покрытий (рис. 24) показала, что покрытия на основе алюминидов никеля при одной и той же толщине имеют более длительные ожидаемые сроки службы (время до достижения порогового значения содержания алюминия, необходимого для формирования  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ). Так, покрытия на сплавах X15Ю5 и X23Ю5 будут сохранять жаростойкие свойства в течение ~4000 и ~8000 ч соответственно. В то время как сроки службы покрытий на сплавах X15H60 и X20H80 в 10 раз выше и составляют соответственно ~40000 и ~80000 ч.

Видно (рис. 23), что на первом этапе окисления покрытия происходит прирост массы, связанный с формированием и ростом сплошной пленки  $\text{Al}_2\text{O}_3$  до определенной критической толщины, при которой пиковые значения термических напряжений приводят к трещинообразованию и частичному отслоению фрагментов пленки с поверхности покрытия. При этом происходит образование новых свободных поверхностей, готовых к дальнейшему окислению. Для сравнения приведены литературные данные по циклической жаростойкости промышленных сплавов и покрытий разработки ВИАМ.

**Таблица 1** – Глубина коррозии ( $h$ )

Образец	$h$ , мкм
Алитированный сплав X20H80	35,5
Алитированный сплав X15H60	66,25
Алитированный сплав X15Ю5	7,5
Алитированный сплав X23Ю5	22,5
Сплав X20H80	411,9
Сплав X15H60	806,1
Сплав X15Ю5	400
Сплав X23Ю5	417



**Рисунок 24** – Изменение концентрации алюминия в поверхностном слое алюминидных покрытий на сплавах X20H80 (1), X15H60 (2), X15Ю5 (3), X23Ю5 (4), XH32T (5) и 08X18H10 (6) в процессе высокотемпературных нагревов при 1100 °С (толщина покрытий ~ 200 мкм)

Исследования показали, что независимо от типа алитированного сплава нанесение алюминидного покрытия приводит к снижению коэффициента теплопроводности композиции в сравнении с исходными сплавами (рис. 25). Увеличение времени выдержки при высокотемпературных нагревах, сопровождающееся, как было показано выше, выравниванием градиента концентрации в покрытии и ростом содержания никеля (в сплавах на основе никеля) и железа (в сплавах на основе железа) с одновременным снижением содержания алюминия, снижает теплопроводность композиции. При прочих равных условиях снижение содержания хрома в составе покрытия повышает его теплопроводность (табл. 2). Относительно низкая теплопроводность алюминидных покрытий (7,2–14,5 Вт/(м×К)) делает их потенциальными материалами для использования в качестве термобарьерных слоев.

Алитированный сплав	$\lambda$ , Вт/м×К (при 25 °С)
X20H80	7,2
X15H60	13,5
X15Ю5	10,7
X23Ю5	8,4
08X18H10	14,5
XH32T	6,7

Исследования показали, что независимо от типа алитированного сплава нанесение алюминидного покрытия приводит к снижению коэффициента теплопроводности композиции в сравнении с исходными сплавами (рис. 25). Увеличение времени выдержки при высокотемпературных нагревах, сопровождающееся, как было показано выше, выравниванием градиента концентрации в покрытии и ростом содержания никеля (в сплавах на основе никеля) и железа (в сплавах на основе железа) с одновременным снижением содержания алюминия, снижает теплопроводность композиции. При прочих равных условиях снижение содержания хрома в составе покрытия повышает его теплопроводность (табл. 2). Относительно низкая теплопроводность алюминидных покрытий (7,2–14,5 Вт/(м×К)) делает их потенциальными материалами для использования в качестве термобарьерных слоев.

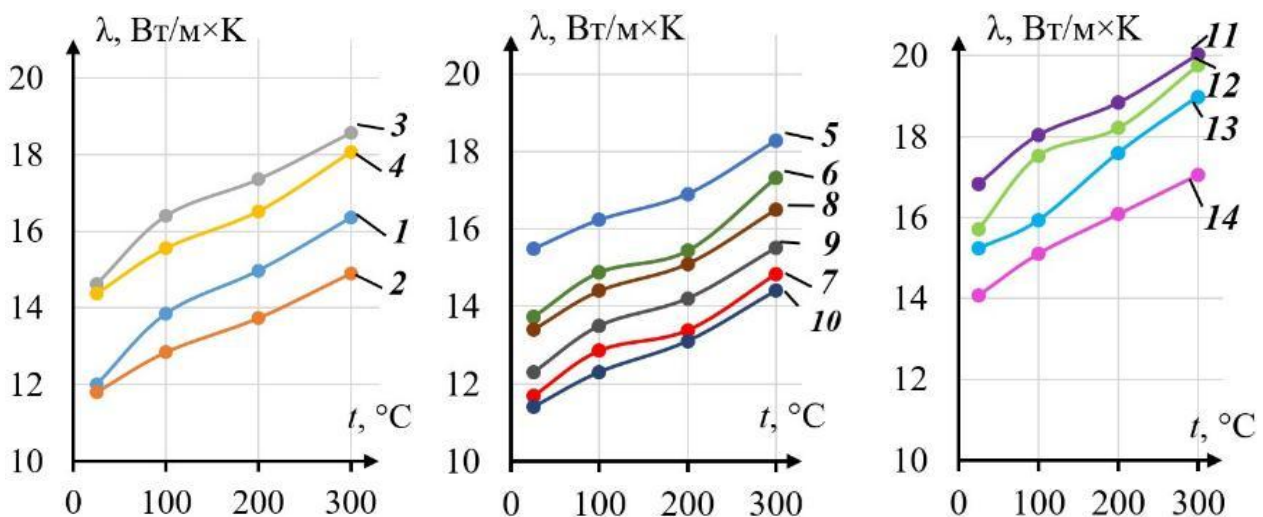


Рисунок 25 – Результаты определения теплопроводности образцов сплавов на основе никеля и железа с алюминидными покрытиями:

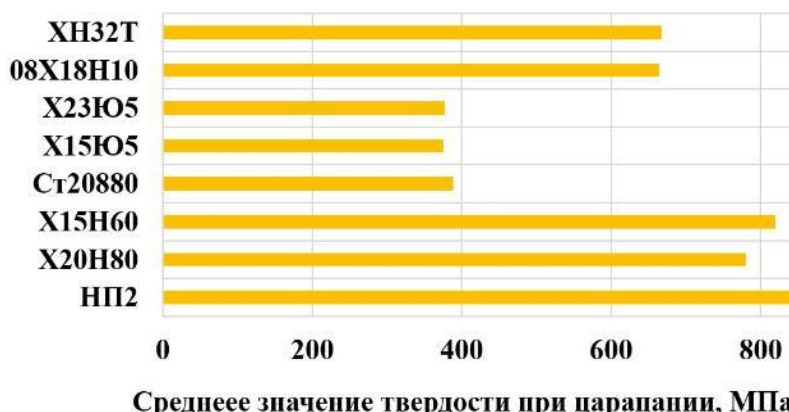
- Сплав X20H80 в состоянии поставки (1) и после алитирования и нагрева 1100 °С, 20 ч (2);
- Сплав X15H60 в состоянии поставки (3) и после алитирования и нагрева 1100 °С, 20 ч (4);
- Сплав X15Ю5 в состоянии поставки (5) и после алитирования и нагрева 1100 °С, 20 ч (6), 100 ч (7);
- Сплав X23Ю5 в состоянии поставки (8) и после алитирования и нагрева 1100 °С, 20 ч (9), 100 ч (10);
- Сплав 08X18H10 в состоянии поставки (11) и после алитирования и нагрева 1100 °С, 20 ч (12);
- Сплав XH32T в состоянии поставки (13) и после алитирования и нагрева 1100 °С, 20 ч (14)

Показано, что значение удельного сопротивления алюминидных покрытий повышается с 1,7 до 3,5 Ом×мм<sup>2</sup>/м с ростом содержания хрома в алитированном сплаве, а, соответственно, доли алюминидов CrAl<sub>7</sub> и (Cr,Fe)<sub>5</sub>Al<sub>8</sub> в составе покрытия (табл. 3). Высокое удельное электрическое сопротивление в сочетании со

Алитированный сплав	$\rho$ , Ом×мм <sup>2</sup> /м (при 25 °С)
X20H80	2,95
X15H60	2,62
X15Ю5	1,69
X23Ю5	3,42

стабильностью свойств при высокотемпературных нагревах позволяют рекомендовать алитированные прецизионные сплавы для нагревательных элементов электропечей.

Известно, что возрастание числа твердости при царапании (ГОСТ 21318-75) связано с увеличением истинного сопротивления разрушению. Рассчитанное среднее значение твердости царапанием покрытий на основе алюминидов никеля составило ~820 МПа (рис. 26). Значительно больший разброс значений наблюдается в покрытиях на основе алюминидов железа. Для покрытий на сплавах Ст20880, Х15Ю5 и Х23Ю5 значения твердости при царапании покрытий оказались очень близкими и составили 390, 375 и 380 МПа соответственно. Дополнительное легирование алюминидного покрытия никелем (в случае сплавов 08Х18Н10 и ХН32Т) приводит к значительному увеличению твердости при царапании до уровня ~ 680 МПа.



Среднее значение твердости при царапании, МПа  
Рисунок 26 – Твердость при царапании алюминидных покрытий на различных сплавах

В системе «твердое покрытие – мягкая подложка», которую представляют собой интерметаллидные покрытия на основе алюминидов никеля и железа, реализуется механизм так называемого вязкого разрушения, при котором отслоение и скалывание покрытий происходит только при очень больших нагрузках или в случае слабой адгезии (рис. 27). Основными для покрытий являются механизмы когезионного разрушения.

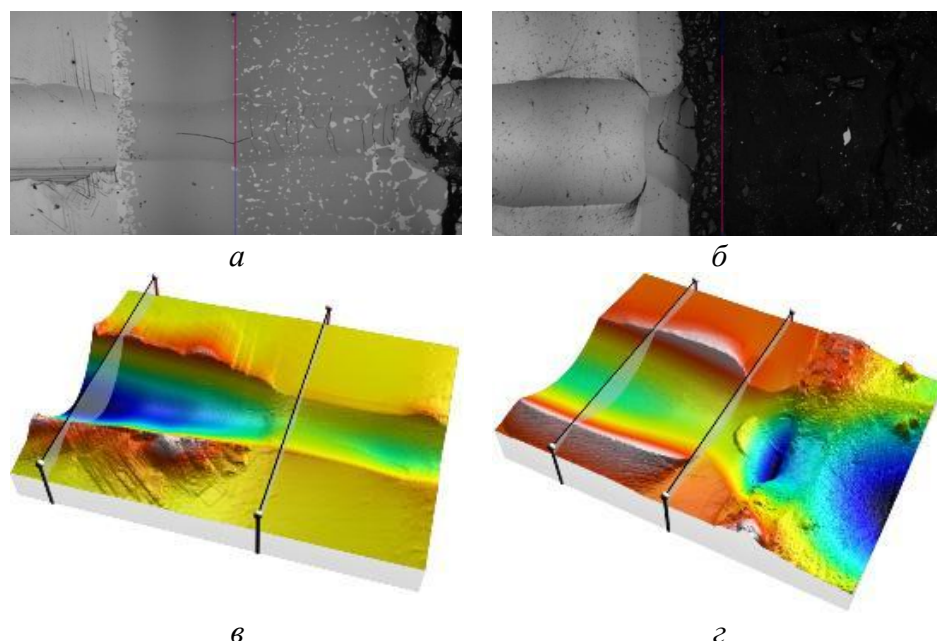


Рисунок 27 – Микроструктура покрытий на сплавах Х20Н80 (а) и Х15Ю5 (б) после скретч-тестирования в поперечном сечении и соответствующие конфокальные изображения (в, г)

Установлено, что экстремальное воздействие на покрытия в виде многократного осуществления циклов нагрева с охлаждением на воздухе (1100 ↔ 20 °С) не привело к трещинообразованию ни в самих исследуемых покрытиях, ни на границе с соответствующими металлическими подложками (рис. 28).

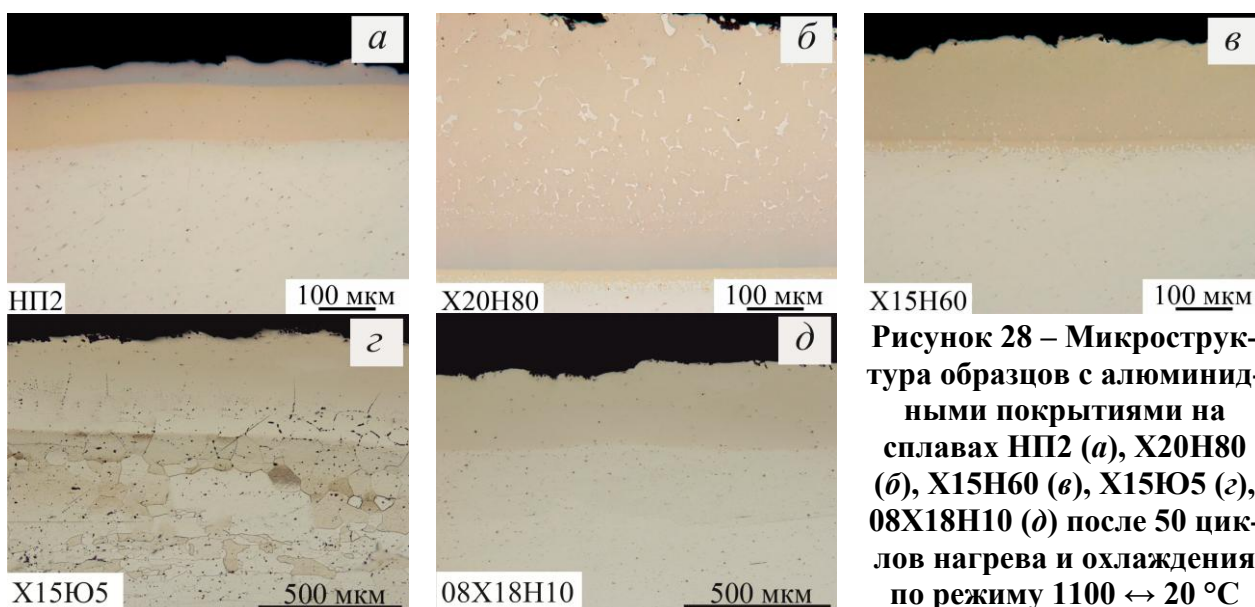


Рисунок 28 – Микроструктура образцов с алюминидными покрытиями на сплавах НП2 (а), X20H80 (б), X15H60 (в), X15Ю5 (г), 08X18H10 (д) после 50 циклов нагрева и охлаждения по режиму 1100 ↔ 20 °С

Исследование стойкости алюминидных покрытий на сплаве ХН32Т и чугуне ЧХ3 к газоабразивному изнашиванию (рис. 29) показало, что при температуре 600 °С их износостойкость выше, чем этот же параметр при комнатной температуре, на 37 % и 23 % соответственно. При этом при 600 °С стойкость к газоабразивному износу покрытия на сплаве ХН32Т почти на 50 %, а на чугуне на 25 % выше, чем у эталона (наплавленный металл 500Х23ГС2Б7М7ФВ2).

Микротвердость алюминидных покрытий в зависимости от состава и способа получения колебалась в пределах 2–6 ГПа. Фазовые трансформации при высокотемпературных нагревах сопровождались снижением микротвердости покрытий в сравнении с исходным состоянием (рис. 30).

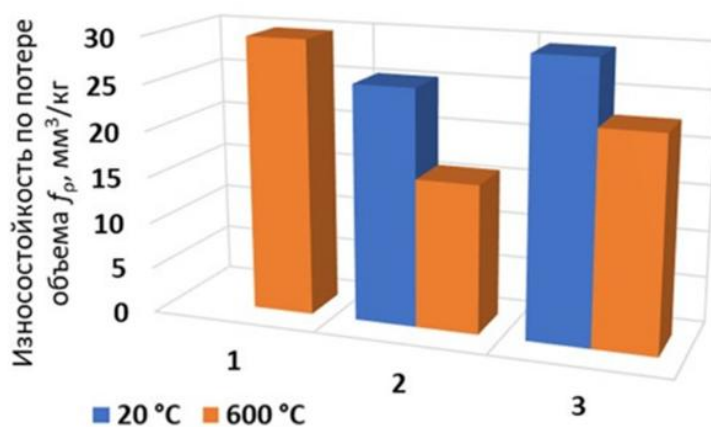


Рисунок 29 – Удельный износ  $f_p$  образцов при газоабразивном изнашивании: 1 – эталон; 2 – покрытие на сплаве ХН32Т; 3 – покрытие на чугуне ЧХ3

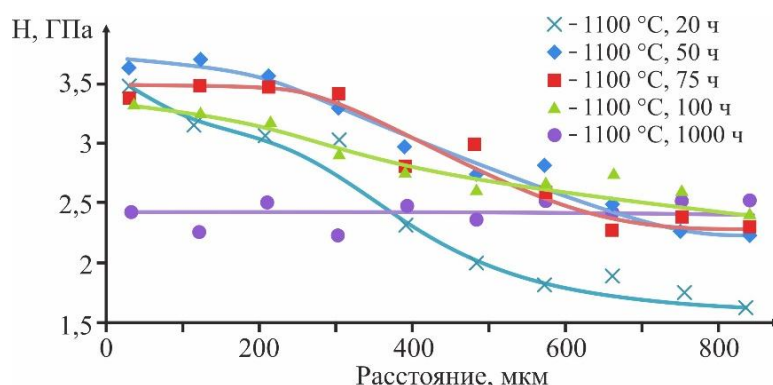


Рисунок 30 – Распределение микротвердости в поперечном сечении покрытия на сплаве X15Ю5 после жидкостного алитирования, пост-ТО и нагрева при 1100 °С

В шестой главе приведены данные по реализации полученных в работе результатов в промышленности.

Одной из проблем применения чистых хромоникелевых сплавов в качестве нагревательных элементов в вакуумных печах является высокая склонность хрома к испарению, что, с одной стороны, приводит к снижению эксплуатационных характеристик нагревательных элементов (сопротивление, жаростойкость), а с другой – после испарения элементы осаждаются на изоляторах печи, что может привести к короткому замыканию. В связи с этим периодически необходимо производить отжиг деталей изоляторов в атмосфере воздуха, чтобы избавиться от токопроводящего металлизированного слоя. На базе выполненных исследований для ООО «НПО «СПЛАВ-Ти» предложено техническое решение по повышению жаростойкости нагревательных элементов промышленной вакуумной печи и ингибированию испарения хрома с их поверхности. Применение нагревательных элементов из сплава X20H80 с алюминидным покрытием (рис. 31), полученным по разработанной технологии жидкостного алитирования, позволило увеличить межремонтный интервал печи между операциями отжига изоляторов и до замены нагревательного элемента более чем в 2 раза.

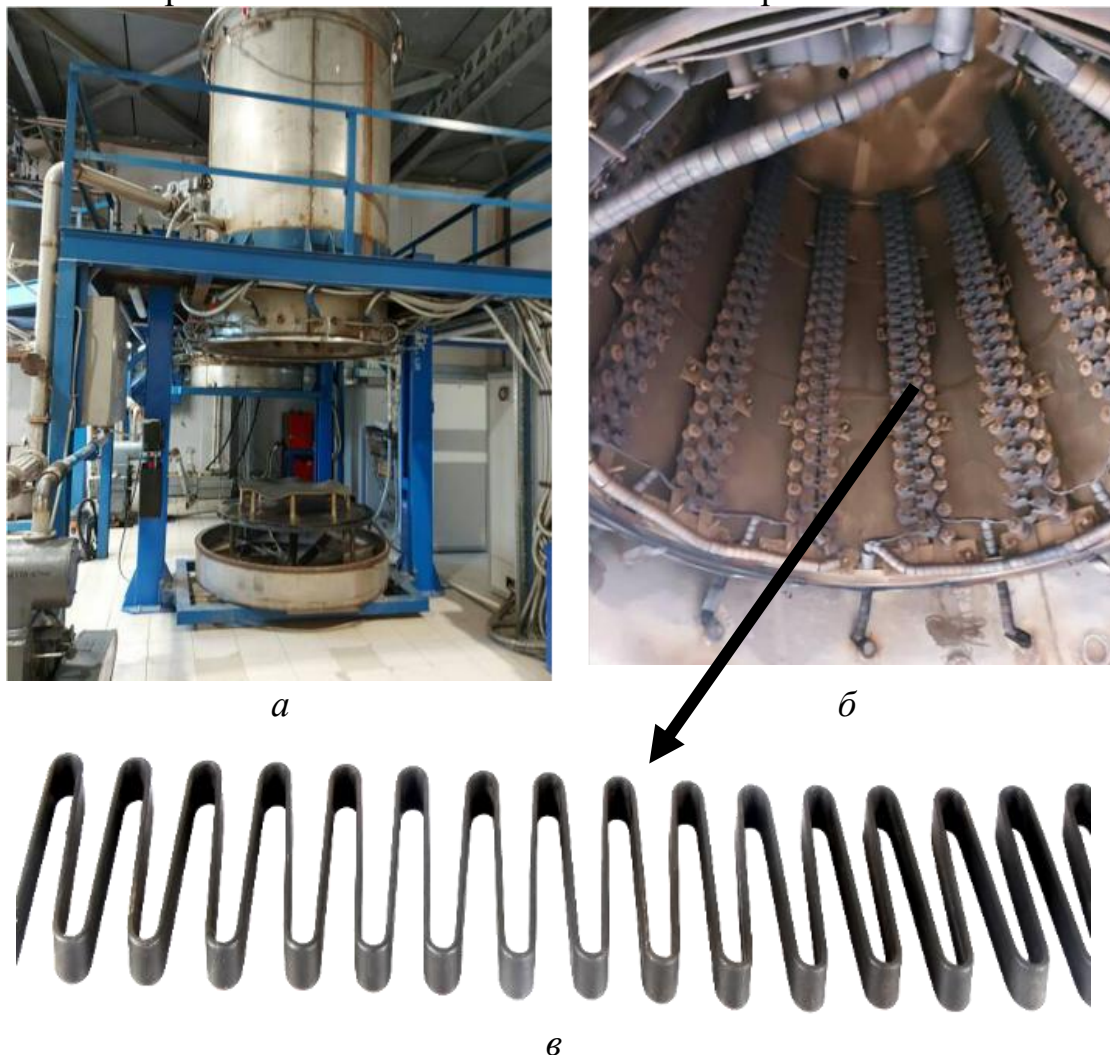


Рисунок 31 – Промышленная вакуумная печь, используемая ООО «НПО «СПЛАВ-Ти» (а), внутренний вид колпака печи с нагревательными элементами (б) и внешний вид нагревателя из сплава X20H80 с алюминидным покрытием, полученным по разработанной технологии (в)

Узлом оборудования алюминиевой промышленности, требующим защиты от высокотемпературного окисления, являются чугунные секции газосборного колокола (ГСК) электролизера, которые в процессе эксплуатации испытывают воздействие анодных газов (кислорода, CO, CO<sub>2</sub>, сернистого газа, паров элементарной серы и продуктов испарения фторидов металлов) с температурой ~700 °С. Постепенное разрушение секций ГСК нарушает замкнутость контура газоотвода и снижает качество выплавляемого алюминия. Нами разработана и апробирована технология получения алюминидных покрытий по схеме, включающей жидкостное алитирование и последующую пост-термообработку (рис. 32). Выработаны практические рекомендации по назначению режимов основных операций технологического процесса.

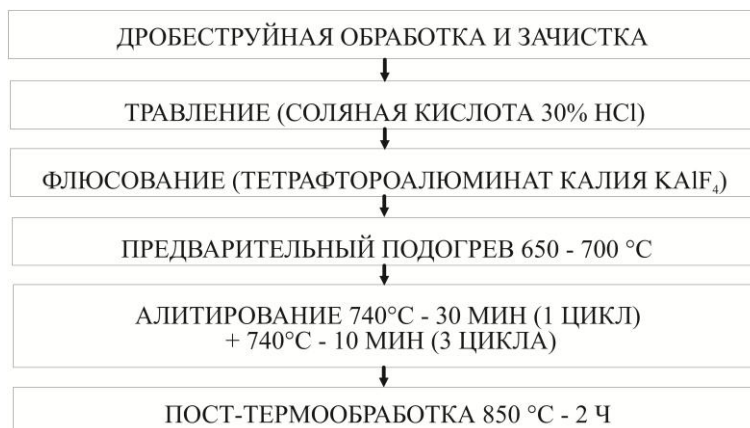
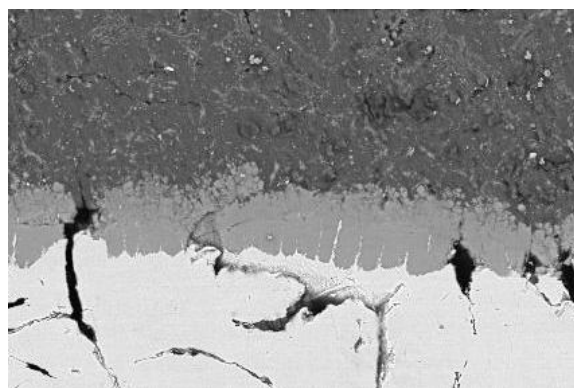


Рисунок 32 – Схема технологического процесса получения покрытий на поверхности секций ГСК



а



б

Рисунок 33 – Чугунные секции ГСК с алюминидным покрытием после жидкостного алитирования и пост-ТО (а) и микроструктура покрытия (б)

Промышленные испытания секций ГСК с алюминидными покрытиями (рис. 33) в условиях АО «РУСАЛ Новокузнецк», показали, что сроки их службы находятся на уровне 21–25 месяцев (рис. 34). Практика эксплуатации секций ГСК подтверждает, что средний срок службы секций из чугуна СЧ20

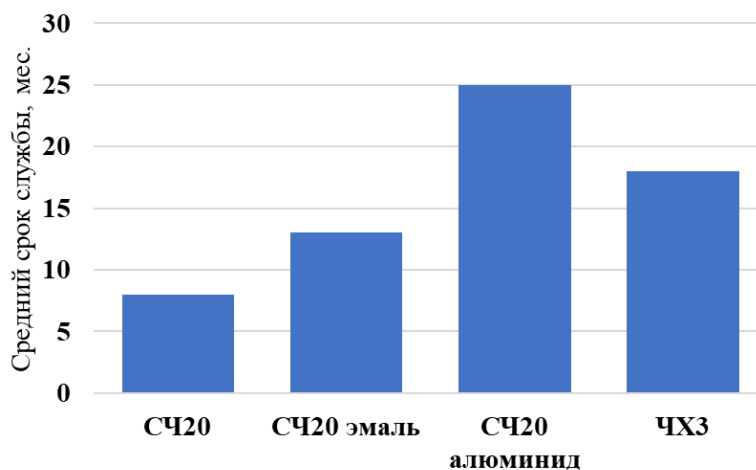


Рисунок 34 – Средний срок службы секций ГСК в различном материальном исполнении

составляет 8 месяцев, из чугуна СЧ20 с эмалевым покрытием – 13 месяцев, а из хромистого чугуна ЧХЗ – 18 месяцев. Таким образом, нанесение алюминидных покрытий по предложенной технологии за счет минимизации износа материала секций ГСК в условиях высокотемпературного и абразивного воздействия обеспечивает повышение их работоспособности в 2,5–3 раза по сравнению со штатными, выполненными из серого чугуна, а также почти в 1,5–2 раза в сравнении с секциями с эмалевыми покрытиями и секциями из ЧХЗ.

Общий экономический эффект от внедрения полученных при выполнении диссертационной работы результатов составил 6,93 млн. руб.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработаны теоретические основы и комплексные технологии получения жаростойких покрытий на поверхности сплавов на основе никеля и железа, выделены и систематизированы основные факторы, влияющие на их функциональные свойства, развиты и дополнены результатами специальных исследований механизм и кинетика диффузионных процессов в разнородных соединениях.

2. Экспериментально установлено, что формирующиеся при сварке взрывом алюминия со сплавами на основе никеля или железа участки оплавленного металла представляют собой неравновесные гетерогенные структуры, состав которых с ростом времени существования оплава в жидком состоянии меняется от смеси  $Al + NiAl_3$  ( $FeAl_3$ ) до смеси  $NiAl_3 + Ni_2Al_3$  ( $FeAl_3 + Fe_2Al_5$ ). При последующих нагревах их состав после полной гомогенизации соответствует составу формирующихся на свободной от оплавленного металла границе раздела сплошных прослоек  $NiAl_3$  и  $Ni_2Al_3$  (в соединениях алюминия со сплавами на основе никеля) или  $FeAl_3$  и  $Fe_2Al_5$  (в соединениях алюминия со сплавами на основе железа).

3. Выявлены критерии, определяющие уровень и положение максимума возникающих в сваренных взрывом композитах остаточных термических напряжений, обеспечивающих отделение алюминиевого слоя от диффузионной зоны, сформированной на границе раздела алюминий – никелевый сплав, и получение покрытия с однофазной структурой на основе алюминидов  $Ni_2Al_3$ . Разработаны рекомендации по созданию алюминидных покрытий, в составе которых имеется подслой (никель или никелевый сплав), препятствующий массообмену между покрытием и основой (сплав на основе никеля или железа), и наружный слой из алюминидов, обеспечивающий высокие характеристики жаростойкости.

4. Показано, что при одинаковых температуре расплава алюминия и времени нахождения в нем альтируемого сплава состав последнего оказывает решающее влияние на кинетику формирования и состав покрытия при жидкостном алитировании. Появление в составе покрытия сплошных прослоек тройных алюминидов  $FeNiAl_5$  и  $FeNiAl_9$  замедляет процесс растворения основных элементов сплава в жидком алюминии и тормозит рост покрытия.

5. Установлено, что наложение при жидкостном алитировании ультразвуковых колебаний частотой 20–30 кГц и амплитудой 3–7 мкм за счет создания в условиях кавитации избыточного давления, обеспечивающего независимо от состава альтируемого сплава ускоренное проникновение расплава алюминия в его поверхностные поры и трещины, позволяет формировать сплошные

покрытия при сокращении длительности алитирования и пост-термообработки, стабилизирующей структуру исходного покрытия.

6. На основе обобщения известных данных и постановки специальных исследований доказано, что срок службы алюминидных покрытий контролирует взаимная диффузия составляющих их элементов, а именно: «внешняя» диффузия алюминия с образованием на поверхности покрытия оксидной пленки  $Al_2O_3$ , «внутренняя» диффузия алюминия из покрытия в основу и диффузия легирующих элементов из основы в покрытие. Динамика процесса последовательной трансформации богатых алюминием интерметаллидов в алюминиды, богатые основным элементом сплава-основы, и, в конечном итоге, в твердый раствор алюминия в никеле или железе определяется температурно-временными параметрами термического воздействия, а также начальной толщиной покрытия и степенью легирования сплава-основы.

7. Показано, что при высокотемпературных нагревах из-за ограниченной растворимости хрома в алюминидных никеля на границе раздела «покрытие – хромоникелевый сплав» происходит выделение вторичных фаз в виде сплошной цепочки включений с высоким содержанием хрома (~98 ат. %), играющих роль естественного диффузионного барьера, сдерживающего массообмен между покрытием и основой и обеспечивающего десятикратное увеличение длительности его жизненного цикла.

8. Методами высокотемпературной рентгенографии и электронной микроскопии установлено, что хром в алюминидных покрытиях стабилизирует образование  $\alpha$ -модификации  $Al_2O_3$  и начальных этапах процесса окисления входит в состав оксидов  $(Al,Cr)_2O_3$  и  $(Fe,Cr)_2O_3$ . Наличие на внешней поверхности покрытий системы Ni-Al сплошного слоя защитной оксидной пленки  $\alpha-Al_2O_3$  гарантируется при содержании в них алюминия не менее 12 ат. %, а в покрытиях системы Fe-Al – не менее 15 ат. %. Присутствие хрома в составе покрытий понижает необходимую для формирования  $\alpha-Al_2O_3$  концентрацию алюминия до значений 5 и 3 ат. % соответственно. При меньших значениях содержания алюминия покрытия окисляются с образованием более рыхлых оксидов Cr, Ni и Fe, не обеспечивающих сохранение жаростойких свойств.

9. Раскрыта взаимосвязь между тепло- и электрофизическими свойствами алюминидных покрытий и их структурно-фазовым состоянием. Показано, что независимо от состава алитируемого сплава нанесение алюминидного покрытия приводит к снижению коэффициента теплопроводности композиции, а соответственно и повышению ее удельного электрического сопротивления. Теплопроводность алюминидных покрытий повышается от 7,2 до 14,5 Вт/(м×К)), а удельное электросопротивление – от 1,7 до 3,5 Ом×мм<sup>2</sup>/м с ростом содержания хрома в сплаве и соответствующим увеличением доли алюминидов  $CrAl_7$  и  $(Cr,Fe)_5Al_8$  в структуре покрытия.

10. Экспериментально показано, что в алюминидных покрытиях, независимо от их состава, реализуется механизм вязкого разрушения, при котором отслоение и скалывание покрытий происходит только при очень больших нагрузках или в случае слабой адгезии. Превалирующим механизмом разрушения является когезионный. При этом алюминидные покрытия при 600 °С показывают

повышенную, в сравнении с эталонным износостойким наплавленным металлом, стойкость в условиях газоабразивного изнашивания.

11. На базе выполненных исследований разработан ряд практических рекомендаций, обеспечивающих повышение срока службы деталей и узлов металлургического и машиностроительного назначения путем нанесения жаростойких покрытий на основе алюминидов никеля и железа. Внедрение разработанных технологий и покрытий на АО «РУСАЛ Новокузнецк» и ООО «НПО «СПЛАВ-Ти» позволило за счет улучшения качества и надежности изделий получить экономический эффект 6,93 млн. руб. Доля автора в экономическом эффекте составила 60 %.

### **Перспективы дальнейшей разработки темы.**

Перспективы дальнейшей разработки темы связаны с поиском возможностей создания алюминидных покрытий с уникальными характеристиками и функциональными возможностями, одновременно сочетающих в себе различные свойства и способных в режиме реального времени адаптироваться к воздействию изменяющихся условий эксплуатации и окружающей среды, а также масштабирования предложенных технологических решений, в частности, наложения ультразвуковых колебаний для получения качественных покрытий на крупногабаритных изделиях, использованием наряду со сваркой взрывом и жидкостным алитированием комбинированных способов нанесения покрытий, применением подходов, основанных на окончательной и промежуточной обработке высококонцентрированными источниками энергии.

## **СПИСОК ОСНОВНЫХ РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ АВТОРОМ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

*В изданиях из перечня ВАК при Минобрнауки РФ*

1. Состав и структура жаростойких покрытий на основе алюминидов никеля и железа /А. И. Богданов// Металлург. – 2025. – № 12. – С. 76–83.

2. Кинетика формирования покрытий при жидкостном алитировании сплавов на основе железа и никеля / В. П. Кулевич, А. И. Богданов, В. Г. Шморгун, В. Д. Смоленцев, О. В. Афонина, Е. А. Вакулин, А. А. Шаров // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2025. – № 2 (297). – С. 17–21.

3. Влияние термообработки сплава X15Ю5 с алюминидным покрытием на его тепло- и электропроводность / В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов // Черные металлы. – 2024. – № 1. – С. 52–57.

4. Структура и свойства алитированных сплавов системы Fe-Cr-Al / В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов // Черные металлы. – 2022. – № 8. – С. 47–52.

5. Структура и свойства оплавленных участков, образующихся на границе раздела в свариваемых взрывом соединениях алюминий – сплав на основе железа / В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, О. В. Слаутин // Известия

ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2021. – № 11 (258). – С. 69–72.

6. Трансформация химического и фазового составов слоистых покрытий систем Al-Ni и Al-Ni-Cr после высокотемпературных нагревов / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе, А. Г. Серов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2016. – № 1. – С. 51–59.

7. Структура и фазовый состав диффузионной зоны, формирующейся на межслойной границе никель-алюминиевого композита при жидкофазном взаимодействии / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе // Материаловедение. – 2015. – № 8. – С. 35–38.

8. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных изделий / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 5. – С. 64–65.

9. Структура и фазовый состав локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом композите АД1 + Х20Н80 / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. В. Крохалев, А. Ол. Таубе, А. Г. Серов // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 55–60.

10. Оценка термических напряжений в сваренном взрывом слоистом композите сталь + никель + алюминий после термообработки / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, Ю. П. Трыков // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 9. – С. 43–46.

11. Влияние термического и силового воздействия на кинетику диффузии в слоистых композитах на основе алюминия / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов // Материаловедение. – 2011. – № 9. – С. 7–10.

12. Структура и свойства покрытий из интерметаллидных Ni-Al соединений, полученных по комплексной технологии / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, Е. А. Семакова // Известия ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 5 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2011. – № 5. – С. 8–11.

*В изданиях, индексируемых базами Scopus и Web of Science*

13. Formation of a heat-resistant aluminide coating on CrNi32Ti alloy by hot-dip aluminizing / V. P. Kulevich, A. I. Bogdanov, V. G. Shmorgun // Metallurgist. – 2025. – Vol. 69, Issue 5 (September). – P. 706–712.

14. Experimental research of the explosive welding of metal plates with different initial hardness / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, A. O. Taube // Materials and Manufacturing Processes. – 2024. – Vol. 39, Issue 2. – P. 207–216.

15. Formation of the Interface between an Iron-Based Alloy and Aluminum during Ultrasonic Metallurgical Production of Metal Matrix Composites / V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, A. I. Bogdanov, O. V. Slautin, E. R. Kamalov,

M. A. Razuvaev, N. V. Terpugov // Russian Metallurgy (Metally). – 2024. – Vol. 2024, Issue 8 (August). – P. 1808–1812.

16. Structure and Properties of Ti-Al Intermetallic Coatings Reinforced with an Aluminum Oxide Filler / A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun, L. M. Gurevich // Metals. – 2024. – Vol. 14, Issue 12 (December). – Article 1336. – 16 p.

17. Evaluation of adhesive and cohesive strength of layered intermetallic coatings by scratch testing / A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun // AIP Conference Proceedings. – 2023. – Vol. 2504. – issue 1. – Article 030004.

18. Formation of the Diffusion Coatings Structure on the Surface of the Fe-Cr-Al Alloy during Hot-Dip Aluminizing with Ultrasonic Impact / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich // Metallurgist. – 2023. – Vol. 67, issue 7–8 (November). – P. 1138–1145.

19. Microstructure Evolution and Growth of Interfacial Intermetallic Compounds in NiCr/Ti Alloy Laminated Composite after Explosive Welding and Heat Treatment / A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun // Metals. – 2023. – Vol. 13, issue 8. – Article 1417. – 16 p.

20. Structure and phase composition of aluminide coating formed on nickel-based alloy / A. I. Bogdanov, V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, R. D. Evchits // AIP Conference Proceedings. – 2023. – Vol. 2697, issue 1. – Article 020001. – 5 p.

21. Diffusion interaction during heat treatment of nickel-aluminum composite / A. I. Bogdanov, V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich // AIP Conference Proceedings. – 2022. – Vol. 2632. – Article 020032.

22. Evaluation of Heat Resistance and Thermal Conductivity of Ni-Cr-Al System Layered Coatings / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, V. P. Kulevich // Metallurgist. – 2022. – Vol. 66, issue 7–8 (November). – P. 934–941.

23. FEM Simulation of Sclerometric Test of Nickel Aluminide Layered Coatings / A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun // Materials Science Forum. – 2022. – Vol. 1052. – P. 154–159.

24. Formation of Thermally Grown Aluminum Oxide Scale on the Surface of Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>/Ni Layered Coating / A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun, A. O. Taube // Oxidation of Metals. – 2022. – Vol. 98, Issue 1–2 (August). – P. 199–216.

25. Formation of the Diffusion Zone in Explosion Welded Composite Cr<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub> – AD1 at Liquid-Phase Interaction / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, D. V. Shcherbin // Defect and Diffusion Forum. – 2021. – Vol. 410. – P. 531–536.

26. Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, L. D. Iskhakova, A. O. Taube // Surfaces and Interfaces. – 2021. – Vol. 23. – 10 p.

27. The oxidation behaviour of layered Al-Ni coating at high-temperature heating / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 38, part 4. – P. 1627–1630.

28. Estimation of the Service Lifetime of Layered Heat-Resistant Ni-Al and Ni-Cr-Al Coatings / A. O. Taube, V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, E. I. Storozheva,

D. B. Solovev // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2020. – Vol. 459.– 6 p.

29. Formation of Intermetallic Coating on 20880 Steel in the Liquid-Phase Inter-Reaction with Aluminum / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich // Solid State Phenomena. – 2020. – Vol. 299. – P. 914–919.

30. Kinetics of Diffusion Interaction in Cr15Ni60-AD1 Layered Composite / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, D. V. Shcherbin // Solid State Phenomena. – 2020. – Vol. 299. – P. 760–765.

31. Kinetics of Phase Transformations in FeAl(Cr,Si) / Fe<sub>3</sub>Al(Cr,Si) / Fe(Al,Cr,Si) Laminated Coating on the Cr15Al5 Alloy / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. O. Kharlamov // Materials Science Forum. – 2020. – Vol. 992.– P. 493–497.

32. The effect of aluminum content in the Fe-Cr-Al system alloys on the oxide films phase composition / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 30, part 3. – P. 554–558.

33. The influence of the chemical composition of the Fe-Cr-Al system coatings on the oxide films phase composition / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. O. Kharlamov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 862. – 6 p.

34. Aluminizing of the Cr15Al5 alloy surface by hot-dipping in the melt / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, O. V. Slautin, V. P. Kulevich // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 537. – 6 p.

35. Analysis of Thermal Stresses in Layered Composite AD1 + Cr20Ni80 + M1 after Heat Treatment / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube // Materials Science Forum. – 2019. – Vol. 946. – P. 8–13.

36. Kinetics of the diffusion interaction on the «melt – solid body» boundary in explosive welded Al-Ni composite / L. M. Gurevich, V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, E.I. Storozheva // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 19, part 5. – P. 1904–1907.

37. Structure and phase composition of diffusion zones formed as a result of homogeneous and heterogeneous reactions at the boundary of the AD1 – Cr15Ni60 composite / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, D. V. Shcherbin // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1399. – 7 p.

38. Structure and phase composition transformation in Cr20Ni80 + Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> + CrAl<sub>7</sub> layered coating under thermal effect / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, D. V. Shcherbin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 537. – 7 p.

39. Study of the Processes of Structure Formation of the Reaction Zone of Interaction in the Cr20Ni80 + AD1 Layered Composite During Heat Treatment / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 11, part I. – P. 212–217.

40. Formation of the diffusion barrier at the interface of Cr20Ni80 alloy – Ni-Cr-Al coating / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, L. M. Gurevich // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 450. – P. 032026.

41. Layered Ni-Cr-Al Coatings for Air Tuyeres Protection from the Burnout / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube // Solid State Phenomena. – 2018. – Vol. 284. – P. 1200–1204.
42. Investigation of Heat Resistance of Al-Ni Layered Coating / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, R. E. Novikov // Solid State Phenomena. – 2017. – Vol. 265. – P. 211–214.
43. Phase composition of heat-resistant layered coatings of the Al-Cr-Ni system / V. G. Shmorgun, L. D. Iskhakova, A. I. Bogdanov, A. O. Taube // Metallurgist. – 2017. – Vol. 60, No. 9–10 (January 2017). – P. 1113–1119.
44. The study of the chemical and phase composition of the diffusion interaction zone in layered composite Cr<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub> – AD1 / V. G. Shmorgun, L. D. Iskhakova, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, R. P. Ermakov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2017. – Vol. 177. – 5 p.
45. Effect of the High-Heating on the Chemical and Phase Composition of the Al-Ni-Cr Layered Coatings / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 870. – P. 169–174.
46. Investigation of heat-resistant layered coating of Al-Cr-Ni / V. G. Shmorgun, Yu. P. Trykov, A. I. Bogdanov, A. O. Taube // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 116. – 6 p.
47. The evolution of phase transformation in Ni/Ni<sub>3</sub>Al laminated composite under high temperature treatments / V. G. Shmorgun, L. M. Gurevich, A. I. Bogdanov, M. D. Trunov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 116. – 6 p.
48. Growth kinetics of the diffusion zone at the interface of the explosion-welded nickel-aluminium composite / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. N. Arisova, Yu. P. Trykov // Welding International. – 2016. – Vol. 30, No. 8. – P. 625–629.
49. Evolution of the structure of local regions of fused metal in explosion-welded nickel-aluminum composites under heat treatment / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, L. M. Gurevich // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 57, No. 11–12 (March, 2016). – P. 684–689.
50. The kinetics of diffusion processes in the nickel-aluminum composition / V. G. Shmorgun, Yu. P. Trykov, O. V. Slautin, V. V. Metelkin, A. I. Bogdanov // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2009. – Vol. 50, № 3. – P. 286–289.

#### *Изобретения и полезные модели*

51. Пат. 2725503 Российская Федерация, МПК В23К20/08, С23С10/48 Способ получения жаростойких покрытий на стали / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу́н, С. П. Писарев, А. И. Богданов, О. В. Слау́тин, В. П. Кулеви́ч, А. Г. Серов; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2020.
52. Пат. 2725510 Российская Федерация, МПК В23К20/08, С23С26/00 Способ получения жаростойких покрытий на стали / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу́н, С. П. Писарев, А. И. Богданов, В. П. Кулеви́ч, Д. В. Щерби́н, А. Ол. Таубе; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2020.

53. Пат. 2725501 Российская Федерация, МПК В23К20/08, С23С10/48 Способ получения жаростойкого покрытия на стали / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, С. П. Писарев, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. Г. Серов, В. П. Кулевич; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2020.

54. Пат. 2725507 Российская Федерация, МПК В23К20/08, С23С10/48 Способ получения жаростойкого покрытия на стали / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, С. П. Писарев, А. И. Богданов, Д. В. Щербин, В. П. Кулевич, А. С. Иванов; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2020.

55. Пат. 2486999 РФ, МПК В23К20/08, С23С26/00. Способ получения покрытия / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, С. П. Писарев, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, В. Ф. Казак, А. И. Богданов, О. С. Киселев; ВолгГТУ. – 2013.

56. П. м. 122333 РФ, МПК В 32 В 15/20, В 23 К 101/14. Композиционный теплообменник с внутренними полостями / Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, В. Ф. Казак, А. И. Богданов, О. С. Киселев, А. Е. Кондаков; ВолгГТУ. – 2012.

57. П. м. 122332 РФ, МПК В 32 В 15/20, В 23 К 101/14. Композиционный теплообменник / Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, В. Ф. Казак, А. И. Богданов, О. С. Киселев, А. Ол. Таубе; ВолгГТУ. – 2012.

58. П. м. 119680 РФ, МПК В 32 В 15/20, В 23 К 20/08, В 23 К 101/14. Многослойный теплообменник с внутренними полостями / Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, В. Ф. Казак, О. С. Киселев, А. И. Богданов, Д. А. Евстропов; ВолгГТУ. – 2012.

59. П. м. 119866 РФ, МПК F 28 С 3/12. Теплообменник с внутренними полостями / Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, В. Ф. Казак, А. И. Богданов, О. С. Киселев, А. Е. Кондаков; ВолгГТУ. – 2012.

60. Пат. 2399471 РФ, МПК В 23 К 20/08, В 32 В 15/01. Способ получения композиционных алюминиево-никелевых изделий с внутренними полостями сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Ф. Казак, А. И. Богданов, О. С. Киселев, А. С. Сергиенко; ГОУ ВПО ВолгГТУ. – 2010.

### *Монографии*

61. Жаростойкие покрытия на основе алюминидов никеля и железа: монография / А. И. Богданов, В. П. Кулевич, В. Г. Шморгун. – Москва, 2024. – 274 с.

62. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва, 2016. – 346 с.

Подписано в печать .07.2026 г. Заказ № \_\_\_\_ . Тираж 100 экз.  
Формат 60×84 1/16. Бумага офсетная. Печать офсетная.  
Гарнитура Times. Печать офсетная.  
Усл. печ. л. 2,09.  
Отпечатано в типографии  
Издательства ВолГТУ  
400005, Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корпус 7