

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

На правах рукописи



Почету́ха Васи́лий Вита́льевич

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ
СЕРЕБРА И УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ**

Специальность 01.04.07 – физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель –
д-р техн. наук, доцент
Романов Д.А.

Новокузнецк – 2022

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ	12
1.1 Проблема повышения электроэрозионной стойкости дугостойких электрических контактов.....	12
1.2 Структура и свойства объемных материалов электроэрозионностойких электрических контактов.....	13
1.3 Упрочнение электроэрозионностойких контактов за счет напыления покрытий	23
1.4 Выводы из литературного обзора и постановка задач.....	29
ГЛАВА 2 ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	31
2.1 Обоснование выбора материалов электрических контактов для формирования покрытий методом электронно-ионно-плазменного напыления	31
2.2 Установка для электровзрывного легирования ЭВУ 60/10 М	32
2.3 Установка «КОМПЛЕКС» электронно-ионно-плазменного инжиниринга поверхности	35
2.4 Режимы обработки, методы исследования структуры, фазового и элементного состава и свойств электроэрозионностойких покрытий	36
ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ НАГРУЖЕННОСТЬЮ 10–100 А ..	40
3.1 Структура электроэрозионностойких покрытий системы Ni–Ag–N.....	40
3.2 Структура электроэрозионностойких покрытий системы Ni–C–Ag–N.....	54
3.3 Свойства электроэрозионностойких покрытий систем Ni–Ag–N и Ni–C–Ag–N	66
3.4 Выводы.....	74
ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПУСКАТЕЛЕЙ И КОНТАКТОРОВ.....	77
4.1 Структура электроэрозионностойких покрытий системы WC–Ag–N	77

4.2 Структура электроэрозионностойких покрытий системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$	89
4.3 Свойства электроэрозионностойких покрытий систем WC--Ag--N и $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$	98
4.4 Выводы	106
ГЛАВА 5 АППРОБИРОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ	109
5.1 Промышленное апробирование электроэрозионностойких покрытий систем Ag--Ni--N , Ni--C--Ag--N , WC--Ag--N и $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ на медных контактах.	109
5.2 Использование результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе	113
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	115
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	117
ПРИЛОЖЕНИЕ	135

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования.

В абсолютном большинстве случаев физико-механические свойства поверхности электрических контактов определяют срок службы всего электрического и энергетического оборудования. Поэтому зачастую необходимо грамотно сконструировать поверхность контактов, придав ей необходимые функциональные свойства, а не изготавливать ее всю из дорогостоящих материалов, требующих значительных энергетических затрат. С этой точки зрения модификация поверхности эффективными электронно-ионно-плазменными пучками является несомненно перспективным направлением создания стойких к электрической эрозии покрытий. В каждом конкретном случае нет ясной физической картины, позволяющей предсказать результат электронно-ионно-плазменной обработки в зависимости от свойств подложки и параметров воздействующих потоков заряженных частиц. Особенно это относится к комплексным процессам воздействия на поверхность плазмы и ускоренных электронных пучков. То, что электронно-ионно-плазменная технология является наиболее эффективным инструментом поверхностного упрочнения, обусловлено не только возможностями, но и достигнутым уровнем развития оборудования для её реализации. При использовании этой технологии в поверхностном слое контактов формируется многофазная субмикронная и нанокристаллическая структура за счет сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, формирования предельных градиентов температур.

В связи с вышеизложенным выявление природы и закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств электроэрозионных покрытий методом электронно-ионно-плазменной обработки является актуальным направлением в физике конденсированного состояния.

Степень разработанности темы.

Показатель степени интенсивности работы и интереса мирового научного сообщества к теме «Contactors, composite coatings, arc resistance (Контакты, композитные покрытия, дугостойкость)» по данным SciVal Topics системы Scopus составляет 96,979. Этим объясняется тенденция постоянного увеличения числа

публикаций по этой теме. Так только за 2021 г. на эту тему было опубликовано более 300 научных статей на английском языке. Электроэрозионностойкие композиционные материалы с металлической матрицей на основе серебра представляют значительный интерес для электротехнической промышленности при производстве электрических контактов, которые используются в автоматических выключателях и вакуумных контакторах как дугостойкий материал. Получением и исследованием новых дугостойких материалов занимаются ученые во всем мире. Это немецкие ученые Timo Mützel, Bernd Kempf и др., российские ученые Института металлургии Уральского отделения РАН (г. Екатеринбург) Л.Е. Бодровас, С.Ю. Мельчаков, А.Б. Шубин, Е.Ю. Гойда и др., Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» (г. Москва) и Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (г. Черноголовка) под руководством профессора А.С. Мукасыяна, бельгийские ученые из департамента материаловедения KU Leuven – Nachiketa Ray, Ludo Froye, Kim Vanmeensel, Jef Vleugels и др. Электротехническая промышленность Китая интенсивно развивается и в ключевые создания новых электроэрозионностойких электрических контактов работают китайские ведущие ученые, такие как S. Wen из Государственной центральной лаборатории порошковой металлургии Центрального Южного университета КНР, Y. Du из Центральной лаборатории защиты высокотемпературных износостойких материалов и подготовки провинции Хунань, J. Long из Государственной центральной лаборатории упрочнения материалов, Чжучжоу и др.

В рамках научной школы «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий» Сибирского государственного индустриального университета (Е.А. Будовских, В.Е. Громов, Д.А. Романов и др.) разработан способ повышения физико-механических свойств сталей и легких сплавов путем комплексной обработки, сочетающей электровзрывное напыление и электронно-пучковую обработку. Несмотря на многочисленные исследования в данной области проблема упрочнения поверхности мощных контактов электрических сетей остается несомненно актуальной для электрофизики и физического материаловедения.

Цель и задачи исследования. Цель работы: разработка физических основ и установление механизмов формирования структуры и свойств электроэрозионно-стойких покрытий при комплексной электронно-ионно-плазменной обработке мощных электрических контактов системами Ni–Ag–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N. Для достижения цели в работе были сформулированы и решены следующие **задачи**:

1. Разработать научно-обоснованные способы электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионно-стойких покрытий систем Ni–Ag–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N на медь и получить покрытия этих систем с повышенными эксплуатационными параметрами.
2. Определить механические, трибологические и электрофизические свойства сформированных покрытий в различных режимах электронно-ионно-плазменного напыления, обеспечивающих комплекс высоких функциональных свойств.
3. Установить физическую природу и закономерности формирования покрытий указанных систем, особенности их фазового состава и структуры. Исследовать влияние параметров электронно-ионно-плазменного напыления на структурообразование, фазовый состав и свойства покрытий четырех систем.
4. Выполнить промышленные испытания эксплуатационных свойств сформированных покрытий и выявить направления использования полученных результатов в научной деятельности и учебном процессе.

Научная новизна.

С использованием высокоинформативных методов современного физического материаловедения впервые получены новые знания о структурно-фазовых состояниях и свойствах электроэрозионно-стойких покрытий на медных электрических контактах систем Ni–Ag–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N, сформированных электронно-ионно-плазменным напылением. Выявлен значительный одновременный рост механических, трибологических и электрофизических свойств покрытий и дана физическая интерпретация наблюдаемых закономерностей. Параметры и режимы электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки защищены патентами.

Электронно-пучковая обработка и азотирование, формирующие структурно-фазовые состояния электровзрывных покрытий систем Ni–Ag–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N на медных подложках, закономерно изменяют параметры кристаллической решетки и размеры областей когерентного рассеяния образующихся фаз.

Научная и практическая значимость работы состоит в углублении знаний о физических процессах и механизмах формирования структурно-фазовых состояний и свойств электроэрозионностойких покрытий на медных электрических контактах систем Ni–Ag–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N путем реализации последовательности операций – электровзрывное напыление-электронно-пучковая обработка-азотирование. В работе установлено, что электронно-ионно-плазменная обработка приводит к кратному увеличению трибологических, механических и электрофизических свойств.

Полученные результаты позволили рекомендовать предприятиям юга Кемеровской области – Кузбасса способы создания нанокompозитных износостойких и электроэрозионностойких покрытий на соединительных и коммутирующих электрических контактах, продлевающих их срок службы и надежность работы. Разработаны и прошли опытно-промышленные испытания коммутационные устройства: реле защиты двигателя MPR 20Ф EKF PROxima, реле перекося фаз и падения напряжения SQZ3 ABB 2CSM111310R1331, реле тока F&F EPP-620, универсальный блок защиты электродвигателей УБЗ-301, магнитные пускатели Texenergo КМИ, контакторы EKF с защитными покрытиями систем Ni–Ag–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N, что подтверждается актами и справками использования результатов.

Результаты диссертации используются в учебном процессе при подготовке бакалавров и магистров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» (профиль «Наноматериалы и нанотехнологии») и аспирантов по направлению 03.06.01 «Физика и астрономия» (профиль «Физика конденсированного состояния»).

Методология и методы исследования. Задачи диссертации направлены на установление физической природы и закономерностей формирования покрытий систем Ni–Ag–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N. Диссертация является логическим продолжением исследований влияния электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки на структурно-фазовые состояния и свойства металлов и сплавов, проводимых более 25 лет в научной школе Сибирского государственного индустриального университета «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий». Использовался комплекс методов современного физического материаловедения: оптическая микроскопия (прибор METAM ЛВ-42), сканирующая микроскопия (прибор TESCAN MIRA GMU с приставкой для энергодисперсионного рентгеновского анализа), просвечивающая электронная микроскопия (приборы ЭМ 125 и JEOL JEM 2100 F), рентгеновский дифрактометр XRD-700, трибометр THT-S-AX000, микротестер Shimadzu ДИН-211.

Положения, выносимые на защиту:

1. Способы и режимы электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий, образованных твердыми растворами на основе меди, никеля и серебра, нитридов никеля, серебра и меди для системы Ni–Ag–N, а также дополнительно упрочненные карбонитридами и карбидами серебра и никеля для системы Ni–C–Ag–N, заключающиеся для системы Ni–Ag–N в электрическом взрыве двухслойного композиционного электрически взрываемого проводника, один из слоев которого состоит из серебряной фольги, а второй слой – из никелевой фольги с массой равной 0,5–2,0 массы первого слоя, а для системы Ni–C–Ag–N – трехслойного композиционного электрически взрываемого проводника, третий слой которого состоит из углеграфитового волокна с массой равной 0,5–1,0 массы первого слоя, электронно-пучковой обработки и азотирования.
2. Способ и режимы электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий, образованных серебром, карбидами вольфрама, мононитридом вольфрама, твердыми растворами на основе серебра, вольфрамом и медью, заключающиеся в формировании плазменной струи при электрическом взрыве

материала из серебряной оболочки и сердечника в виде порошка монокарбида вольфрама массой, равной 0,5–2,0 массы оболочки, электронно-пучковой обработки и азотировании.

3. Способ и режимы электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионно-стойких покрытий системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$, заключающиеся в формировании плазменной струи при электрическом взрыве материала из серебряной оболочки и сердечника в виде порошков диоксида олова SnO_2 массой, равной 0,5–2,0 массы оболочки, и оксида индия In_2O_3 массой, равной 0,1–0,2 массы оболочки, электронно-пучковой обработки и азотировании.

4. Формирование покрытий систем Ni--Ag--N , Ni--C--Ag--N , WC--Ag--N и $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ толщиной 60–100 мкм с нанокристаллической структурой на основе серебряной матрицы и расположенных в ней упрочняющих фаз путем электровзрывного напыления, электронно-пучковой обработки и азотирования. Результаты значительного увеличения износостойкости и твердости медного электрического контакта до 3 раз, снижение коэффициента трения в 1,4 раза, повышение модуля упругости первого рода в 5,2 раза и повышение электроэрозионной стойкости до значений, допустимых ГОСТ. Физическая интерпретация формирования повышенных механических, электрофизических и трибологических свойств покрытий.

5. Результаты опытно-промышленных испытаний электрических контактов различной номенклатуры с электроэрозионно-стойкими покрытиями, обеспечивающими повышенную эксплуатационную надежность.

Достоверность результатов работы, выводов и рекомендаций подтверждается корректностью поставленных цели и задач, большим объемом экспериментальных данных, полученных с использованием современных методов исследования в области физического материаловедения; сопоставимостью экспериментальных данных с данными других исследователей; эффективностью предложенных технологических решений, подтвержденных результатами промышленных испытаний.

Апробация работы. Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на: XIII ежегодном заседании Научного

Совета по физике конденсированных сред при отделении физических наук РАН и научно-практическом семинаре «Актуальные проблемы физики конденсированных сред», Черноголовка, 2020; LXIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Тольятти, 2021; X Международной школе «Физическое материаловедение», Тольятти, 2021; Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии», Минск, Республика Беларусь, 2021; IX Международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» к 100-летию со дня рождения академика Б.К. Вайнштейна и IV Международной школе молодых ученых «Актуальные проблемы современного материаловедения», Москва, 2021; XVI Международном семинаре «Структурные основы модифицирования материалов», Обнинск, 2021; XXII Международной научно-практической конференции «Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий – 2021», Новокузнецк, 2021; II Международной конференции «Физика конденсированных состояний», посвященной 90-летию со дня рождения академика Ю.А. Осипьяна, Черноголовка, 2021; Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», Томск, 2021; IX Международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» к 100-летию со дня рождения академика Б.К. Вайнштейна, Москва, 2021; IV Международной школе молодых ученых «Актуальные проблемы современного материаловедения», Москва, 2021; XII конференции Нанотехнологического общества России, Москва, 2021.

Публикации. Результаты исследований опубликованы в 21 работе, в том числе в 6 статьях в рецензируемых журналах из перечня ВАК РФ, в 1 статье в издании, входящем в перечень Scopus и Web of Science (Q1), в 9 докладах и в тезисах на конференциях и других научных мероприятиях, 3 патентах РФ на изобретения и 2 патентах РФ на полезную модель.

Личный вклад автора. Автор диссертации лично сформулировал план и алгоритм проведения экспериментальных исследований. Формулировка включала

определение режимных параметров электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий. Личный вклад автора заключается в постановке задач и проведении экспериментальных исследований; обработке полученных результатов, анализе, обобщении, научном обосновании, формулировании выводов и рекомендаций, написании статей, материалов докладов, патентов, разработке и внедрении в производство результатов исследований.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти разделов, заключения, приложения и списка литературы, включающего 137 наименований. Диссертация содержит 143 страницы, в том числе 55 рисунков и 10 таблиц.

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

Автор благодарен сотрудникам кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля Сибирского государственного индустриального университета за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов.

ГЛАВА 1 КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ

1.1 Проблема повышения электроэрозионной стойкости дугостойких электрических контактов

Главной причиной отказов в работе электрооборудования является неисправность контактного аппарата [1]. Чаще всего это объясняется простейшими причинами, такими как окисление электроконтактных поверхностей, электроэрозионное разрушение, либо ослабление крепления клеммных соединений и т. д. Описанные технические неисправности характерны для большинства отечественных и зарубежных промышленных предприятий. Электрические контакты играют ключевую роль в передаче энергии в большинстве коммутационных аппаратах [2].

Электрическая эрозия представляет собой разрушение поверхности электрических контактов, возникающее в результате пробойного электрического разряда в воздушной, газовой, жидкой или диэлектрической среде [3, 4]. В процессе эксплуатации электрические контакты подвергаются многочисленным циклам включения/выключения, в результате чего возникают многочисленные разряды и из-за испарения и удаления материала электрических контактов происходит их постепенное разрушение.

Надежность и безотказность работы энергооборудования зависят от многих факторов, в том числе от коммутационной износостойкости контакторов, определяемой механическими и электрическими свойствами их контактов. Электроэрозионностойкие контакты изготавливают на основе композиции тугоплавкого компонента и компонента с высокой электропроводностью, в качестве которого часто используют серебро. Наибольшее практическое применение нашли электрические контакты систем W–Ag, Mo–Ag, Ag–C, Ag–Ni, Ag–Cd и Ag–Co. Для обеспечения длительной и стабильной работы электрических контактов в серебряную матрицу иногда внедряют волокна, нитевидные кристаллы и пространственные решетки. В основном композиционные материалы для электрических контактов получают

методами порошковой металлургии. Однако пористость таких контактов может достигать 3 %, что отрицательно влияет на электропроводность.

Альтернативой композиционным электропроводящим материалам могут быть материалы с нанесенным токопроводящим покрытием. К перспективным следует отнести метод электровзрывного напыления покрытий [5]. Отметим, что такой метод применим и для восстановления поверхности электрических контактов при износе, что целесообразно с позиций экономики и экологии. Электровзрывное напыление эффективно для получения наноструктурных электроэрозионностойких покрытий на медных контактах. Последующие электронно-пучковая обработка и азотирование дополнительно повышают свойства таких покрытий.

1.2 Структура и свойства объемных материалов электроэрозионностойких электрических контактов

В работах профессора Chen Q. [6–8] нанопорошки вольфрама и молибдена, синтезированные комбинированным золь-гель-восстановлением и водородным восстановлением с массовой долей 10 %, были добавлены в псевдосплав W–Cu для адаптации микроструктуры и свойств. Систематически исследовались электрические, термические свойства, поведение при растяжении и дуговой эрозии пропитанных сплавов. Микроструктура (рисунок 1.1), размер зерен и фазовый состав, а также электронный перенос твердого раствора W(Mo) были идентифицированы с помощью SEM, XRD, EBSD и расчетов DFT. Полученный сплав системы W–Cu, легированный 10 масс. % W(Mo), показал улучшенные характеристики при растяжении и значительный эффект рассеивания дуги. Обсуждались также механизмы механического упрочнения и дуговой абляции, возникающие при добавлении нанопорошков W(Mo).

Авторами статей [9–11] для улучшения распределения SnO₂ в серебряной матрице наноразмерный порошок SnO₂ был приготовлен гидротермальным методом. Материал электрического контакта системы Ag–SnO₂ был изготовлен методом химического осаждения. Были испытаны физические свойства и сопротивление дуговой эрозии материала электрического контакта Ag–SnO₂ в наноструктур-

ном состоянии. Микроструктура и фазовая структура были охарактеризованы с помощью ПЭМ, СЭМ и XRD. Результаты показывают, что микроструктура электрического контактного материала равномерно распределена, и сегрегация отдельных элементов отсутствует. Твердость, плотность и проводимость электрического контактного материала составляют 148,9 МПа и 9,43 г/см³, 39,5 % IACS, соответственно. После испытаний состав поверхности электрических контактных материалов системы Ag–SnO₂ распределяется равномерно, без области обогащения Ag и областей, обогащенных SnO₂.

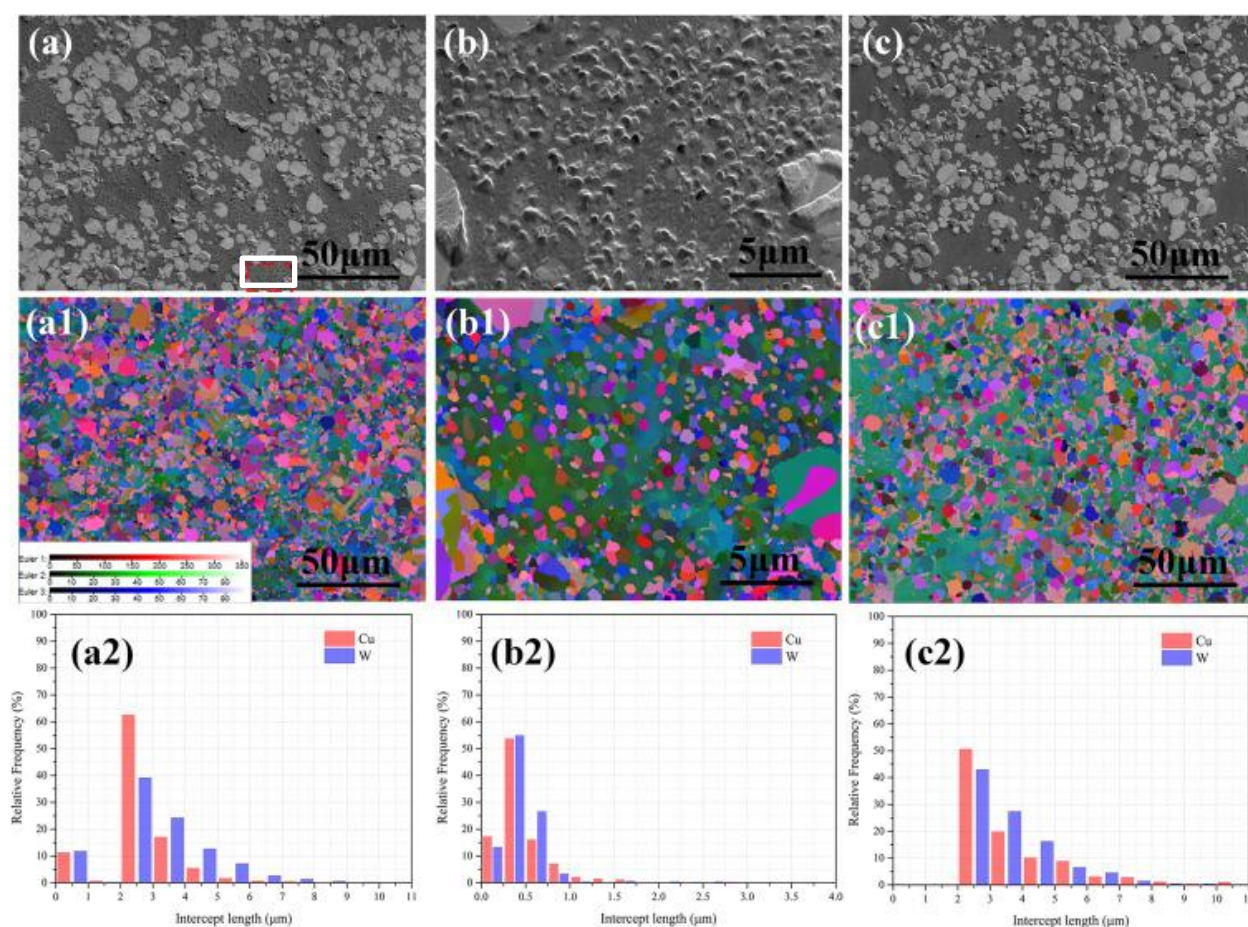


Рисунок 1.1 – СЭМ-изображения псевдосплавов WCu, легированных (a, b) и без (c) нанопорошков WMo, наклоненных под углом 70° для EBSD-картирования, а также соответствующие карты распределения углов Эйлера (a1-c1) и распределения по размерам зерен. (a2-c2). Белый прямоугольник области, обозначенной в (a), увеличен как (b) [6]

Композиционные материалы системы Cu–Al₂O₃ широко используются для изготовления электрических контактов из-за их превосходной электропроводно-

сти, теплопроводности и устойчивости к дуговой эрозии. Композиты $(WC + SiC_w) / Cu-Al_2O_3$ с лучшими свойствами были получены в работах [12–14] методом порошковой металлургии в сочетании с процессом внутреннего окисления, в ходе которого в композит $Cu-Al_2O_3$ были введены частицы WC и SiC_w микрометрового размера. Проанализирован эффект синергетического упрочняющего механизма наночастиц Al_2O_3 , частиц WC микронного размера и SiC_w в композитах с медной матрицей. Результаты показывают, что существует полукогерентная граница раздела между частицами нано- Al_2O_3 и медной матрицей. Предел прочности при растяжении композита $(1WC + 2SiC_w) / Cu-Al_2O_3$ составляет 531,6 МПа, что на 12,7 и 4,5 % выше, чем у композита $Cu-Al_2O_3$ и композита $SiC_w/Cu-Al_2O_3$ соответственно. Согласно теоретическим расчетам и анализу механизма упрочнения, вклад упрочнения Орована и упрочнения передачи нагрузки в композите $(1WC + 2SiC_w)/Cu-Al_2O_3$ составляет 27,3 и 16,6 % соответственно. Синергетический упрочняющий эффект частиц и нитевидных кристаллов составил 6,0 % от предела прочности композита $(1WC + 2SiC_w)/Cu-Al_2O_3$.

В статьях [15–18] серия композитов $Cu-Ti_3SiC_2$ с различным содержанием Ti_3SiC_2 была изготовлена методом искрового плазменного спекания. Исследованы их механические свойства и электросопротивление. Путем анализа морфологии и состава эродированных областей было изучено влияние содержания Ti_3SiC_2 на эрозионное поведение катодов $Cu-Ti_3SiC_2$ под вакуумной дугой. Результаты показывают, что относительная плотность и прочность на изгиб композитов $Cu-Ti_3SiC_2$ снижаются с увеличением содержания Ti_3SiC_2 , тогда как для твердости и удельного электрического сопротивления справедливо обратное. В морфологии и фазовом составе зоны эрозии преобладает процесс разложения и большее содержание Ti_3SiC_2 в катоде. Катоды $Cu-Ti_3SiC_2$, содержащие 10 масс. % Ti_3SiC_2 или менее имели относительно плоскую эродированную поверхность. Катоды с высоким содержанием Ti_3SiC_2 испытывали большую эрозию с пустотами, трещинами и сильным разложением Ti_3SiC_2 , все из которых способствовали ухудшению стойкости композита к дуговой абляции. Частицы Ti_3SiC_2 разложились на пары TiC и Si ; в конечном итоге этот TiC также разложился на пары Ti и C , оставив

значительное количество С на поверхности катода, затронутой дугой. Избыточное добавление частиц Ti_3SiC_2 ухудшает не только прочность, но также электрическую и теплопроводность композита, что, в свою очередь, снижает сопротивление материала дуговой эрозии. Эти результаты позволили предположить, что оптимальное содержание Ti_3SiC_2 в композите составляет менее 10 масс. %.

Композиты Cu–W, сочетающие в себе достоинства Cu и W, демонстрируют хорошую электро- и теплопроводность, устойчивость к дуговой эрозии, высокую прочность и т. д. Они являются перспективными для материалов электрических контактов. До настоящего времени для изготовления композитов Cu–W было разработано несколько методов, включая метод высокотемпературного жидкофазного спекания и метод спекания под горячим давлением. Однако эти методы могут вызвать неравномерное распределение компонентов в материале и относительно низкую плотность и плохую электропроводность материала. В исследованиях [19–21] композит Cu–W с микроориентированными ламелями W был приготовлен методом инфильтрации, механические и электрические свойства были исследованы и сравнены с коммерческим композитом Cu–W. Результаты показали, что прочность на сжатие исследуемого композита с микроориентированными ламелями W составляла от 300 до 1100 МПа, когда содержание W составляло от 50 до 90 масс. %. Прочность на сжатие имела явную анизотропию, причем прочность в направлении, параллельном W-ламелям, была выше, чем прочность, перпендикулярная W-ламелям. По сравнению с коммерческими композитами Cu–W с неупорядоченными W-каркасами, композиты с микроориентированными W-ламелями продемонстрировали более высокую электропроводность и прочность на сжатие в направлении ламелей W, что в основном связано с регулярным расположением фаз Cu и W в композите. Предполагается, что исследуемый композит будет использоваться в качестве материала для электрических контактов, чтобы значительно улучшить эффект электрических контактов и продлить срок их службы при одновременном снижении массы компонентов и энергопотребления.

В исследованиях [22–24] горячее прессование было использовано для изготовления новых функционально-градиентных медных контактов, синтезированных

ных из частиц сердцевин меди, покрытых серебром, никелем и хромом. Для изготовления функционально-градиентных материалов методом горячего прессования использовали чистую медь, двух- и трехслойные металлические порошки использовались в нижнем, среднем и верхнем слое, соответственно. Характеристики износостойкости и дуговой эрозии разработанных материалов увеличились от 3 до 10 раз по сравнению с чистой медью. Испытания на износ показали, что механизм абразивного износа является доминирующим для функционально-градиентных материалов, включая нанесение покрытия на никель и хром. Наибольшее значение удельной скорости износа было обнаружено у материалов $\text{Cu-Ag}'$ ($4,9 \times 10^{-4} \text{ мм}^3/\text{Нм}$) при нагрузке 20 Н, а наименьшее значение – у материалов $\text{Cu-Ag-Ni}'$ ($2,3 \times 10^{-4} \text{ мм}^3/\text{Нм}$) материалов под нагрузкой 10 Н. В то время как сильно расплавленные и деформированные области преобладают на поверхностях дуговой эрозии чистых медных и медно-серебряных контактов, более плоские и относительно менее расплавленные области были обнаружены на поверхностях функционально-градиентных материалов, содержащих никель и хром. Значения потерь на дуговой эрозии ($\text{см}^3 \times 10^{-4}$) составили 0,75 и 0,70, 0,99 и 0,88, 1,21 и 1,04 при 3000 циклах при токе 5 А, 10 А и 15 А в неподвижных и подвижных контактах, соответственно.

Исправность контактных групп – основной фактор отключающей способности высоковольтного выключателя. Измерение динамического сопротивления считается эффективным методом оценки степени эрозии комплектов контактов. Однако на электрическое сопротивление могут влиять многие другие механические неисправности, которые вызывают неправильную диагностику комплектов контактов. В настоящее время механизм влияния не выяснен. Поэтому в работах [25–27] исследовался механизм воздействия и степень механических неисправностей (релаксация напряжений, усталость, трение) контактных групп. Во-первых, проводились эксперименты по ускоренной релаксации напряжений сплава Cu-W , усталостные эксперименты с контактными группами и эксперименты по механическому трению, чтобы получить взаимосвязь между степенью повреждения и электрическим сопротивлением. Во-вторых, исследовалось усталостное разруше-

ние, микроморфология, энергодисперсионная спектроскопия и потеря металла контактных групп. В-третьих, методом конечных элементов проанализировано распределение напряжений и усталостное разрушение контактного пальца. Основываясь на вышеупомянутых работах [25–27], усталостное повреждение и частичная потеря контактных пальцев считаются наиболее заметно влияющими на кривые электрического сопротивления.

В работах [28–30] частицы композита TiB_2 , наполовину покрытые CuO были синтезированы методом химического осаждения, а контакты состава $\text{Ag}+4 \text{ TiB}_2+0,7 \text{ CuO}$ (масс. %) был получен путем искрового плазменного спекания. Результаты показали, что многочисленные наночастицы CuO размером около 500 нм частично покрывают поверхность частиц TiB_2 , что может эффективно ингибировать агрегацию частиц TiB_2 и способствовать уплотнению контакта (рисунок 1.2). По сравнению с контактом без CuO его введение увеличивает электропроводность и плотность на 8,1 % и 1,8 %, соответственно. Таким образом, наночастицы CuO благоприятны для повышения спекаемости, электропроводности и сопротивления дуговой эрозии контакта $\text{Ag}+4 \text{ масс. \% TiB}_2$.

Польские ученые в исследованиях [31–33] представили влияние механического легирования и пластического упрочнения на сопротивление дуговой эрозии композиционного материала Ag-Re по отношению к выбранным контактным материалам. Для испытаний были выбраны следующие композиты: $\text{Ag}_{90}\text{Re}_{10}$, $\text{Ag}_{95}\text{Re}_5$, $\text{Ag}_{99}\text{Re}_1$. Материалы Ag-Re были получены двумя способами. В первом случае материалы получали смешиванием порошков, прессованием, спеканием, экструзией, волочением и штамповкой, а во втором – дополнительно использовался процесс механического легирования. В качестве эталонных материалов использовались широко доступные контактные материалы $\text{Ag}(\text{SnO}_2)_{10}$ и AgNi_{10} . Контрольный материал AgNi_{10} был получен методом порошковой металлургии в процессе смешивания, прессования, спекания, экструзии, волочения и штамповки, а композит $\text{Ag}(\text{SnO}_2)_{10}$ был получен путем распыления сплава $\text{Ag}(\text{SnO}_2)_{10}$ с водой, а затем прессования порошка, внутреннего окисления, спекания, экструдирования в проволоку, вытягивания и штампования. Испытания на сопротивление

электрической дуги проводились для нагрузок постоянным и переменным током. Для переменного тока ($I = 60$ А, $U = 230$ В) было выполнено 15 000 циклов переключения, а для постоянного тока – 50 000 ($I = 10$ А, $U = 550$ В). Было обнаружено положительное влияние процесса механического легирования и добавления небольшого количества рения (1 масс. %) на свойства искровой эрозии контактного материала Ag–Re. При использовании постоянного тока 10 А композит AgRe оказался более стойким, чем обычно используемые контактные материалы AgNi10 и Ag(SnO₂)10.

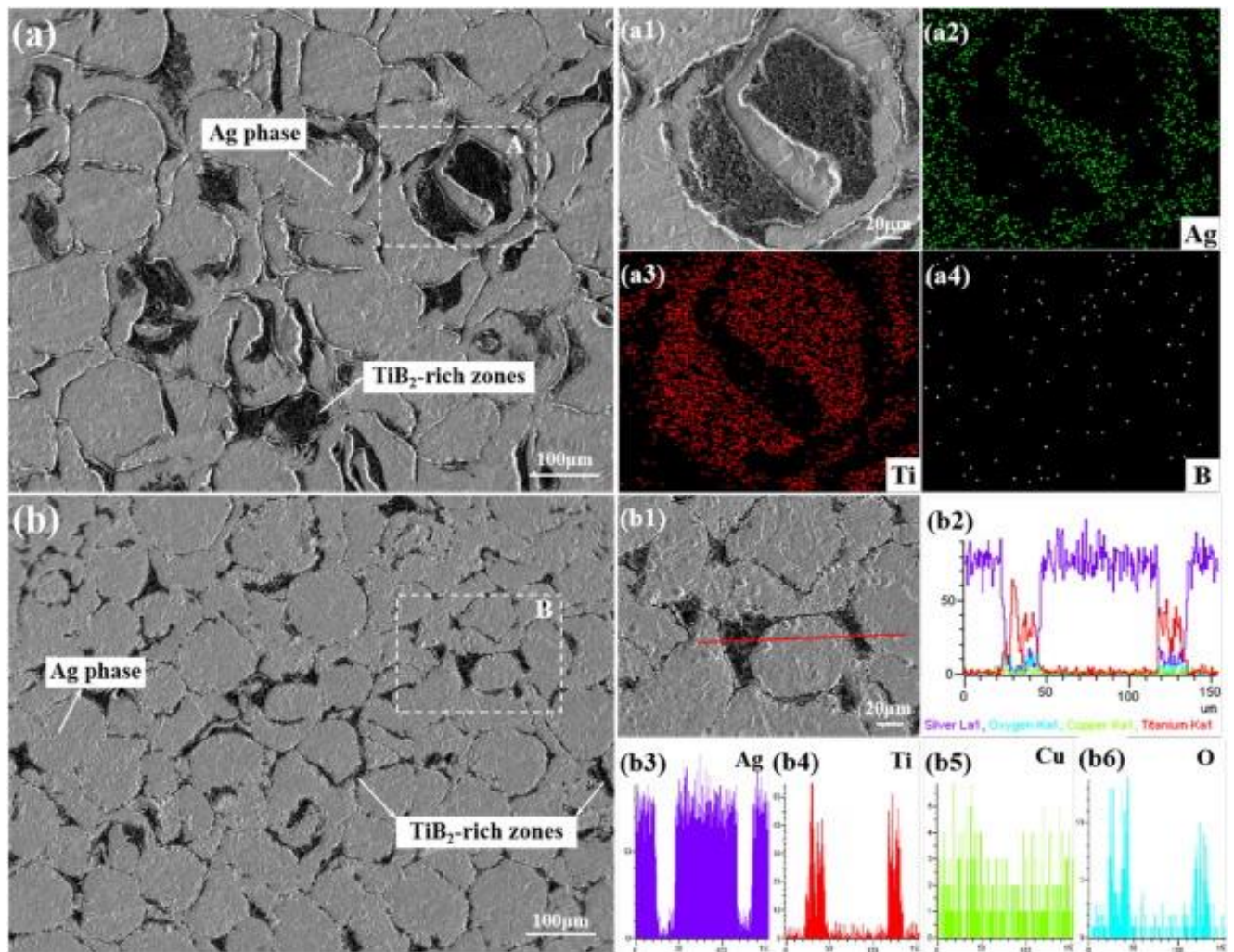


Рисунок 1.2 – СЭМ-микрофотографии Ag-4 масс.% TiB₂ (а) и Ag-4 масс.% TiB₂-0,7 масс.% CuO (б); Увеличенное изображение и EDS области А (а1 – а4) и области В (b1 – b6) [28]

Два вида материалов для электрических контактов Ag/ZnO были изготовлены методом порошковой металлургии в работах [34–36]. Испытания на электри-

ческую долговечность были проведены для исследования поведения подготовленных контактных материалов в отношении дуговой эрозии. Их свойства и морфология были подробно охарактеризованы и обсуждены. Результаты показали, что Ag/ZnO с соосажденным ZnO в качестве второй фазы имеет лучшие механические и электрические свойства по сравнению с Ag/ZnO с ZnO, приобретенным у Aladdin Industrial, Inc. Кроме того, некоторые типичные морфологии, такие как поры, зоны обогащения ZnO, дендриты Ag и пузырьковые области, возникающие на поверхности контактов. Специально для Ag/ZnO вертикально ориентированные массивы наностержней ZnO были обнаружены после испытаний на долговечность без какого-либо другого вспомогательного оборудования. Существование твердого раствора $Zn_{1-x}Ag_xO$ и разная энергия, генерируемая во время процесса воздействия дуги, были возможными причинами, приводящими к этому явлению. Для анализа упомянутого выше явления был предложен механизм «твердое-пар-твердое». Эти свидетельства также могут предоставить некоторую ценную информацию, необходимую для уменьшения разбрызгивания капель Ag под действием дуги.

В статьях [37–39] селективное лазерное плавление было использовано для изготовления материалов для электрических контактов Ag-CuO с высокоэнергетическими измельченными в шаровой мельнице композитными порошками Ag-CuO. Были исследованы характеристики микроструктуры и поведение дуговой эрозии материала Ag-CuO, полученного методом селективного лазерного плавления. Для определения механических свойств образцов были проведены испытания на микротвердость и проводимость по Виккерсу. Для определения поведения образцов при дуговой эрозии были проведены испытания на разрыв. Результаты экспериментов доказывают, что проводимость и микротвердость мало меняются после проведения экспериментов и удовлетворяют потребности в устройствах низкого напряжения. Было обнаружено, что в процессе селективного лазерного плавления образуются отверстия и трещины в образце Ag-CuO. Однако образцы Ag-CuO демонстрируют отличные самовосстанавливающиеся характеристики. С увеличением количества испытаний на разрыв и разрыв в потоке ванны расплава

серебро улучшает и устраняет отверстия и трещины в образцах Ag-CuO. Между тем, характеристики защиты от дуговой эрозии были улучшены при увеличении потока ванны расплава, подвергнутого дуговой эрозии. Текущие исследования показали, что образцы селективного лазерного плавления Ag-CuO обладают потенциалом в качестве материалов для электрических контактов, что также дает новую идею для развития обработки контактных материалов.

Было исследовано влияние оксидных добавок, таких как WO_3 , Cu_2O , In_2O_3 и др. на механические характеристики контактных материалов Ag-8 масс. % SnO_2 [40–42]. Добавление оксидных добавок увеличивает предел прочности и модули упругости контактных материалов Ag-8 масс. % SnO_2 . Максимальная прочность была достигнута на образце с добавкой Cu_2O и составила 134,6 МПа. Концентрация напряжений вокруг частиц SnO_2 была снижена путем добавления оксидных добавок. Возникновение и распространение межзеренных трещин в контактных материалах Ag- SnO_2 было подавлено. Пластичность и сопротивление ползучести приготовленных материалов были заметно улучшены. В контактных материалах Ag-8 масс. % SnO_2 не возникало видимых межкристаллитных трещин, когда частицы SnO_2 уменьшались примерно до 70 нм. Механические свойства нанокомпозитов Ag-8 масс. % SnO_2 были значительно улучшены за счет добавления In_2O_3 . Механизм сильно отличался от материалов Ag- SnO_2 , содержащих частицы SnO_2 микронных размеров.

Композиты Ag/ Ti_3AlC_2 и Ag/ Ti_3SiC_2 являются перспективными для применения в электрических контактах. Однако необходимо выяснить влияние структурной стабильности MAX-фаз на свойства композитов на основе Ag для дальнейшего повышения их стойкости к дуговой эрозии. В работах [43–45] сообщается о изготовлении, межфазных реакциях, физических свойствах, а также о стойкости к дуговой эрозии этих двух композитов. Выявлена межфазная реакция между Ag и Ti_3AlC_2 путем деинтеркаляции Al из Ti_3AlC_2 , тогда как реакция между Ag и Ti_3SiC_2 практически не обнаружена. Образование интерметаллического соединения между Ag и слабо связанным элементом Al в Ti_3AlC_2 значительно снижает энтальпию реакции Ag и Ti_3AlC_2 и способствует межфазной реакции в

Ag/Ti₃AlC₂, что подтверждается расчетами. Спеченный Ag/Ti₃SiC₂ показывает более низкое удельное сопротивление и твердость, чем Ag/Ti₃AlC₂, из-за его слабой межфазной реакции. Превосходная стойкость к дуговой эрозии Ag/Ti₃SiC₂ достигается благодаря относительно стабильному Ti₃SiC₂ и более низкому удельному сопротивлению композита.

Для получения пантографической ленты с высокой вязкостью и хорошими характеристиками трения был изготовлен пропитанный медью композит углерод / углерод (C / C) с использованием технологий осаждения из паровой фазы, термообработки и пропитки, а также исследованы микроструктура, механические и трибологические характеристики [46–48]. По мере увеличения температуры термообработки прочность на изгиб имеет тенденцию к снижению, и режим разрушения изменяется от хрупкого до псевдопластического разрушения. Степень кристаллизации углерода в C / C-композите, пропитанном медью, увеличивается за счет термообработки (выше 2000 °C), которая помогает изнашиваемой поверхности образовывать гладкий трибослой, вызывая уменьшение стандартного отклонения коэффициента трения и частоты дугового разряда, а также основного износа. Механизм меняется от дуговой эрозии до абразивного износа во время токовых испытаний на трение.

Микрочастицы материалов электродов всегда присутствуют в дуговом разряде. Статьи [49–51] сосредоточены на динамике поведения микрочастиц и эрозии в сильноточных вакуумных дугах. Дуга поддерживалась переменным током 110 Гц между двумя стыковыми контактами из сплава CuCr диаметром 10 мм. Была разработана система диагностики микрочастиц *in situ*, подходящая для вакуумных дуг. Наблюдали три источника микрочастиц, и с помощью предложенного метода были получены соответствующие характеристики движения. Исследовано влияние тока и содержания Cr на эрозионные характеристики. Результаты показывают, что увеличение содержания Cr способствует ингибированию образования микрочастиц при небольшом токе. Сплав CuCr30 имеет лучший эффект подавления образования микрочастиц среди трех испытанных материалов сплава при большом токе. Представленные результаты помогают понять поведение микроча-

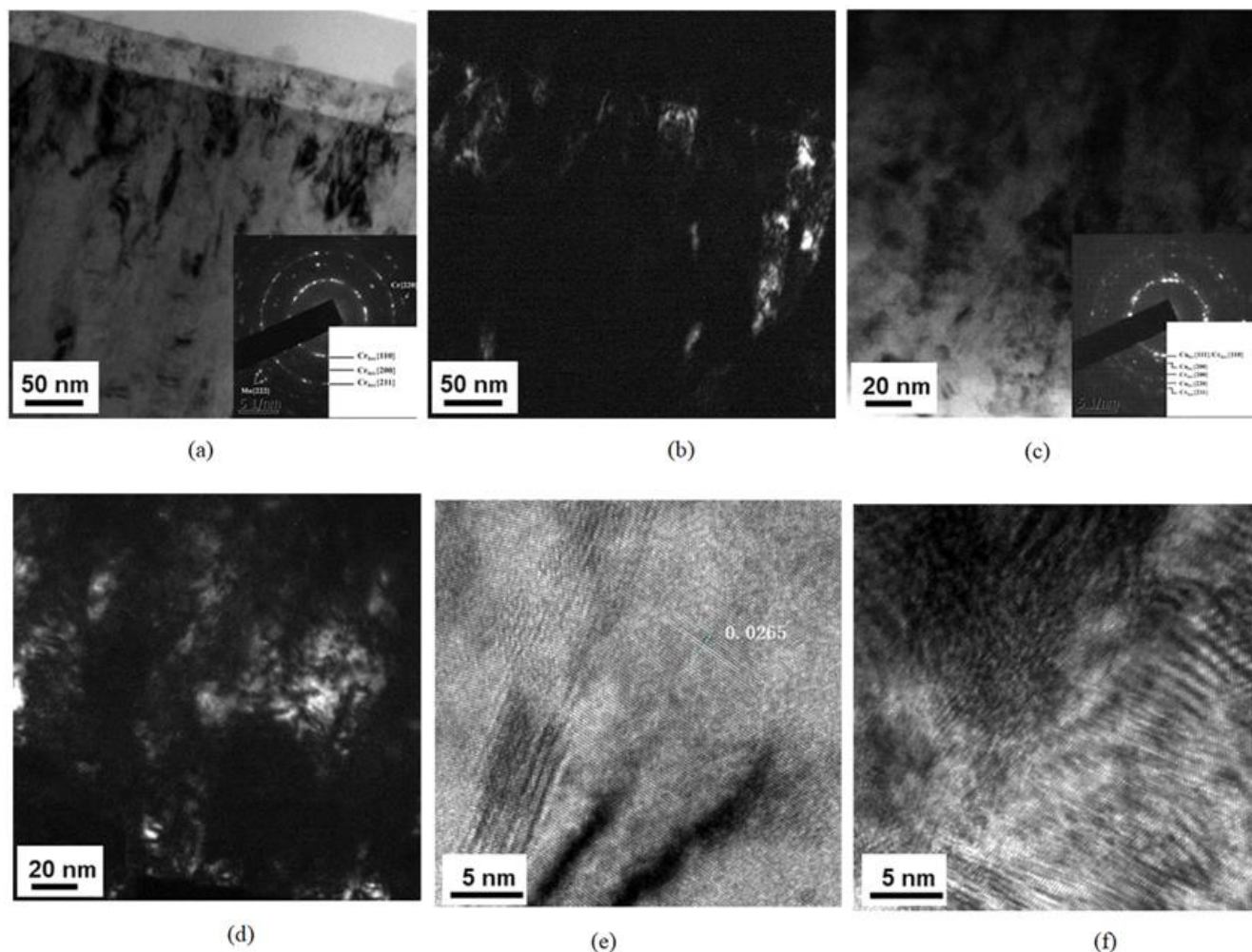
стиц в сильноточных вакуумных дугах и могут служить началом для создания вакуумных электродов.

1.3 Упрочнение электроэрозионнотойких контактов за счет напыления покрытий

Известно, что электрические контакты изготавливаются из сплавов хрома и меди (CuCr), а их сопротивление дуговой эрозии можно улучшить за счет уменьшения размеров фаз Cu и Cr или добавления Mo. В исследованиях [52–54] твердые растворы перенасыщения пленок CuCr и CuCrMo были приготовлены методом магнетронного распыления. После отжига при 773 К пленки CuCr и CuCrMo состоят из небольшой гранецентрированной кубической фазы с высоким содержанием меди и объемно-центрированной кубической фазы с высоким содержанием хрома (рисунок 1.3). Между тем добавление Mo снижает скорость диффузии во время отжига. Искажение решетки тонкой пленки CuCrMo превышает искажение решетки пленки CuCr, а модуль упругости и твердость увеличиваются. По сравнению с пленкой CuCr площадь эрозии пленки CuCrMo больше, а глубина эрозионного канала меньше. Эксперимент по дуговой эрозии доказал, что пленки CuCrMo демонстрируют удовлетворительную стойкость к дуговой эрозии.

Композитные материалы графит-серебро (AgC) широко используются в высоковольтных электрических распределительных устройствах вне помещений благодаря сочетанию в них отличной проводимости и выдающихся характеристик гашения дуги. Однако методы изготовления композиционных материалов AgC все еще имеют некоторые ограничения. В исследованиях [55–57] для нанесения композиционных покрытий из AgC с оптимизированными параметрами на медную подложку была использована техника холодного напыления. Затем покрытия AgC были отожжены в печи и обработаны лазером для дальнейшего улучшения характеристик устойчивости покрытий к электроэрозии. Было показано, что на фазовую структуру и электрическое сопротивление покрытий из AgC процесс последующей обработки не повлиял. Кроме того, после обработки поверхности лазером были получены отличные гидрофобные характеристики. Обработка лазером показала благоприятные преимущества в повышении стойкости к дуговой эрозии по-

крытий из AgC, что свидетельствует о самой низкой скорости дуговой эрозии по сравнению с покрытиями, нанесенными холодным напылением и отжигом.



a – светлопольное изображение и электронная дифракция полученных пленок CuCrMo (нижний правый угол), *б* – структура ОЦК (110) кристаллические плоскости пленки CuCrMo после осаждения (темнопольное изображение), *в* – светлопольное изображение и дифракция электронов пленки CuCrMo после отжига (нижний правый угол), *г* – структура ОЦК (110) темнопольное изображение кристаллической плоскости пленки CuCrMo после отжига, *д* – изображение с высоким разрешением осажденной тонкой пленки CuCrMo, *е* – изображение с высоким разрешением тонкой пленки CuCrMo после отжига

Рисунок 1.3 – Электронные микрофотографии ПЭМ после осаждения пленок CuCrMo и отжига при 770 К [52]

В исследованиях [58–60] композитные покрытия W–Cu получают путем импульсного гальванического покрытия с использованием порошка наночастиц

W в качестве сырья, и систематически исследуется влияние прямого-обратного рабочего цикла импульсного тока на структуру и механические свойства. Кроме того, механизм уплотнения композитного покрытия W–Cu анализируется с точки зрения гальванического покрытия прямым импульсом и обратным импульсом нанесения гальванического покрытия. При плотности тока 2 А/дм^2 , частоте 1500 Гц, прямом рабочем цикле 40 % и обратном рабочем цикле 10 % композитное покрытие W–Cu обеспечивает однородную и компактную микроструктуру, в результате чего твердость составляет 127 HV, а электропроводность – 53,7 МСм/м.

Композитные покрытия системы W–Cu получают на установке «Плазменный фокус», при этом концентрация вольфрама не превышает 10 ат. %, а толщина покрытия – 25 мкм [61–63].

Получение таких покрытий и покрытий системы Mo–Cu возможно с использованием метода электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией [64–66]. Такие покрытия имеют слоистое строение с толщиной единичного слоя от единиц до сотен микрометров.

Такие же покрытия могут быть сформированы также методом электровзрывного напыления [67–69]. Электровзрывным напылением возможно формирование покрытий подобных систем W–Cu и Mo–Cu с композиционной напыленной структурой [70–72].

В исследованиях [73–75] вакуумная дуга, полученная в лабораторных условиях, использовалась для лучшего понимания процесса дуговой эрозии вольфрамового (W) материала. Проанализирована эффективность литиевых (Li) и кремниевых (Si) покрытий в снижении эрозии W-материала. Исходная подложка W была сильно эродирована пятнами дуги, и многочисленные капли W выбрасывались в межэлектродную плазму из катода со скоростью в десятки м/с. Однако подложки W можно эффективно защитить покрытиями Li и Si от дуговой эрозии. Преимущественное образование дуговых пятен на покрытиях способствует уменьшению дуговой эрозии. По сравнению с исходной подложкой W в случае покрытий выброса капель W с катода не наблюдалось. Капли Li и Si случайно выбрасывались с катода, и выброшенные капли быстро уносились в плазму дуги. В

случае покрытия Si W-подложка была слегка оплавлена и эродирована из-за образования дуговых пятен на покрытии. Напротив, в случае покрытия из лития на W-подложке не наблюдалось явного плавления и эрозии, что, возможно, связано с парозащитным эффектом Li между W-подложкой и пятнами дуги. Эти результаты подтверждают, что покрытия служат защитным слоем и могут уменьшить эрозию поверхности вольфрама, вызванную электрическими дугами.

В исследованиях [76–78] использовали высокоскоростное электрическое дуговое напыление для получения четырех композитных покрытий, армированных частицами TiB_2 . Электроэрозионная стойкость композитного покрытия, армированного частицами TiB_2 выше чем у покрытия 45СТ, при различных условиях испытаний на электроэрозионную стойкость. Композитное покрытие, армированное частицами TiB_2 , с металлической адгезионной фазовой матрицей также повышает твердость покрытий. Низкая пористость покрытия, однородное распределение керамической фазы TiB_2 в матрице способствовало увеличению электроэрозионной стойкости.

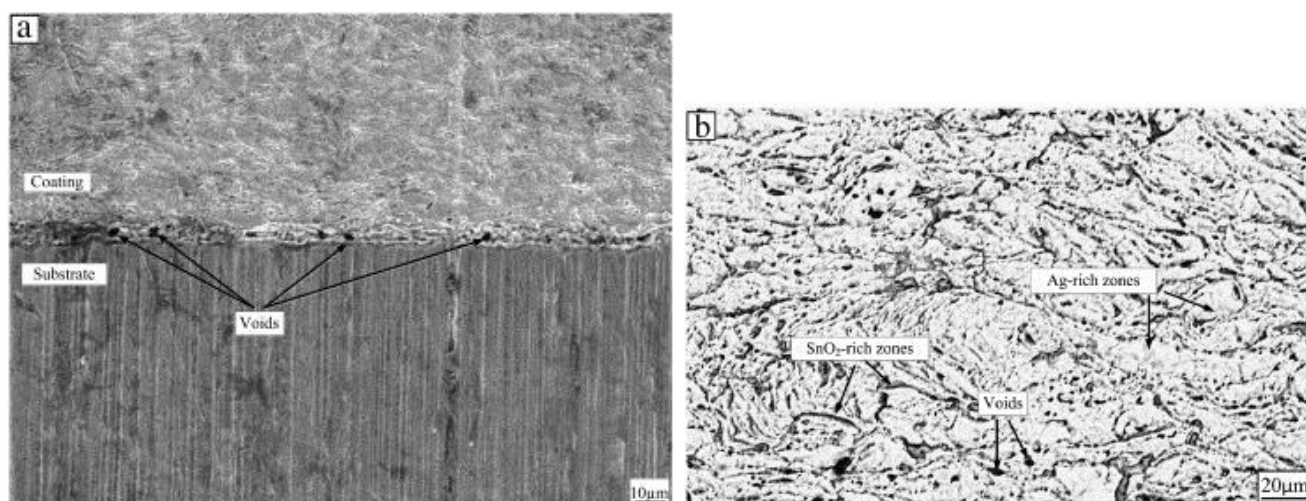
Золото и его сплавы широко используются в качестве покрытия проводящих контактных колец спутниковой связи из-за их хороших характеристик трения и износа. В статьях [79–81] метод моделирования молекулярной динамики был использован для изучения поведения трения и износа покрытий Au-Au при повышенных температурах и различных скоростях трения, а эффект дуговой эрозии при моделировании трения тока был смоделирован путем задания локального быстрого повышения температуры. Результаты показывают, что износ контактного кольца и кольцевой щетки был в основном адгезионным. Повышение температуры ускорило реакцию интерфейсной силы в процессе прессования. Износ стал более серьезным, а трение после периода обкатки увеличилось, когда относительная скорость движения была ниже. Основной причиной влияния характеристик трения и износа стал центр сварки в непосредственной близости от центра повышения температуры. Полученные результаты послужили эталоном для выявления микромеханизма трения и износостойкости покрытий Au-Au в зависимости от

температуры и скорости, а молекулярно-динамическое моделирование дуговой эрозии было предложено путем локального быстрого нагрева.

В исследованиях [82–84] рассмотрено влияние наномодифицированных покрытий и параметров процесса сварки на износ контактной трубки сплошных проволок без медного покрытия. Было обнаружено, что износ контактной трубки может быть уменьшен за счет образования трибопленок на трущихся поверхностях сварочной проволоки о контактную трубку; можно уменьшить износ контактной трубки, если сплошные провода без медного покрытия покрыты наномодифицированными смазочными материалами, тем самым демонстрируя отличные смазочные и тепловые или электропроводные характеристики. Износ контактной трубки увеличивается с увеличением сварочного тока. Износ контактной трубки у положительного электрода постоянного тока больше, чем у отрицательного электрода постоянного тока. Дуговая абляция и электрическая эрозия являются основными механизмами износа контактной трубки.

Покрытие Ag-SnO_2 на медной подложке было получено методом атмосферного плазменного напыления с использованием высокоэнергетического измельченного в шаровой мельнице композитного порошка $\text{Ag-12 масс. \% SnO}_2$ в качестве исходного материала. Микроструктуры покрытия Ag-SnO_2 охарактеризованы методами XRD и СЭМ [85–87]. Механические свойства и характеристики напыленного покрытия определялись испытаниями на растяжение, микротвердостью и дуговой эрозией. Установлено, что покрытие Ag-SnO_2 представляет собой компактную микроструктуру, а наноразмерные частицы SnO_2 равномерно диспергированы в матрице Ag покрытия. Механические свойства и характеристики дуговой эрозии покрытия Ag-SnO_2 близки к свойствам объемного материала Ag-SnO_2 . После испытаний поверхность покрытия представляет собой дисперсию катодных пятен и характеризуется сравнительно небольшой эрозией, что свидетельствует о превосходной стойкости к дуговой эрозии. Метод плазменного напыления – эффективный подход к производству электроконтактных покрытий Ag-SnO_2 с хорошими механическими свойствами и стойкостью к дуговой эрозии. Характерная структура покрытий, системы Ag-SnO_2 , полученных методом холодного напыле-

ния [88] представлена на рисунке 1.4. Аналогичные структура и свойства получены при формировании покрытий системы $\text{SnO}_2\text{--Ag}$ методом электровзрывного легирования с последующей электронно-лучевой обработкой [89–91].



a – поперечное сечение; *б* – типичная микроструктура поперечного сечения в обратно рассеянных электронах

Рисунок 1.4 – СЭМ-изображения покрытий Ag/SnO_2 , нанесенных методом холодного напыления [88]

Нелегированные и легированные La наноструктурированные покрытия Ag-SnO_2 на медной подложке были получены методом сверхзвукового плазменного напыления [92, 93]. Были охарактеризованы фазовый состав и микроструктура покрытий, а также измерены механические свойства, включая микротвердость и прочность сцепления покрытий. По сравнению с нелегированным покрытием Ag-SnO_2 , покрытие Ag-SnO_2 , легированное La, имеет более плотную структуру с меньшим количеством пор и немного более высокую микротвердость и прочность сцепления. Легирование La может эффективно повысить электропроводность контактных материалов $\text{Ag-SnO}_2/\text{Cu}$.

Метод магнетронного напыления был использован для получения покрытий на основе TiB_2 с примесью около 10 ат. % металлов Cu, Ag и Ni [94–96]. Результаты показывают, что три металла по-разному влияют на размер зерен TiB_2 и структуру роста из-за их различных форм присутствия в покрытиях. В частности, Ag существует в виде кристаллов, а Cu и Ni – аморфны. Зерна TiB_2 присутствуют во всех покрытиях, Ni и Ag ингибируют рост зерен, а Cu способствует; Покрытия

TiB₂-Cu и TiB₂-Ni представляют собой столбчатую структуру с зернами, внедренными в поверхность, а покрытие TiB₂-Ag, как правило, не имеет столбчатую структуру без зерен. Такие различия в структуре влияют на механические свойства. Все покрытия сохраняют высокую твердость (> 35 ГПа). По сравнению с покрытием из чистого TiB₂, ударная вязкость трех покрытий улучшается с легированными металлами. Покрытие, легированное никелем более эффективно улучшает ударную вязкость, чем покрытие с использованием Cu и Ag. Аналогичные структура и свойства получены при формировании электровзрывным напылением покрытий системы TiB₂-Cu в работах [97, 98], и комбинированным методом [99], а также системы TiB₂-Ni [100–102].

1.4 Выводы из литературного обзора и постановка задач

Анализ литературных данных показывает, что выявление природы и закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств электроэрозионных покрытий методом электронно-ионно-плазменной обработки является актуальным направлением в физике конденсированного состояния.

Цель и задачи исследования. Цель работы: разработка физических основ и установление механизмов формирования структуры и свойств электроэрозионно-стойких покрытий при комплексной электронно-ионно-плазменной обработке мощных электрических контактов системами Ni-Ag-N, Ni-C-Ag-N, WC-Ag-N и SnO₂-In₂O₃-Ag-N. Для достижения цели в работе были сформулированы и решены следующие задачи:

1. Разработать научно-обоснованные способы электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионно-стойких покрытий систем Ni-Ag-N, Ni-C-Ag-N, WC-Ag-N и SnO₂-In₂O₃-Ag-N на медь и получить покрытия этих систем с повышенными эксплуатационными параметрами.
2. Определить механические, трибологические и электрофизические свойства сформированных покрытий в различных режимах электронно-ионно-плазменного напыления, обеспечивающих комплекс высоких функциональных свойств.
3. Установить физическую природу и закономерности формирования покрытий указанных систем, особенности их фазового состава и структуры. Исследовать

влияние параметров электронно-ионно-плазменного напыления на структурообразование, фазовый состав и свойства покрытий четырех систем.

4. Выполнить промышленные испытания эксплуатационных свойств сформированных покрытий и выявить направления использования полученных результатов в научной деятельности и учебном процессе.

ГЛАВА 2 ОБОРУДОВАНИЕ, МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Обоснование выбора материалов электрических контактов для формирования покрытий методом электронно-ионно-плазменного напыления

Серебро, медь и золото повсеместно используются для производства электрических контактов потому, что имеют хорошую электропроводность. Удельная электропроводность серебра составляет 62,5 МСм/м, меди – 59,5 МСм/м, золота – 45,5 МСм/м. Рыночная стоимость этих металлов в долгосрочном периоде постоянно увеличивается и в настоящее время (по состоянию на 11 марта 2022 г.) составляет 8 605, 101 и 1,34 рубля за грамм для золота, серебра и меди. В частности этим объясняется повсеместное использование меди в электротехнической отрасли мировой промышленности начиная от электрических кабелей, проводов и заканчивая контактами переключателей электрических сетей [103]. В мощных электрических цепях требуется высокая электропроводность вследствие чего в составе контактов переключателей применяют серебро. Однако в процессе замыкания контактов возникает механический износ и электрическая искра, а при размыкании электрическая дуга разрушает поверхность электрических контактов. Защитить электрические контакты от электродугового разрушения помогает введение в состав серебряных контактов дугостойких и высокотвёрдых материалов, таких как бориды, карбиды, нитриды металлов [104]. Такие композиционные материалы в качестве электрических контактов эффективно используются в промышленности. Более эффективным с экономической и технологической точки зрения является создание на поверхности бюджетной подложки защитных покрытий с высоким уровнем свойств. К сожалению, не удалось получить композиционные покрытия для мощных контактов переключателей электрических цепей к настоящему времени.

Исходя из вышеизложенных соображений в качестве подложки, на которой будут сформированы электроэрозионностойкие покрытия, была выбрана бюджетная медь марки М00 (Cu 99,99 масс. %, Fe 0,001 масс. %, Ni 0,001 масс. %, S 0,001 масс. %, P 0,001 масс. %, As 0,001 масс. %, Pb 0,001 масс. %, Zn 0,001 масс. %, Ag

0,001 масс. %, O 0,0005 масс. %, Sb 0,0005 масс. %, Bi 0,0005 масс. %, Sn 0,0005 масс. %).

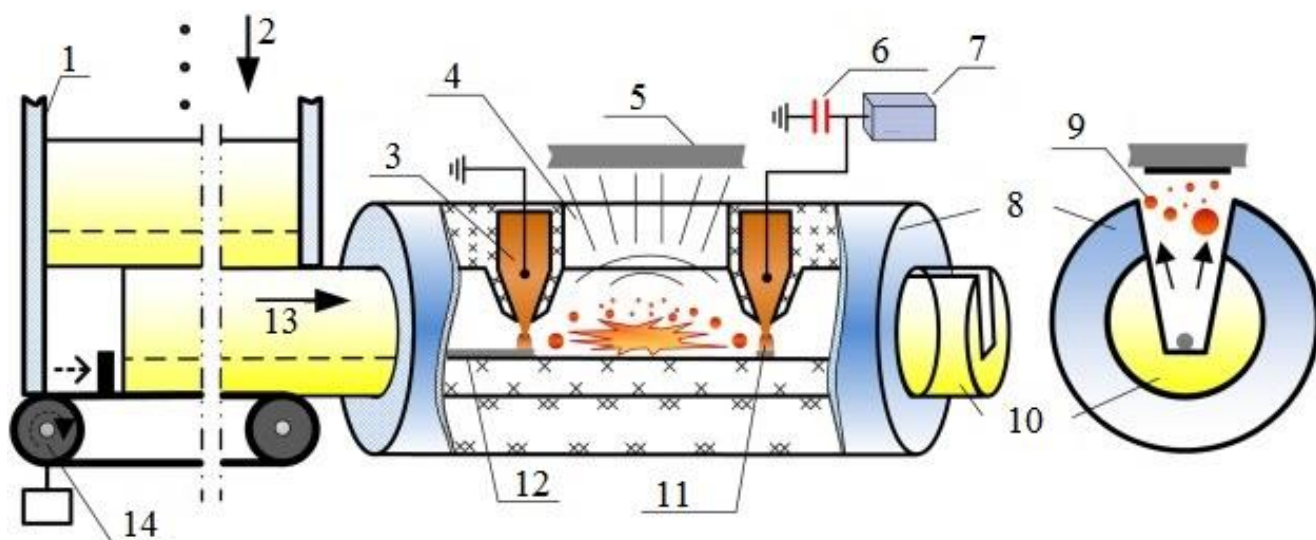
В настоящей работе для формирования покрытий использовали метод электронно-ионно-плазменного напыления, включающий электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование.

Для электровзрывного напыления применяли сложный электрически взрывае́мый материал (СЭВМ) [105]. Для системы Ni–Ag–N СЭВМ состоял из слоя серебряной фольги (Ag 99,99 масс. %, Cu 0,01 масс. %) на который был наложен слой никелевой фольги (Ni 99,99 масс. %, Co 0,005 масс. %, C 0,005 масс. %). Для системы Ni–C–Ag–N СЭВМ состоял из трех слоев – серебряной, никелевой фольг и углеграфитового волокна (искусственный материал, получаемый термической обработкой исходных химических или природных волокон или прекурсоров и характеризующийся высоким содержанием углерода до 99,9 масс. %). Для системы WC–Ag–N СЭВМ состоял из двухслойной плоской серебряной оболочки и сердечника в виде порошка монокарбида вольфрама (WC 99,0 масс. %, Mo 0,3 масс. %, Fe 0,3 масс. %, Co 0,1 масс. %, Ni 0,1 масс. %, Cr 0,1 масс. %, O 0,1 масс. %). Для системы SnO_2 – In_2O_3 –Ag–N СЭВМ состоял из двухслойной плоской серебряной оболочки и сердечника в виде порошков диоксида олова SnO_2 (SnO_2 99,5 масс. %, Na 0,2 масс. %, K 0,2 масс. %, Ca 0,05 масс. %, As 0,05 масс. %) и оксида индия In_2O_3 (In_2O_3 99,9 масс. %, Na 0,05 масс. %, K 0,05 масс. %). После электровзрывного напыления проводилась электронно-пучковая обработка и на финишной стадии проводилось азотирование.

2.2 Установка для электровзрывного легирования ЭВУ 60/10 М

Принципиальная схема устройства ЭВУ 60/10 М с независимыми правами интеллектуальной собственности представлена на рисунке 2.1 [106–108]. Это устройство в основном состоит из шести частей: питающих стержней (ограничительная камера), распылительного пистолета, медных электродов, батареи конденсаторов, высоковольтного генератора (ВН) и приводного устройства. Питающие стержни и пистолет-распылитель изготовлены из полиэтилена. Длина каждого питающего стержня составляет 1 м, которые предварительно укладываются в

патронную коробку, проволоочное сырье предварительно укладывается в стесненный паз питающих стержней перед напылением. Два медных электрода обернуты в пистолет-распылитель и подключены к конденсаторной батарее соответственно, расстояние между двумя электродами составляет 70 мм (это означает, что длина провода при одном электрическом взрыве составляет 70 мм). Конденсаторная батарея была подключена к высоковольтной обмотке.



- 1 – коробка со сменными проводниками, 2 – свободное падение,
 3 – медный электрод, 4 – взрывная камера, 5 – подложка, 6 – батарея конденсаторов, 7 – высоковольтный генератор, 8 – пистолет для напыления,
 9 – напыляемые частицы, 10 – питающий стержень, 11 – пробойный канал,
 12 – провод, 13 – механизм перемещения, 14 – приводной блок

Рисунок 2.1 – Принципиальная схема установки
 для электровзрывного напыления ЭВУ 60/10 М

Принцип работы этого устройства заключается в следующем [109, 110]: когда конденсаторная батарея заряжается до желаемого напряжения с помощью высокого напряжения, сначала между двумя электродами создается электрическое поле высокого напряжения. Затем питающий стержень непрерывно подается в пистолет-распылитель из коробки со сменными проводниками один за другим с помощью приводного устройства. Когда взрываемый проводник находится непосредственно под электродами (зазор между электродами и взрываемым проводником около 2 мм), одновременно устанавливаются два канала пробоя, вызывающие

электрический взрыв проводника. Образовавшиеся взрывчатые вещества, заключенные в стесненной канавке питающего стержня, пересекают струйное окно и ударяются о подложку. Площадь струйного окна составляет 30×30 мм, что также является областью покрытия за один взрыв. Схема позволяет покрывать всю площадь в режиме лестничной диаграммы X-Y путем автоматического перемещения подложки. При этом система распыления должна быть отключена, а провод должен заменяться вручную после каждого электрического взрыва, характерного для обычного электровзрывного напыления. Скорость подачи по отношению к взрываемому проводнику может достигать 8–9 м/мин.

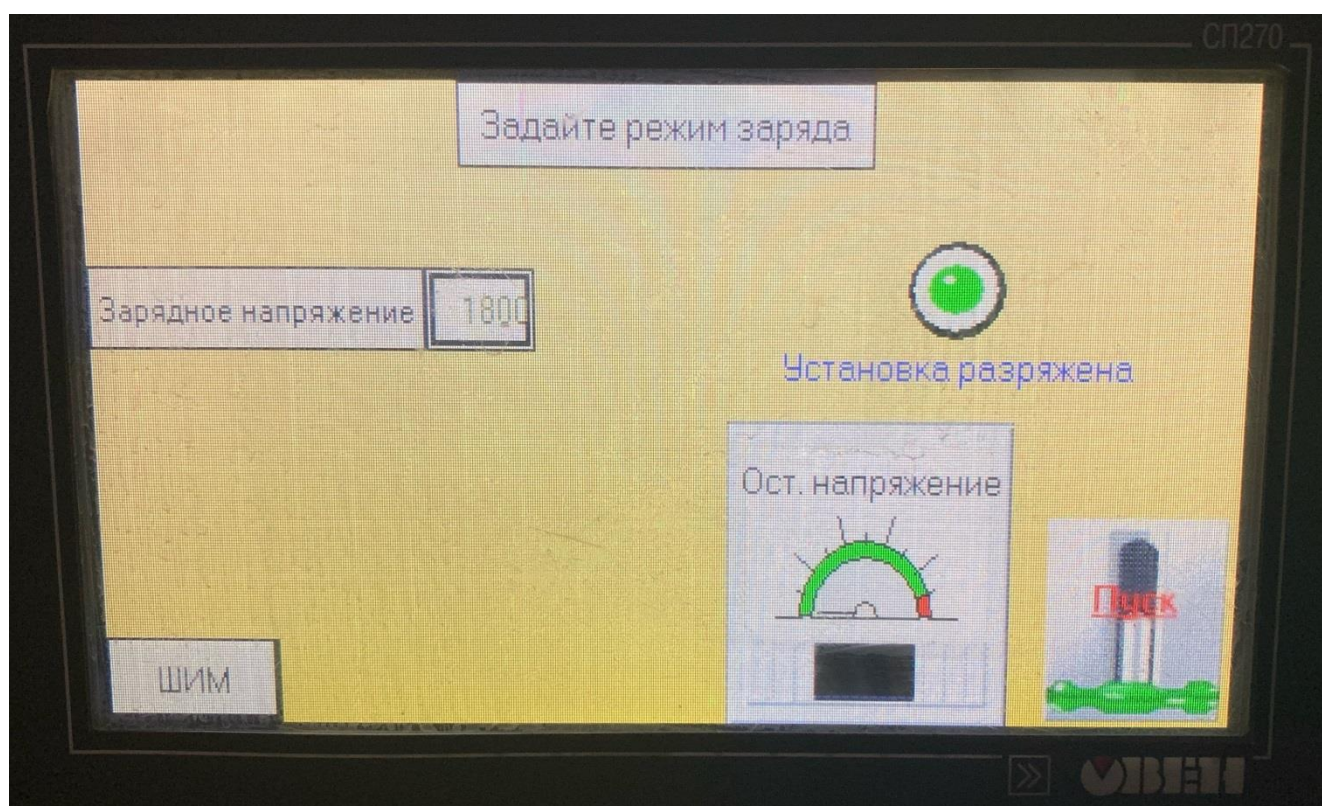


Рисунок 2.2 – Микропроцессор ПЛК 110-24.30.К-М, примененный для автоматизации установки ЭВУ 60/10М

Была разработана принципиально новая схема автоматизированной установки ЭВУ 60/10 М с микропроцессорным управлением (рисунок 2.2) [111]. Она позволяет автоматизировать процесс включения-выключения установки и контроля заряда конденсаторных батарей, управлять одновременно несколькими цепями, повысить точность измерения напряжения. Все это обеспечивает безопасность эксплуатации установки и ее надежность.

2.3 Установка «КОМПЛЕКС» электронно-ионно-плазменного инжиниринга поверхности

Установка «КОМПЛЕКС» включает в себя все отдельные виды обработок. Ране в лаборатории плазменной эмиссионной электроники Института сильноточной электроники СО РАН были созданы установки, позволяющие осуществлять плазменную, электроискровую и ионную обработки.

Таблица 2.1 – Основные параметры оборудования

Генератор газовой плазмы с накалимым катодом «ПИНК»	
Ток разряда	5–150 А
Напряжение разряда	20–80 В
Ток магнитной катушки	0,5–0,7 А
Рабочее давление	0,05–1 Па
Рабочий газ	Ar, N ₂
Концентрация плазмы	10^9 – 10^{11} см ⁻³
Электронный источник «СОЛО»:	
Ток пучка	20–250 А
Энергия электронов	5–30 кэВ
Длительность импульса	20–250 мкс
Частота следования импульсов	0,3–10 с ⁻¹



Рисунок 2.3 – Общий вид установки «КОМПЛЕКС» для импульсной поверхностной модификации материалов электронным пучком и азотирования

Уникальность установки «КОМПЛЕКС» состоит в том, что она позволяет в одном цикле осуществлять в любой последовательности эти обработки.

Общий вид установки «КОМПЛЕКС» комплексной модификации поверхности материалов приведен на рисунке 2.3, ее основные параметры – в таблице 2.1 [112].

2.4 Режимы обработки, методы исследования структуры, фазового и элементного состава и свойств электроэрозионностойких покрытий

Как уже отмечалось ранее в главе 1 в научной школе «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий» вот уже более 20 лет ведутся исследования влияния электровзрывного напыления и электронно-пучковой обработки на структурно-фазовые состояния и свойства поверхности металлов и сплавов, то режимы таких воздействий уже отработаны и обобщены в публикациях [113–116]. В данной работе эти параметры перенесены на четыре системы новых покрытий.

Режимы обработки. Электровзрывные покрытия получали на медных образцах с размерами $20 \times 20 \times 3$ мм. Для электровзрывного напыления использовали поглощаемую плотность мощности $q = 5,5$ ГВт/м² [113–116], время импульса при этом составляло $\tau = 100$ мкс, давление плазмы в ударно-сжатом слое, создаваемом на поверхности подложки составляло $p = 12,5$ МПа [113–116]. Выбранное значение поглощаемой плотности мощности при электровзрывном напылении обеспечивало предплавильное состояние поверхности обработки [113–116]. Более подробно с параметрами электровзрывного напыления можно ознакомиться в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Параметры электровзрывного напыления покрытий

Покрытие	Параметры ЭВН	
	q , ГВт/м ²	m , мг
Ni–Ag–N	5,5	400/600
Ni–C–Ag–N		400/50/600
WC–Ag–N		250/600
SnO ₂ –In ₂ O ₃ –Ag–N		200/20/600

Электронно-пучковую обработку электровзрывных покрытий [113–116] исследуемых систем проводили в режимах: время импульса 200 мкс, число импульсов 5, поверхностная плотность энергии 20– 40 Дж/см² [113–116]. После этого было проведено азотирование в той же камере установки в течение времени (τ) 5 часов и температуре (T), 520 °С (таблица 2.5, режимы комплексной обработки № 1–3). Более подробно с параметрами комплексной обработки можно ознакомиться в таблице 2.3.

Таблица 2.3 – Параметры электронно-пучковой обработки и азотирования электровзрывных покрытий

Режим комплексной обработки	Параметры низкоэнергетического сильноточного электронного пучка			Параметры азотирования
	Поверхностная плотность энергии (E_s), Дж/см ²	Длительность импульсов (t), мкс	Количество импульсов (N), имп	
1	20	200	5	Время (τ) 5 часов; температура (T) 520 °С
2	30			
3	40			
4	20		3	Время (τ) 3 часа, температура (T) 600 °С
5	30			
6	40			
7	40	150		

Также электронно-пучковую обработку электровзрывных покрытий [113–116] исследуемых систем проводили при тех же режимах поверхностной плотности энергии и длительности импульсов [113–116], но при числе импульсов 3. После чего проводили азотирование в течение времени (τ) 3 часов и температуре (T), 600 °С (таблица 2.5, режимы комплексной обработки № 4–6). Для систем Ni–C–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N также обработка проводилась при тех же

параметрах, но длительность импульсов при электронно-пучковой обработке составляла 150 мкс (таблица 2.3, режим комплексной обработки № 7).

Приготовление шлифов для металлографических исследований включало распиливание центральной части образца покрытия с подложкой. Для обеспечения требуемой достоверности использовали десять образцов с покрытиями. Распиливание осуществляли на дисковом отрезном станке по металлу отечественного производства марки СОМ-400Р с абразивным кругом. После чего производилась шлифовка и полировка. Эти операции проводили на шлифовально-полировальном станке отечественного производства марки ПОЛИЛАБ П12Лб. При шлифовке дисперсность частиц абразива уменьшалась следующим образом. Крупнозернистые 800–1000, 630–800, 500–630, 400–500, 315–400, 250–315, 200–250, 160–200, 125–160, 100–125, 80–100 и 63–80 мкм. Мелкозернистые 50–63, 40–50, 28–40, 20–28, 14–20, 10–14, 7–10, 5–7 и 3–5 мкм. На каждом этапе образцы промывали в проточной воде и спирте. После достижения однородной поверхности шлифа проводилась его полировка на алмазной суспензии.

Как и в [113–116] травление шлифов проводили химическим реагентом следующего состава: HCl – 2,5 мл, FeCl_3 – 3 г, $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ – 100 мл.

Методы исследования. Масса взрываемых фольг и частиц порошков измерялась на аналитических весах отечественного производства марки Сартогосм СЕ. На первоначальном этапе для исследования структуры покрытий использовали металлографический микроскоп отечественного производства марки МЕТАМ ЛВ-42. Исследования с помощью сканирующей электронной микроскопии проводили на приборе TESCAN MIRA GMU с приставкой для энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа EDS [113–116]. Для просвечивающей электронной микроскопии использовали прибор ЭМ-125. Фольги для этих исследований вырезали на всю толщину покрытия и захватывали 10 мкм от медной подложки. Вырезка проводилась в центральной части [113–116] образца нормально покрытию. Рентгеновский дифрактометр марки XRD-7000 использовали для рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа. Твердость покрытия определяли с помощью ультрамикротестера Shimadzu DUH-211 при нагрузке 30 мН на поперечном шлифе

Исследовали трибологические свойства покрытий: коэффициент трения и износостойкость (схема испытаний диск-штифт на трибометре ТНТ-S-AX0000, температура 25 °С, контртело – шар диаметром 3 мм из твердого сплава ВК-8, диаметр трека – 6 мм, нагрузка – 3 Н, скорость вращения – 2,5 см/с, количество оборотов – 4000, дистанция до остановки – 40,0 м) [113–116]. Удельный объем трека износа материала являлся критерием износостойкости.

На электроэрозионную стойкость с определением числа циклов коммутаций (включения/отключения) медные контакты с нанесенным покрытием испытывали в составе электромагнитных пускателей серии CJ20. Для испытаний использовали режим АС-3 при работе в трехфазной цепи с переменным током и индуктивной нагрузкой, номинальное напряжение составляло 400/230 В, частота 50 Гц для токов до 320 А и $\cos\varphi = 0,35$, число коммутационных циклов 7000 [113–116].

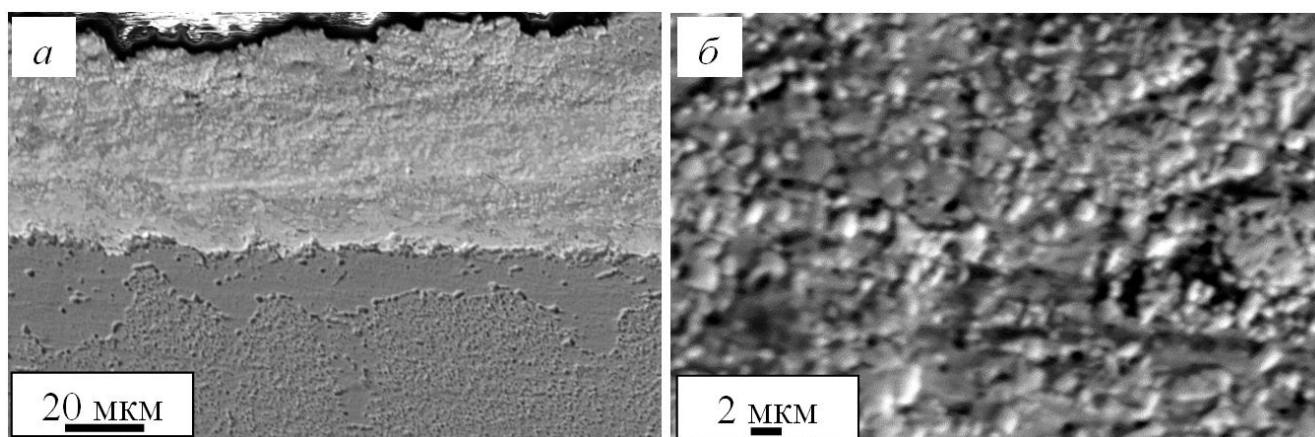
Электропроводность измеряли на том же стенде, где проводили испытания на электроэрозионную стойкость.

ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ НАГРУЖЕННОСТЬЮ 10–100 А

В настоящей главе представлены результаты исследований электровзрывных покрытий систем [113–116] Ni–Ag–N [117, 118] и Ni–C–Ag–N [119]. Способ нанесения электроэрозионностойких покрытий на основе серебра, никеля и нитридов никеля на медные электрические контакты защищен патентом РФ на изобретение [120] и полезные модели контактное устройство вакуумной дугогасительной камеры [121] и контакт электрический [122].

3.1 Структура электроэрозионностойких покрытий системы Ni–Ag–N

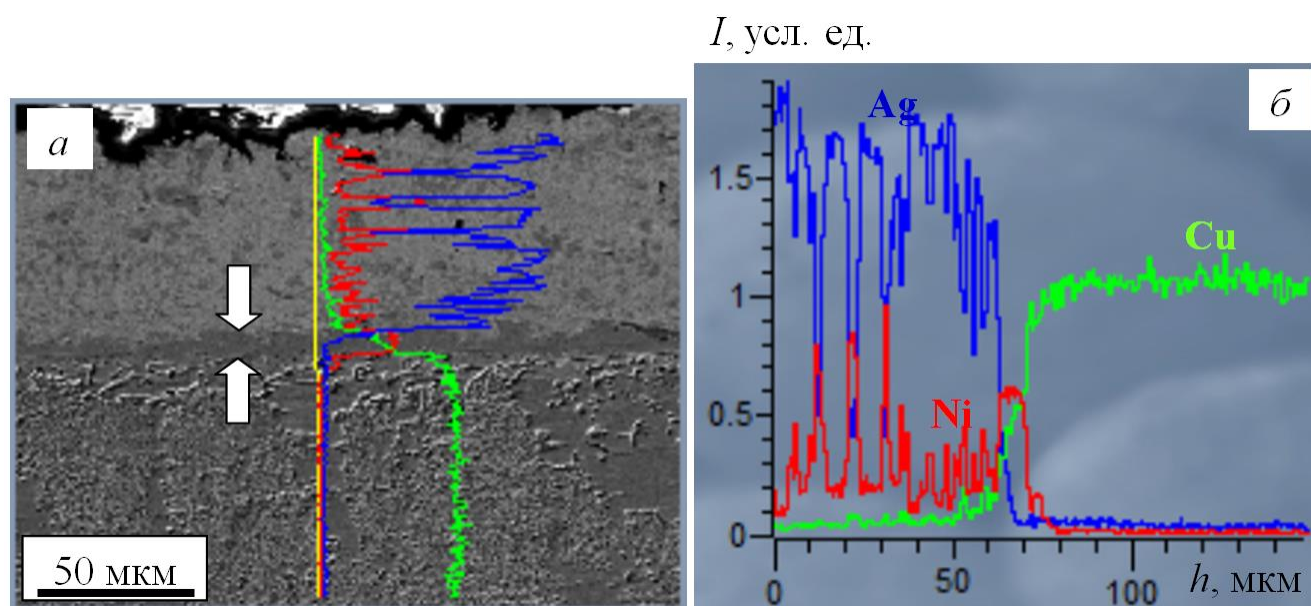
Методами сканирующей электронной микроскопии на поперечных шлифах показано, что толщина покрытия [113–116] изменяется в пределах от 40 до 80 мкм (рисунок 3.1, *а*). Микропоры и микротрещины в объеме покрытия отсутствуют. Нарушений сплошности вдоль границы раздела покрытие-подложка также [113–116] не наблюдается. Покрытие является структурно неоднородным. Элементы структуры (зерна, субзерна, включения), выявленные методами сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа, имеют разнообразную форму и размеры (рисунок 3.1, *б*).



а – общий вид покрытия и подложки, б – увеличенное изображение деталей
структуры покрытия

Рисунок 3.1 – Структура поперечного шлифа образца меди с покрытием системы
Ni–Ag–N. Сканирующая электронная микроскопия

Химический состав покрытия изучали методами микрорентгеноспектрального анализа поперечного шлифа. Отчетливо видно, что основным элементом объема покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют никель и медь [113–116] (рисунок 3.2). Между покрытием и подложкой [113–116] формируется переходный слой, толщина которого [113–116] изменяется в пределах от 5 до 8 мкм (рисунок 3.2, *а*, слой указан стрелками). Микрорентгеноспектральный анализ дает основание заключить, что данный [113–116] слой обогащен атомами никеля.



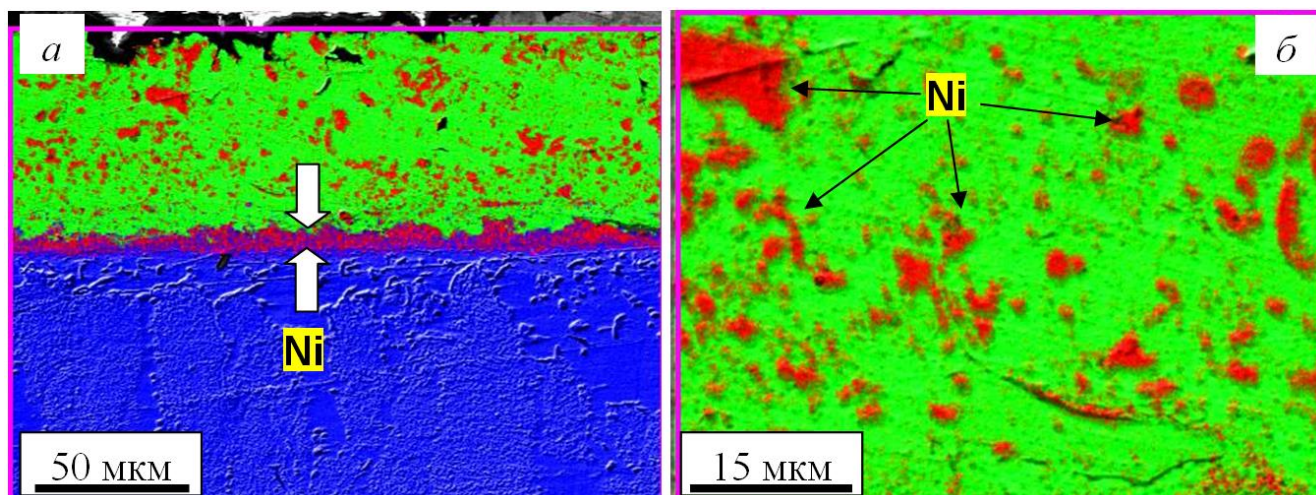
а – общий вид покрытия и подложки с наложением изменения химического состава, *б* – изменение распределения химических элементов в зависимости от толщины покрытия

Рисунок 3.2 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава покрытия [113–116] Ag–Ni–N. Стрелками на (*а*) указан переходный слой, обогащенный атомами никеля

Выявленные элементы распределены в покрытии весьма неоднородно (рисунок 3.3). Обнаруживаются островки, обогащенные атомами никеля (рисунок 3.3, указаны стрелками). Размеры таких островков изменяются в пределах от 0,5 до 14 мкм.

Исследования, выполненные методами рентгенофазового анализа, выявили присутствие в покрытии твердых растворов на основе меди, никеля, серебра, а

также [113–116] нитридов никеля состава Ni_3N и Ni_4N (таблица 3.1). Следует отметить, что в табл. 1 приведены данные, полученные путем усреднения результатов рентгенофазового анализа нескольких (трех) образцов для каждого из режима облучения импульсным электронным пучком. Рентгенограмма, полученная с одного из исследованных образцов, приведена на рисунок 3.4.



а – совмещенное изображение общего вида покрытия с распределением химических элементов, *б* – распределение химических элементов в увеличенном изображении покрытия

Рисунок 3.3 – Распределение элементов в покрытии, выявленное методом картирования. Наложение изображений, полученных в характеристическом рентгеновском излучении атомов меди [113–116] (синий цвет), серебра (зеленый цвет) и никеля (красный цвет). На (а) стрелками указан переходный слой, обогащенный атомами никеля

Анализ параметров кристаллической решетки меди, никеля и серебра, приведенных в таблица 3.1, проводили путем сравнения с параметрами решетки этих фаз для чистых материалов. В справочной литературе для чистых металлов Cu, Ni и Ag можно обнаружить следующие интересующее нас характеристики: Cu (ГЦК кристаллическая решетка) $a = 0,3615$ нм, $R = 0,125$ нм (R – радиус атома); Ni (ГЦК кристаллическая решетка) $a = 0,3524$ нм, $R = 0,124$ нм; Ag (ГЦК кристаллическая решетка) $a = 0,4086$ нм, $R = 0,144$ нм.

Медь при $E_S = 20$ Дж/см² имеет параметр решетки $a = 0,3620$ нм, что больше параметра решетки чистой меди. Следовательно, можно предположить, что медь может быть легирована атомами серебра и азота. После облучения при $E_S = 40$ Дж/см² параметр решетки меди соответствует параметру решетки чистого вещества, то есть в твердом растворе легирующие элементы находятся в минимальном количестве, либо наблюдается дополнительное легирование меди атомами никеля.

Интенсивность, отн. ед.

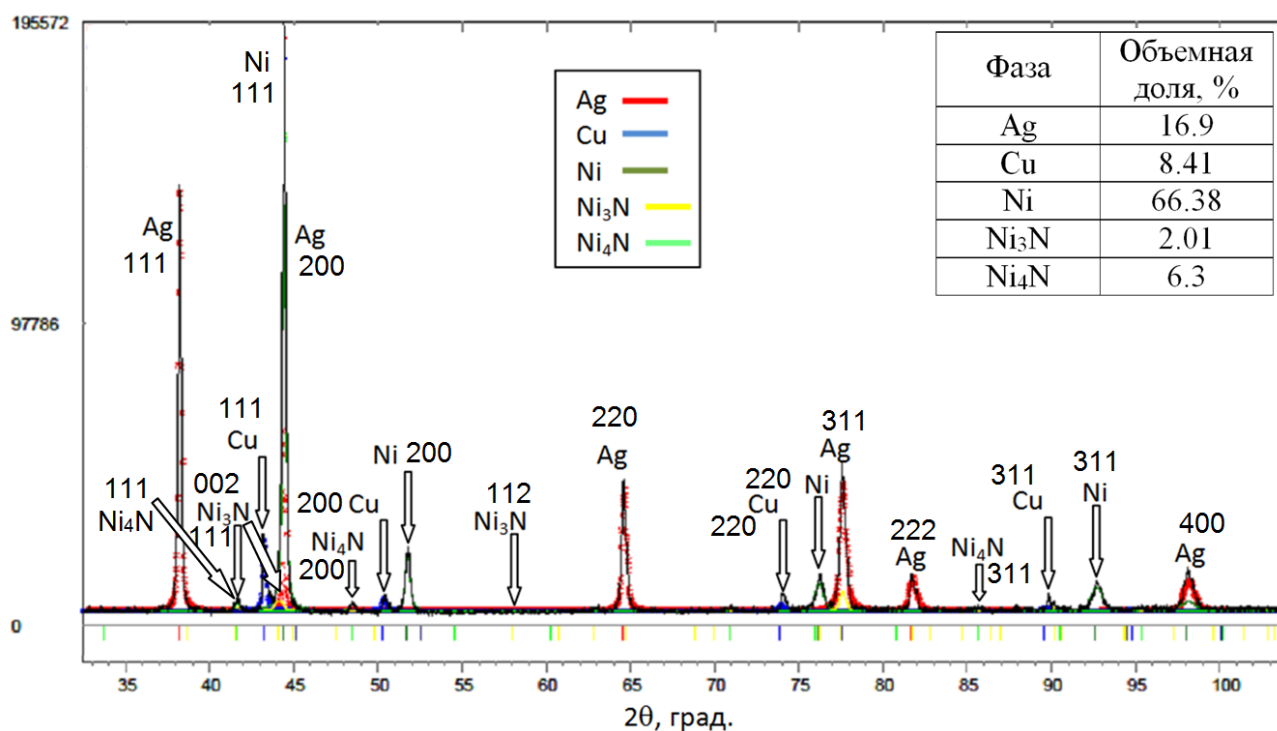


Рисунок 3.4 – Участок рентгенограммы покрытия состава Ag–Ni–N, сформированного на медной подложке комбинированным методом.

В таблице, приведенной на рентгенограмме, представлен фазовый состав исследуемого образца

Серебро при $E_S = 20$ Дж/см² имеет параметр решетки $a = 0,4080$ нм, что меньше параметра решетки чистого серебра. Следовательно, можно предположить, что медь может быть легирована атомами меди и никеля. После облучения при $E_S = 40$ Дж/см² параметр решетки серебра $a = 0,4078$ нм, что еще меньше параметра решетки чистого вещества, то есть концентрация атомов меди и никеля в твердом растворе на основе серебра [113–116] повысилась.

Никель при $E_S = 20$ Дж/см² имеет параметр $a = 0,3577$ нм, что существенно больше параметра решетки чистого никеля. Следовательно, можно предположить, что никель может быть легирован атомами меди, серебра и азота. После облучения при $E_S = 40$ Дж/см² параметр решетки никеля не изменился, что может свидетельствовать, как о неизменности твердого раствора на основе никеля, так и о перераспределении элементов, а именно, уходу атомов азота с образованием обнаруженных частиц нитридов никеля и дополнительному легированию никеля атомами серебра.

Анализируя результаты, полученные при определении размеров областей когерентного рассеяния (D), можно отметить следующее. Увеличение плотности энергии пучка электронов [113–116] в 2 раза, соответствующее повышению температуры образца и времени нахождения поверхностного слоя образца при высоких температурах, сопровождается неоднозначным изменением величины D . А именно, для кристаллитов меди выявлено существенное (почти в 2 раза) увеличение размеров областей когерентного рассеяния, для кристаллитов серебра – незначительное снижение, для кристаллитов никеля – существенное (более чем в 2 раза) снижение. Выявленные изменения величины D коррелируют с изменением объемной доли фаз. А именно, увеличение содержания меди в покрытии при увеличении плотности энергии пучка электронов [113–116] сопровождается ростом размеров областей когерентного рассеяния; снижение содержания в покрытии никеля сопровождается снижением размеров областей когерентного рассеяния кристаллитов данной фазы. Взаимосвязанным образом изменяется и величина микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$) основных фаз покрытия. Для меди увеличение объемной доли (с ростом плотности энергии пучка электронов) [113–116] фазы приводит к увеличению размеров областей когерентного рассеяния и снижению величины микродеформации кристаллической решетки. Для никеля снижение объемной доли (с ростом плотности энергии пучка электронов) [113–116] фазы приводит к уменьшению размеров областей когерентного рассеяния и увеличению микродеформации кристаллической решетки.

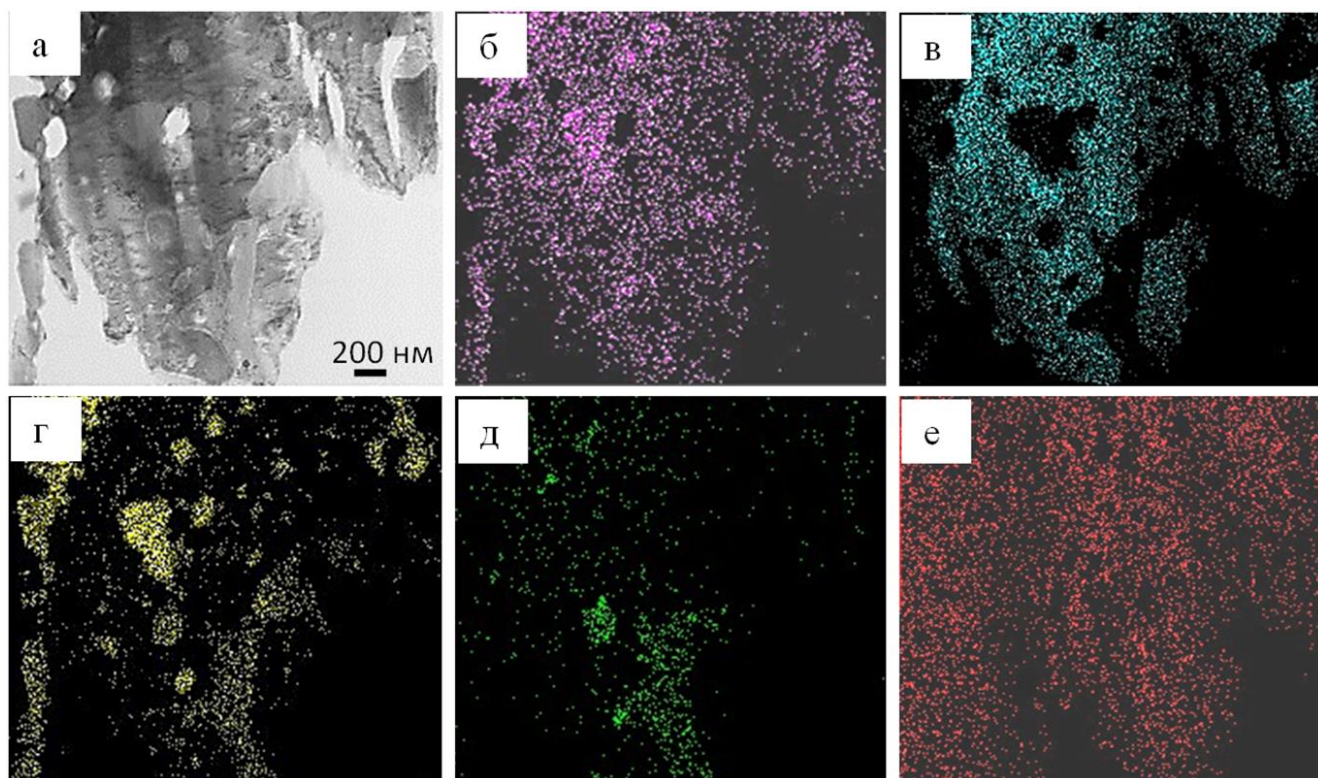
Фазовый состав модифицированного слоя существенным образом зависит от режима облучения материала импульсным электронным пучком, а именно, от плотности энергии пучка электронов [113–116] (таблица 3.1). Результаты, представленные в таблице 3.1, свидетельствуют о том, что увеличение плотности энергии пучка электронов [113–116] приводит к увеличению в покрытии относительного содержания меди и соответствующему снижению содержания серебра и никеля. Очевидно, что это является следствием взаимной диффузии элементов при плавлении системы «покрытие/подложка» импульсным электронным пучком, усиливающейся при повышении плотности энергии пучка электронов. Относительное содержание нитридов никеля в покрытии практически не зависит от [113–116] облучения материала электронным пучком. Это обусловлено тем, что формирование нитридных фаз осуществляется на последнем этапе комбинированной обработки покрытия. Относительное содержание нитридов в этом случае будет определяться в основном температурой и временем азотирования.

Таблица 3.1 – Результаты рентгенофазового анализа модифицированного слоя, сформированного на медной подложке комбинированным методом.

Фаза	$E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$					$E_s = 40 \text{ Дж/см}^2$				
	$V, \%$	$a, \text{ нм}$	$c, \text{ нм}$	$D, \text{ нм}$	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$	$V, \%$	$a, \text{ нм}$	$c, \text{ нм}$	$D, \text{ нм}$	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
Cu	38,3	0,3620	—	39,3	0,98	49,8	0,3615	—	67,1	0,43
Ag	11,0	0,4080	—	53,2	0,75	7,4	0,4078	—	50,2	0,81
Ni	44,0	0,3577	—	34,9	1,33	18,2	0,3577	—	17,1	2,20
Ni ₃ N	3,8	0,4590	0,43532	26,5	2,11	3,7	0,4607	0,43719	23,1	1,83
Ni ₄ N	2,9	0,3748	—	65,2	0,88	2,7	0,3712	—	17,3	0,46

Примечание: E_s – плотность энергии пучка электронов; V – объемная доля фазы [113–116]; a, c – параметры кристаллической решетки фазы; D – размеры областей когерентного рассеяния; $\Delta d/d$ – микродеформация кристаллической решетки

Результаты исследования элементного состава участка фольги, полученные методами микрорентгеноспектрального анализа, приведены в таблице 3.2 и показаны на рисунке 3.5. Отчетливо видно, что [113–116] фрагмент покрытия, представленный на рисунке 3.5, а, сформирован областями, обогащенными атомами меди, серебра, никеля, железа и азота.



а – светлопольное изображение, *б* – светлопольное изображение в характеристическом рентгеновском излучении атомов меди, *в* – светлопольное изображение в характеристическом рентгеновском излучении атомов серебра [113–116], *г* – светлопольное изображение в характеристическом рентгеновском излучении атомов никеля, *д* – светлопольное изображение в характеристическом рентгеновском излучении атомов железа, *е* – светлопольное изображение в характеристическом рентгеновском излучении атомов азота

Рисунок 3.5 – Светлопольные изображения участка покрытия системы Ag–Ni–N, полученное в STEM режиме работы электронного микроскопа

Присутствие железа в покрытии может быть связано с распылением стенок камеры установки при электровзрывном процессе. Результаты, представленные в таблице 3.2, в количественном виде характеризуют соотношение элементов в исследуемом

дуюмом участке покрытия. Отчетливо видно, что основным элементом является серебро, в существенно меньшем количестве присутствуют медь, никель и железо [113–116].

Исследуемое покрытие имеет субмикро- нанокристаллическую структуру (рисунок 3.6). Размеры кристаллитов, формирующих покрытие, изменяются в пределах от 50 нм до единиц микрометров. По границам и в объеме кристаллитов располагаются частицы, размеры которых изменяются в пределах от 10 до 20 нм [113–116].

Таблица 3.2 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка фольги, представленного на рисунок [113–116] 3.5, а.

Элемент	Масс. %	Погрешность, %	Ат. %
Fe (K)	1,16	0,41	1,69
Ni (K)	25,26	0,02	34,83
Cu (K)	15,74	0,05	20,06
Ag (L)	57,84	0,02	43,42
Всего	100	–	100

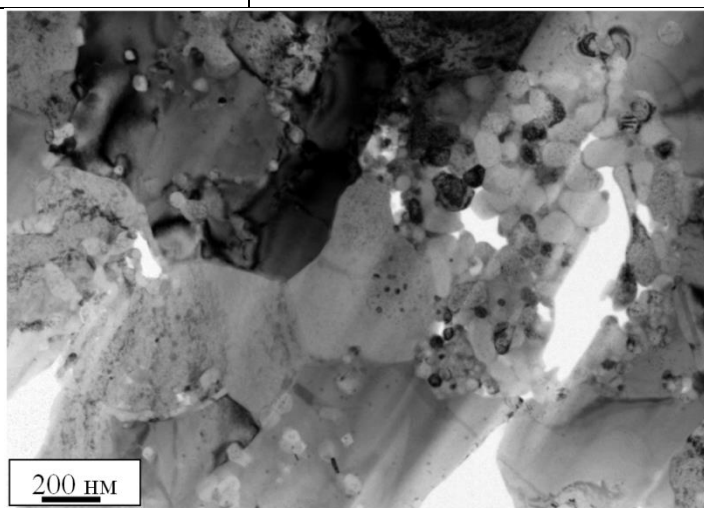
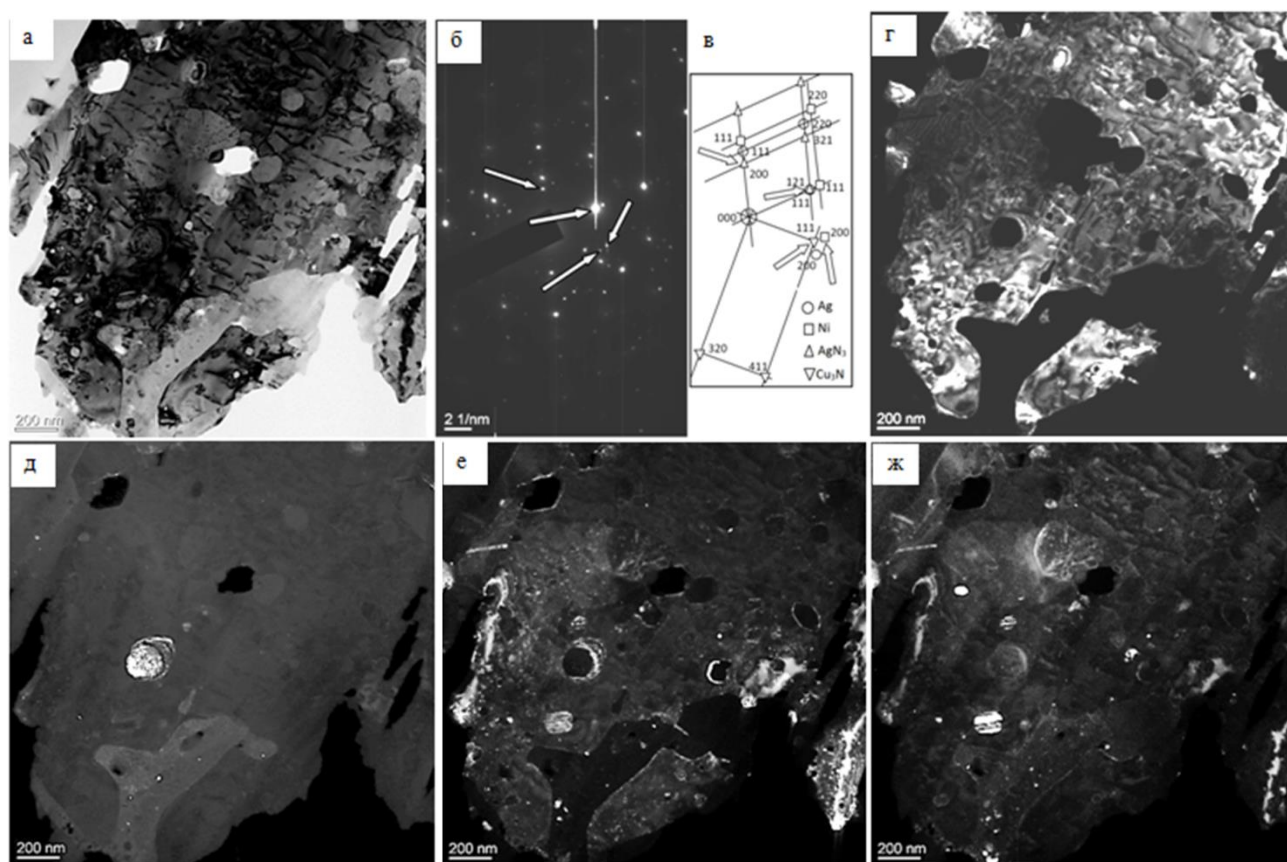


Рисунок 3.6 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия системы Ag–Ni–N, сформированного на [113–116] медной подложке комбинированным методом

На рисунке 3.7 приведены результаты фазового анализа участка покрытия. Индицирование микроэлектронограммы (рисунок 3.7, в), полученной с участка

покрытия, выделенного селекторной диафрагмой (рисунок 3.7, *б*), свидетельствует о том, что полученное покрытие является многофазным. Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограммы выявлено присутствие следующих фаз: Ag (рисунок 3.7, *з*), AgN_3 (рисунок 3.7, *д*), Cu_3N (рисунок 3.7, *е*) и Ni (рисунок 3.7, *ж*). Серебро формирует основу данного участка фольги; фазы AgN_3 , Cu_3N , и Ni представлены субмикро- и наноразмерными включениями. Данные включения имеют преимущественно сферическую форму и расположены в объеме зерен серебра.



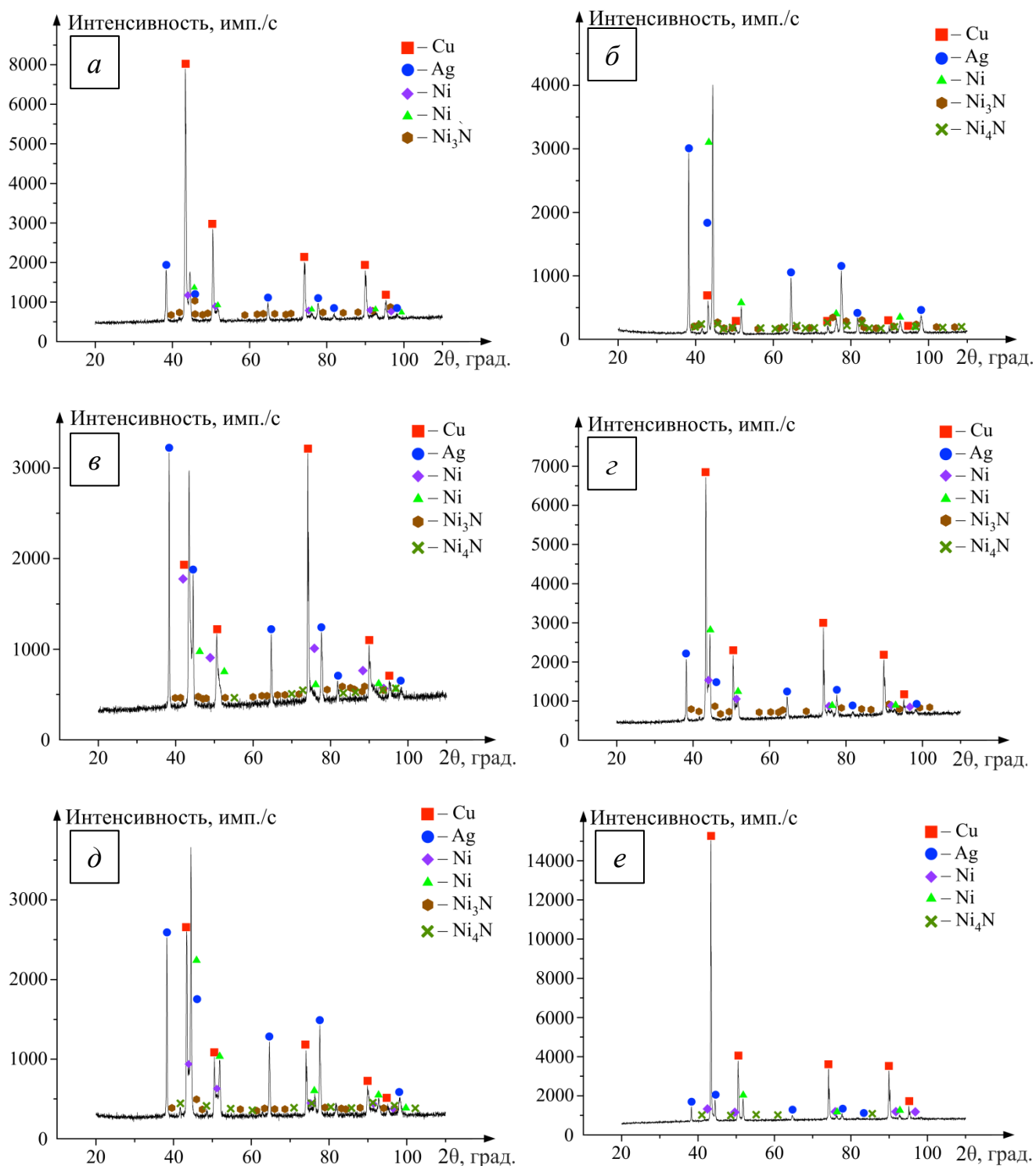
а – светлопольное изображение; *б* – микроэлектроннограмма, полученная с данного участка фольги; *в* – схема индицирования микроэлектроннограммы; *з* – *ж* – темнопольные изображения, полученные в рефлексах $[111]\text{Ag}$, $[020]\text{AgN}_3$, $[111]\text{Cu}_3\text{N}$, $[111]\text{Ni}$, соответственно

Рисунок 3.7 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия системы [113–116] Ag–Ni–N, сформированного на медной подложке комбинированным методом

Если сравнивать результаты с ранее полученными результатами при формировании электроэрозионностойких покрытий систем CuO–Ag и ZnO–Ag [123–125] методом электровзрывного напыления и электронно-пучковой обработки, то можно отметить [113–116] как общность, так и различие в формировании структуры. В статьях [123–125] были разработаны способы электровзрывного напыления покрытий, которые реализуются посредством электрического взрыва композиционных электрически взрывааемых проводников на основе серебряной оболочки и порошков оксидов меди или цинка, формирования продуктов взрыва в плазменную струю и их переноса на обрабатываемую поверхность с последующей высокоскоростной кристаллизацией покрытия. Последующая электронно-пучковая обработка приводит к гомогенизации поверхностного слоя покрытий на максимально возможную толщину без испарения. После электровзрывного напыления фазовый состав покрытий образован упрочняющими износ- и электроэрозионностойкими фазами – оксидами CuO и ZnO, расположенными в серебряной матрице [115]. В настоящем исследовании также упрочняющие фазы располагаются в серебряной матрице. А благодаря применению азотирования формируются нитриды азота.

Исследования покрытий системы Ni–Ag–N, формирующиеся во всех исследуемых режимах, методом рентгенофазового анализа представлены на рисунках 3.8 и 3.9.

В образце 1 было обнаружено 5 фаз, среди которых наибольшей массовой долей 73,1 % обладает фаза Cu (04-013-9963). Ее ОКР равна 44,22 нм, а параметр кристаллической решетки a имеет значение 4,0777 Å. На втором месте находится фаза Ni (04-010-6148) с содержанием 8,74 %. Ее массовая доля является наименьшей среди всех образцов, в которых она представлена. ОКР рассматриваемой фазы равен 27,16 нм, параметр a кристаллической решетки – 3,5283 Å. Фаза Ni₃N (04-011-1883), имеющая массовую долю 6,94 %, находится на третьем месте по содержанию. Ее ОКР равна 30,73 нм, а параметры кристаллической решетки a и c имеют значения 4,6036 Å и 4,3062 Å, соответственно.



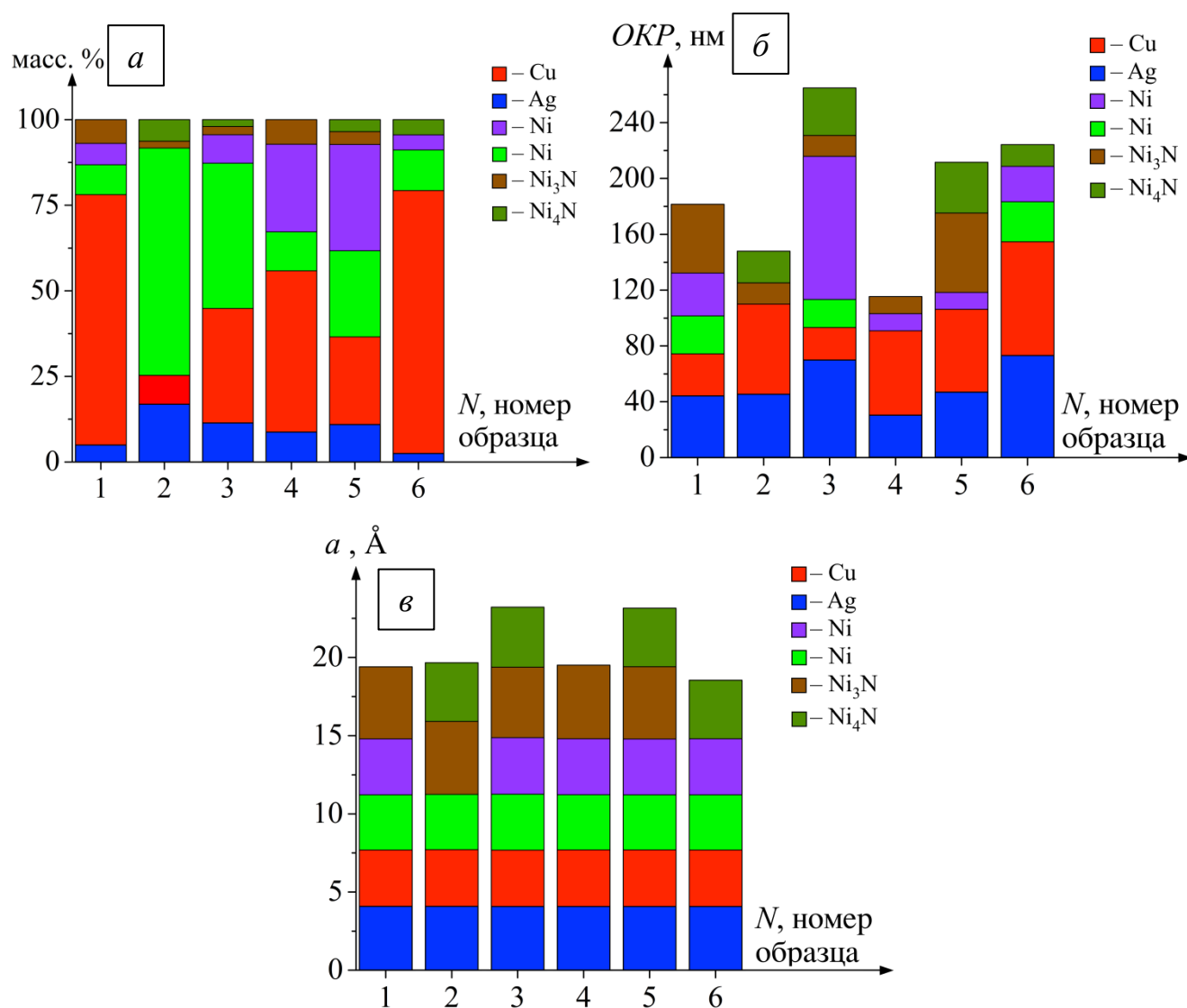
a – образец 1, *б* – образец 2, *в* – образец 3,

г – образец 4, *д* – образец 5, *е* – образец 6

Рисунок 3.8 – Участки рентгенограмм образцов с покрытиями системы Ag–Ni–N

За рассмотренной фазой с массовой долей 6,24 % расположилась фаза Ni (01-077-9326). Ее ОКР имеет значение 30,73 нм, а параметр кристаллической решетки a – 3,581 Å. Наименьшей массовой долей равной 4,97 % обладает фаза Ag (04-003-

5625), ОКР которой имеет значение 44,22 нм, а параметр кристаллической решетки a – 4,0777 Å.



a – содержание фаз; $б$ – области когерентного рассеяния (ОКР);

$в$ – параметр решетки a ; $г$ – параметр решетки c ,

■ и ■ – Ni 01-077-9326 и Ni 04-010-6148 по данным международного центра дифракционных данных

Рисунок 3.9 – Параметры обнаруженных фаз в контрольном образце и вариантах с покрытием системы Ag–Ni–N

В образце 2 было обнаружено 5 фаз, среди которых Ni (04-010-6148) обладает наибольшей массовой долей. Ее значение увеличивается до своего максимума 66,38 %, в свою очередь параметр кристаллической решетки a увеличивается до 3,5357 Å. Массовая доля фазы Ag (04-003-5625) возрастет до 16,9 %. Ее ОКР и

параметр кристаллической решетки a увеличиваются до 45,41 нм и 4,0818 Å. Массовые доли Cu (04-013-9963) и Ni₃N (04-011-1883), напротив уменьшается до своих минимумов 8,41 % и 2,01 %, соответственно. ОКР последней уменьшается до 15,16 нм, а параметры кристаллической решетки a и c , напротив увеличиваются до 4,6596 Å и 4,3495 Å, соответственно. В свою очередь ОКР и параметр кристаллической решетки a Cu (04-013-9963) достигают своих максимальных значений 64,63 нм и 3,6268 Å. В рассматриваемом образце впервые появляется фаза Ni₄N (04-008-1388) с массовой 6,3 %, а Ni (01-077-9326), напротив, отсутствует. ОКР фаза Ni₄N (04-008-1388) равна 22,73 нм. Параметр решетки a – 3,7587 Å.

В образце 3 было обнаружено 6 фаз, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ni (04-010-6148). По сравнению с предыдущим образцом ее содержание уменьшается до 42,42 %, при ОКР, снизившейся до 20,13 нм по сравнению с образцом 1. Параметр кристаллической решетки a , в свою очередь достиг своего максимального значения 3,5773 Å. Содержание фазы Cu (04-013-9963) увеличивается до 33,43 %, а ее ОКР и параметр кристаллической решетки a достигают своих минимальных значений 23,24 нм и 3,603 Å. Массовая доля фазы Ag (04-003-5625) уменьшается до 11,43 %, а параметр кристаллической решетки a снижается до 4,0793 нм, в тоже время ОКР достигла своего максимума 69,98 нм. Содержание фазы Ni (01-077-9326) возросло до 8,31 %, при ОКР и параметре кристаллической решетки a достигших своих максимальных значений 102,48 нм и 3,6136 Å. Массовая доля Ni₃N (04-011-1883) в рассматриваемом образце возрастает до 2,39 %. ОКР рассматриваемой фазы уменьшается до 14,99 нм. Параметр кристаллической решетки a достигает своего минимума 4,507 Å, в тоже время параметр c увеличивается до своего максимума 4,404 Å. Наименьшей по содержанию является фаза Ni₄N (04-008-1388), ее массовая доля по сравнению с предыдущим образцом уменьшается до 2,03 %. В тоже время ОКР увеличивается до 34,01 нм. Параметр кристаллической решетки a достиг своего максимума 3,8405 Å.

В образце 4 было обнаружено 5 фаз. Наибольшей массовой долей в нем обладает фаза Cu (04-013-9963). Ее значение увеличилось до 47,08 %. При ОКР, воз-

росшем до 60,42 нм, и параметре кристаллической решетки a , увеличившимся до своего максимума 3,6169 Å. Массовая доля Ni (01-077-9326) возрастает до 25,56 %. При этом ее ОКР достигает своего минимума 12,3 нм. Параметр кристаллической решетки рассматриваемой фазы [113–116] a уменьшается до 3,5767 Å. Массовая доля Ni (04-010-6148) достигает своего минимума 11,39 %. В свою очередь параметр кристаллической решетки a уменьшается до 3,5333 Å. Содержание фазы Ag (04-003-5625) снижается до 8,76 %, при этом ее ОКР убывает до своего минимума 30,4 нм, а значение параметра кристаллической решетки увеличивается до 4,0797 Å. Наименьшей массовой долей, значение которой уменьшилось в рассматриваемом образце до 7,21 %, является Ni_3N (04-011-1883). Ее ОКР достигает своего минимума 12,26 нм среди всех образцов, где представлена рассматриваемая фаза. Параметр кристаллической решетки a достигает своего максимума 4,7024 Å, в то время как параметр c убывает до 4,3505 Å.

В образце 5 было обнаружено 6 фаз, среди которых наибольшей массовой долей равной 31,02 % обладает Ni (01-077-9326). Данное значение является наибольшим для рассматриваемой фазы. Ее ОКР достигает своего минимума 12,07 нм, как и параметр кристаллической решетки a , равный – 3,5716 Å. Массовая доля Cu (04-013-9963) снижается до 25,6 %, при этом ее ОКР и параметр кристаллической решетки a уменьшаются до 59,33 нм и 3,6163 Å. Массовая доля фазы Ni (04-010-6148) возросла до 25,15 %. Параметр a ее кристаллической решетки уменьшился до 3,5285 Å. Содержание фазы Ag (04-003-5625) уменьшается до 10,96 %. При этом ее ОКР возрастает до 46,93 нм, а параметр кристаллической решетки убывает до 4,078 Å. Массовая доля Ni_3N (04-011-1883) снижается до 3,74 %. При этом ОКР достигает своего максимума 56,94 нм. Параметр кристаллической решетки a уменьшается до 4,6101 Å, в свою очередь параметр кристаллической решетки c увеличивается до 4,3612 Å. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза Ni_4N (04-008-1388). Ее значение уменьшается до 3,53 %. При этом ОКР рассматриваемой фазы достигает своего максимума 36,27 нм. Параметр кристаллической решетки a уменьшается до 3,7492 Å.

В образце 6 было обнаружено 5 фаз, среди которых фаза Cu (04-013-9963) обладает наибольшей массовой долей. Ее значение максимально и равно 76,78 %, при этом параметр a кристаллической решетки [113–116] уменьшается до 3,613 Å, а ОКР достигает своего максимума 81,47 нм. Содержание фазы Ni (04-010-6148) уменьшается до 11,85 %, однако, ОКР достигает своего максимума 28,66 нм, а параметр кристаллической решетки a возрастет до 3,53 Å. Массовые доли фаз Ni (01-077-9326) и Ni₄N (04-008-1388) равны 4,43 %. ОКР и параметр a кристаллической решетки Ni (01-077-9326) имеют значения 25,37 нм и 3,5827 Å. Аналогичные параметры Ni₄N (04-008-1388) равны 15,52 нм и 3,7426 Å. При этом ОКР рассматриваемой фазы является наибольшим, среди всех образцов, в которых она представлена, а параметр a , напротив, – минимальным. Наименьшей массовой долей при данных параметрах обработки обладает фаза Ag (04-003-5625). Ее значение является минимальным и равным 2,5 %. При этом ОКР рассматриваемой фазы достигает своего максимума 73,15 нм, а параметр кристаллической решетки a убывает до 4,0793 Å.

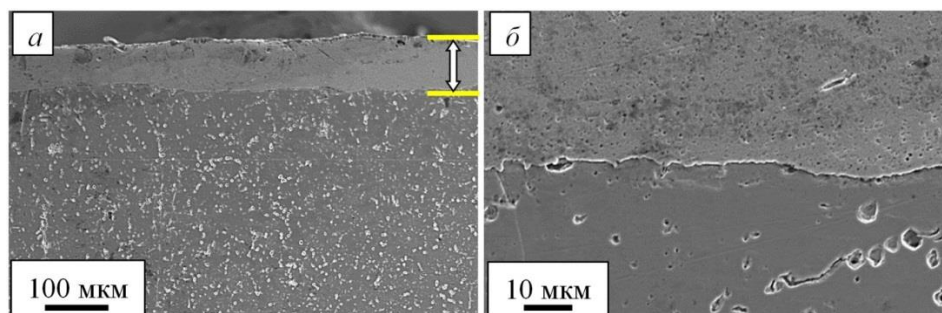
3.2 Структура электроэрозионностойких покрытий системы Ni–C–Ag–N

Толщина покрытия, как было установлено в результате исследований поперечных шлифов методами сканирующей электронной микроскопии [113–116], достигает ≈ 90 мкм (рисунок 3.10, *а*). Отчетливо видно, что покрытие структурно и, по все видимости, фазово неоднородно. Покрытие содержит включения различной формы и размеров (рисунок 3.10, *б*). Размеры включений, выявленные методами сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа, изменяются в пределах до 3 мкм.

Элементный состав покрытия изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Методом картирования шлифа установлено, что присутствующие в покрытии элементы распределены квазиоднородно (рисунок 3.11).

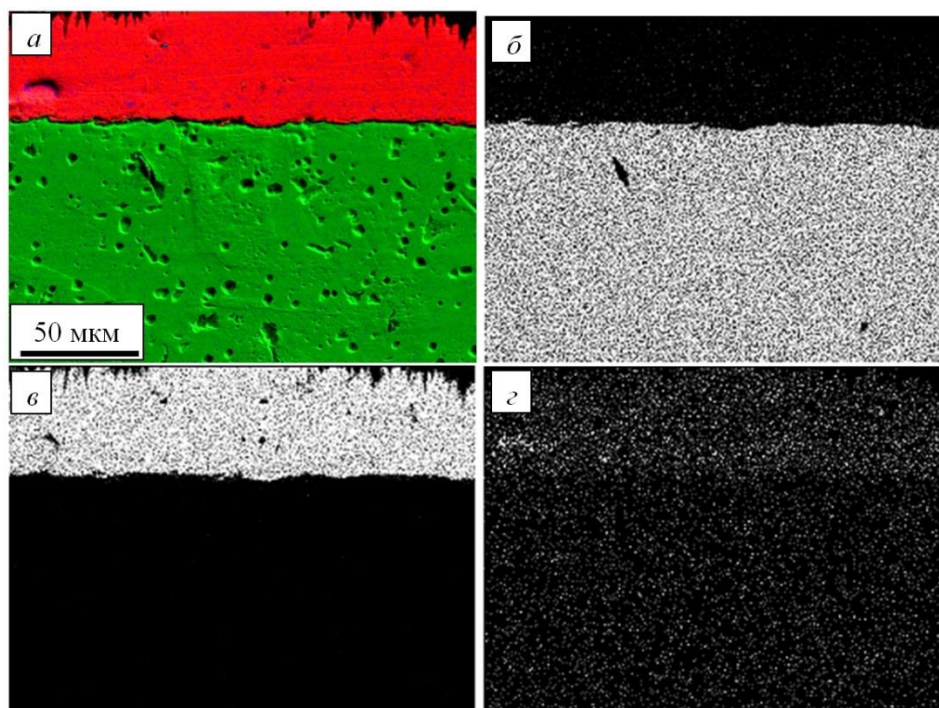
Методом картирования поперечной фольги (STEM анализ) выявлено существенно неоднородное распределение химических элементов в покрытии (рисунок 3.12). А именно, в матрице на основе серебра выявлены островки меди и никеля.

Размеры островков изменяются в пределах от 0,1 мкм до 0,4 мкм [113–116]. Концентрация химических элементов в исследованных участках фольги (рисунок 3.12) приведена в таблицах 3.3 и 3.4.



a – общий вид покрытия и подложки, *б* – увеличенное изображение границы покрытия с подложкой

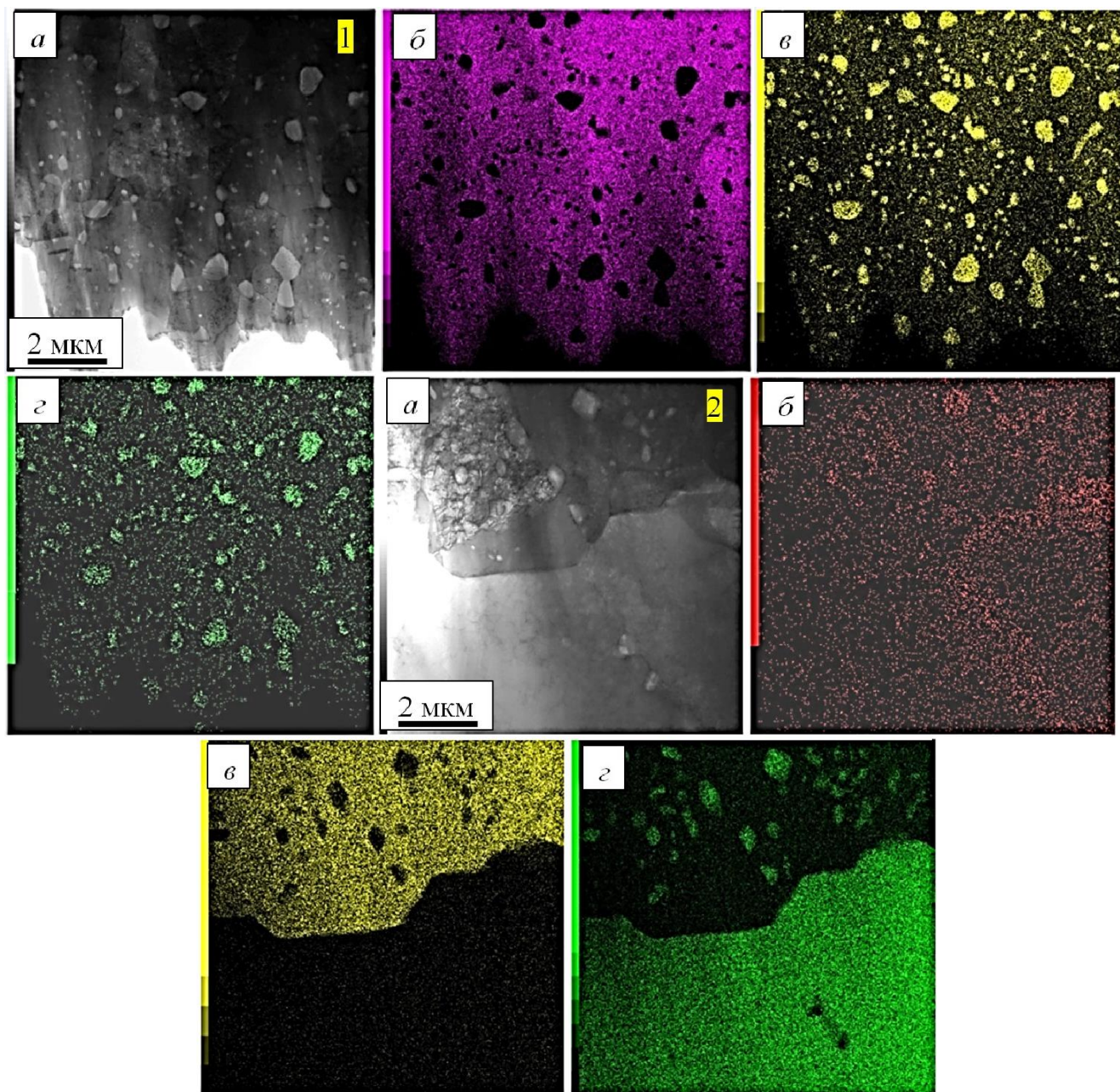
Рисунок 3.10 – Структура покрытия Ni–C–Ag–N, сформированного на меди.
Сканирующая электронная микроскопия. Поперечный шлиф.
Стрелкой указано покрытие



a – изображение, сформированное путем наложения изображений, полученных в характеристическом рентгеновском излучении атомов [113–116] Cu (*б*), Ag (*в*), Ni (*г*)

Рисунок 3.11 – Распределение химических элементов в покрытии Ni–C–Ag–N, сформированном комплексным методом. Сканирующая электронная микроскопия, метод картирования

Результаты, представленные в таблице 3.3 свидетельствуют о том, что основным химическим элементом покрытия является серебро, в меньшем количестве присутствует медь и весьма мала концентрация никеля.



a – светлпольное изображение, *б–г* – изображения, полученные в характеристических рентгеновских излучениях атомов [113–116] Ag, Cu и Ni.

1 – результаты картирования поверхностного слоя покрытия.

2 – результаты картирования слоя у границы с подложкой

Рисунок 3.12 – Распределение химических элементов в покрытии Ni–C–Ag–N, сформированном комплексным методом. STEM, метод картирования

Относительное содержание химических элементов и их распределение в покрытии приведено на рисунке 3.13. Результаты данного анализа коррелируют с результатами, приведенными на рисунке 3.14 и свидетельствуют, во-первых, о преобладающей концентрации серебра в покрытии и, во-вторых, о легировании покрытия атомами меди, концентрация которых увеличивается по мере удаления от поверхности [113–116] покрытия.

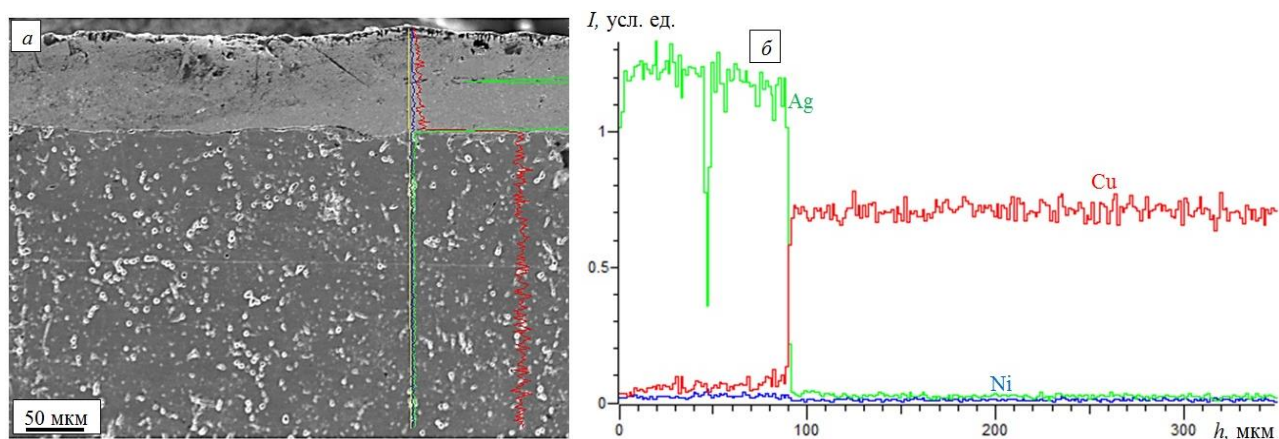


Рисунок 3.13 – Распределение химических элементов по толщине участка образца меди с покрытием (б), электронно-микроскопическое изображение которого приведено на [113–116] (а)

Таблица 3.3 – Элементный состав поверхностного слоя покрытия Ni–C–Ag–N

Элемент	Е, кэВ	Масс. %	Количество импульсов при наборе сигнала от атомов данного элемента	Погрешность, %	Ат. %
Ni (K)	7,471	1,13	10098	0,17	1,83
Cu (K)	8,040	17,08	135198	0,01	25,70
Ag (L)	2,984	81,79	352046	0,00	72,47
Всего	—	100	—	—	100

Анализ энергетических спектров, полученных с точек, расположенных на различном расстоянии от поверхности покрытия, позволил количественно оценить элементный состав покрытия. Установлено, что основным элементом покрытия является серебро, в несколько меньшем количестве присутствует азот,

остальные химические элементы присутствуют в покрытии в существенно меньшем количестве.

Таблица 3.4 – Элементный состав слоя покрытия системы Ni–C–Ag–N на границе с подложкой

Элемент	E, кэВ	Масс. %	Количество импульсов при наборе сигнала от атомов данного элемента	Погрешность, %	Ат. %
Ni (K)	7,471	0,53	4320	0,33	0,67
Cu (K)	8,040	60,93	445690	0,00	72,36
Ag (L)	2,984	38,54	153338	0,01	26,97
Всего	–	100	–	–	100

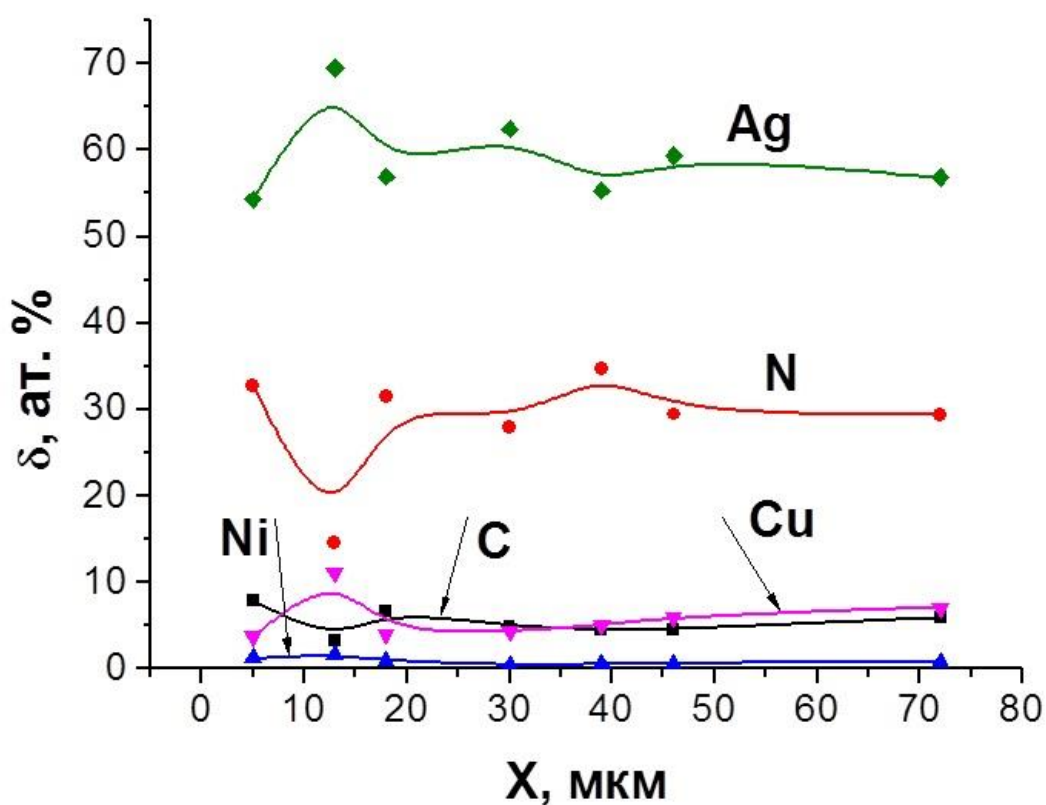
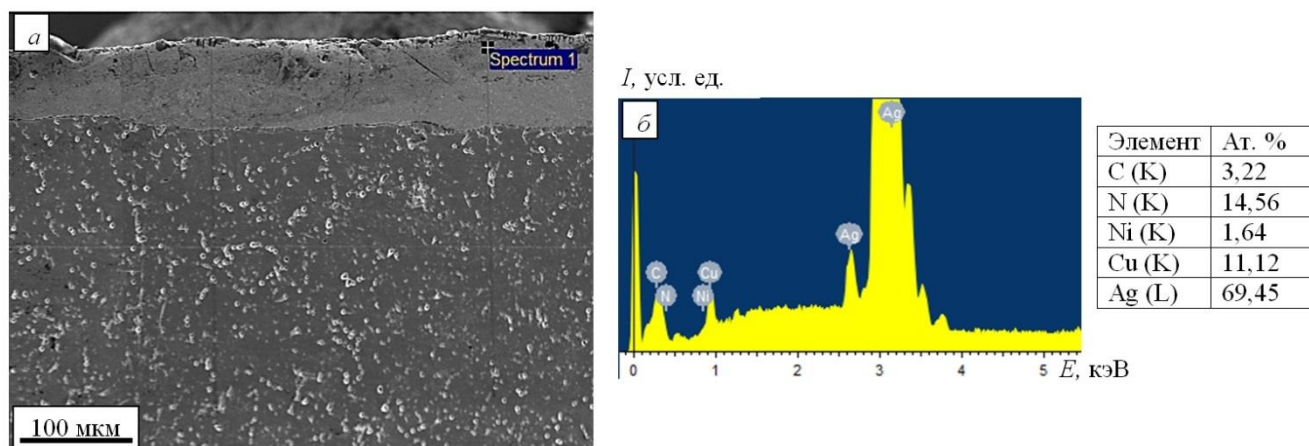


Рисунок 3.14 – Результаты анализа энергетических спектров химических элементов, присутствующих в покрытии (усреднение производили по трем параллельно расположенным дорожкам);
 X – расстояние от поверхности покрытия



a – общий вид покрытия и подложки, *б* – энергетические спектры, полученные с участка покрытия, указанного на (*a*) значком «+»

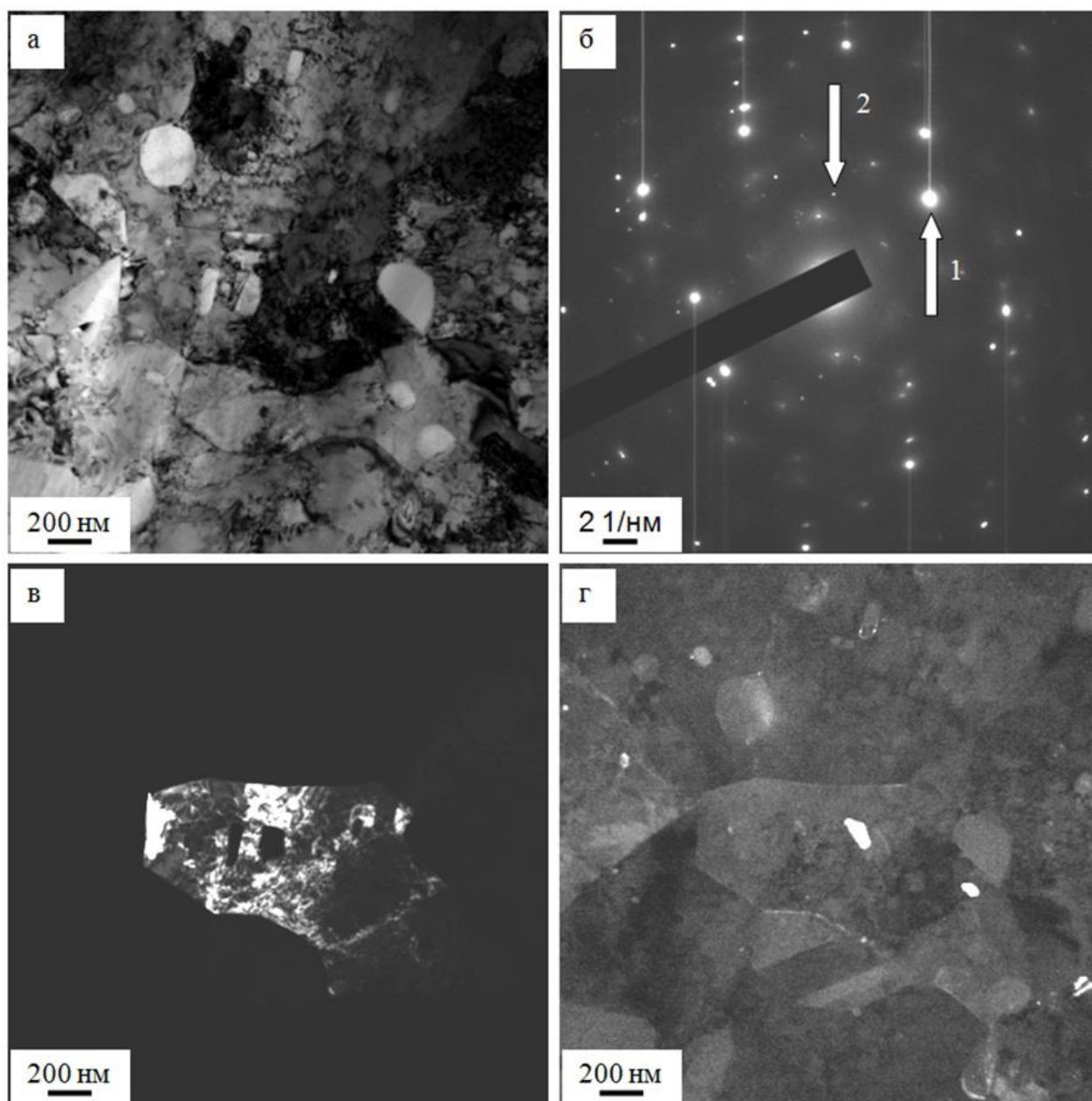
Рисунок 3.15 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного шлифа меди с покрытием системы Ni–C–Ag–N. В таблице приведены результаты [113–116] количественного анализа данного участка покрытия

Пример исследования элементного состава покрытия методом «по точкам» приведен на рисунке 3.15.

Фазовый состав покрытия и морфологию формирующих его фаз изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [113–116]. Результаты, полученные данным методом, приведены на рисунке 3.16. Полученные результаты свидетельствуют о том, что серебро имеет поликристаллическую (зеренную) структуру (рисунок 3.16, *в*). В объеме зерен присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций. Частицы второй фазы (медь и нитрид серебра) расположены в виде частиц в объеме и по границам зерен серебра [113–116] (рисунок 3.16, *з*).

Результаты электронно-микроскопического микродифракционного анализа [113–116], представленные на рисунке 3.17, демонстрируют присутствие в покрытии частиц карбонитрида серебра (рисунок 3.17, *з*). Частицы имеют округлую форму и расположены, как в объеме зерен серебра, так и на их границах. Размеры частиц карбонитрида серебра, расположенных в объеме зерен, изменяются в пре-

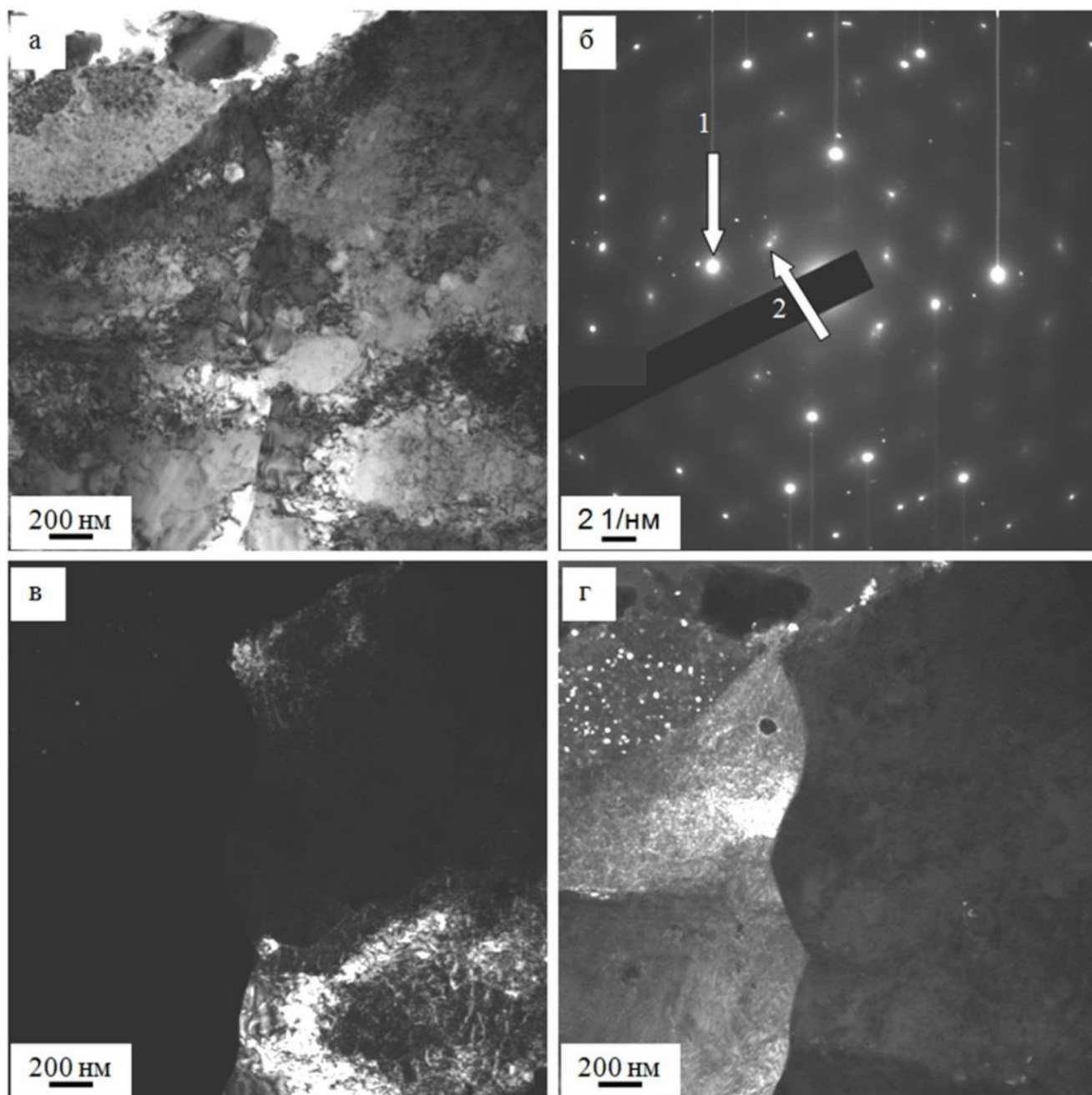
делах от 10 нм до [113–116] 30 нм; расположенных по границам зерен – от 20 до 40 нм.



а – светлопольное изображение, *б* – микроэлектронограмма; *в*, *г* – темнопольные изображения, полученные в рефлексах $[222]\text{Ag}$ (*в*) и $[200]\text{Cu} + [310]\text{AgN}_3$. На (*б*) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темнопольные изображения:

1 – темнопольное изображение (*в*), 2 – темнопольное изображение (*г*)

Рисунок 3.16 – Электронно-микроскопическое изображение покрытия системы $[113\text{--}116]\text{Ni-C-Ag-N}$, сформированного на меди



а – светлопольное изображение, *б* – микроэлектроннограмма; *в*, *г* – темнопольные изображения, полученные в рефлексах $[220]\text{Ag}$ (*в*) и $[111]\text{Ag} + [111]\text{AgCN}$. На (*б*) стрелками указаны рефлексы, в которых получены темнопольные изображения:

1 – темнопольное изображение (*в*), 2 – темнопольное изображение (*г*)

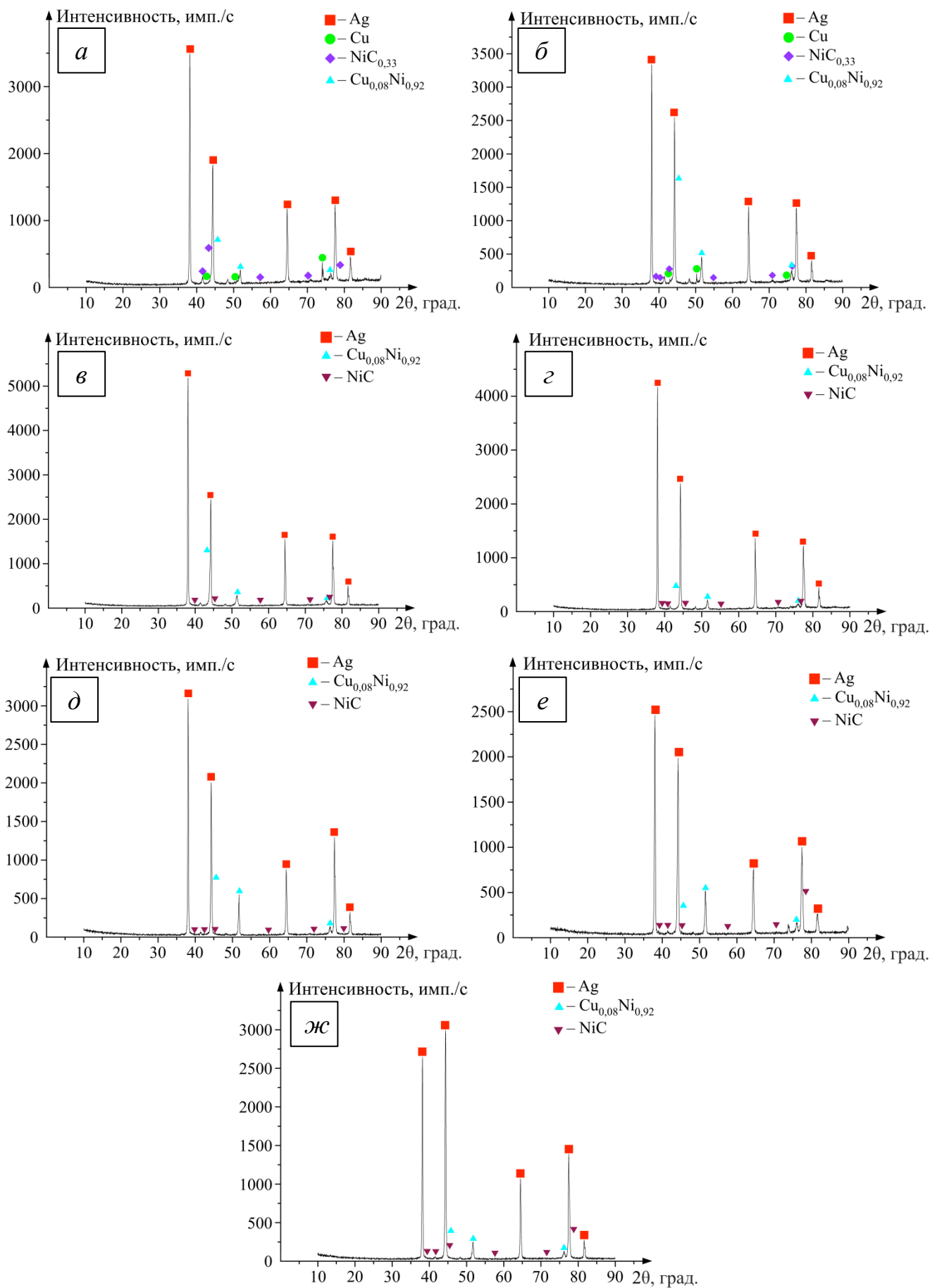
Рисунок 3.17 – Электронно-микроскопическое изображение покрытия системы $[113-116] \text{Ni-C-Ag-N}$, сформированного на меди

Исследования покрытий системы Ni-Ag-N , формирующиеся во всех исследуемых режимах, методом рентгенофазового анализа представлены на рисунках 3.18 и 3.19.

Описанные ниже изменения параметров кристаллической решетки формирующихся фаз и их областей когерентного рассеяния, содержание фаз представлены в виде зависимости от изменения режима облучения на рисунке 3.19.

По средствам рентгенофазового анализа в образце, облученном по режиму 1 (рисунки 3.18, *а* и 3.19, *а*), было выявлено четыре фазы. Наибольшей массовой долей обладает фаза Ag, содержание которой составляет 56,29 %. Параметр кристаллической *a* решетки фаза Ag [113–116] имеет составляет 4,0787 Å (рисунок 3.19, *в*), а области когерентного рассеяния (ОКР) – 83,54 нм. В тоже время содержание фазы $\text{Cu}_{0,08}\text{Ni}_{0,92}$ составляет 25,65 %. При этом параметр ее кристаллической решетки *a* имеет значение 3,5278 Å (рисунок 3.19, *в*). Массовая доля фазы $\text{NiC}_{0,33}$ равна 14,86 %, параметры *a* и *c* кристаллической решетки которой имеют значения 2,6776 Å и 4,3497 Å, соответственно, а ОКР равен 111,89 нм (рисунок 3.19, *б*). Наименьшей массовой долей 3,19 % обладает фаза Cu. При этом ее параметр кристаллической решетки *a* и ОКР имеют значение 3,619 Å и 21,97 нм.

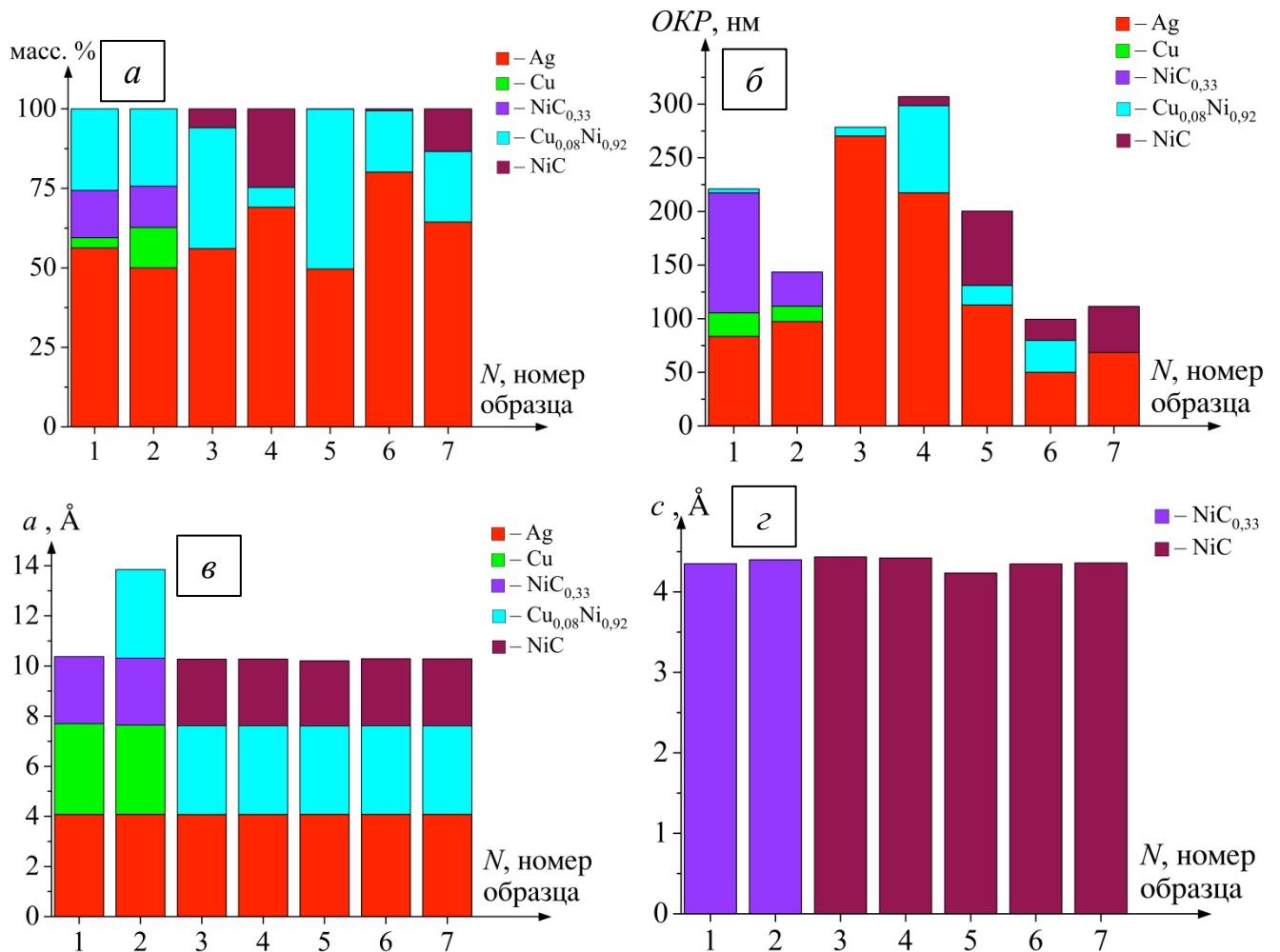
В образце, облученном по режиму 2 (рисунки 3.18, *б* и 3.19, *а*), было выявлено четыре фазы. Наибольшей массовой долей обладает фаза Ag, ее содержание уменьшилось до 50 %. Параметр кристаллической решетки *a* увеличился до 4,0818 Å (рисунок 3.19, *в*), в тоже время ОКР рассматриваемой фазы возросло до 97,35 нм (рисунок 3.19, *б*). Содержание фазы $\text{Cu}_{0,08}\text{Ni}_{0,92}$ снижается до 24,32 %. Параметр кристаллической решетки *a* равен 3,532 Å. Массовая доля фазы $\text{NiC}_{0,33}$ снизилась до 12,96 %, при этом параметр кристаллической решетки [113–116] *c* увеличился до своего максимума 4,3992 Å. Параметр кристаллической решетки *a* уменьшился до 2,6699 Å. Также ОКР рассматриваемой фазы снизился до 31,86 % (рисунок 3.19, *б*). Минимальной массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза Cu, ее содержание достигло своего максимума 12,72 %. При этом ее ОКР и параметр кристаллической решетки *a* снизились до 14,31 Å и 3,5606 нм.



a – образец 1; *б* – образец 2; *в* – образец 3; *г* – образец 4; *д* – образец 5;

е – образец 6; *ж* – образец 7

Рисунок 3.18 – рентгеноструктурный анализ образцов с покрытиями системы Ni–C–Ag–N



а – содержание фаз; *б* – ОКР; *в* – параметр решетки *a*; *г* – параметр решетки *c*

Рисунок 3.19 – Параметры обнаруженных фаз в контрольном образце и вариантах с покрытием системы Ni–C–Ag

В образце, облученном по режиму 3 (рисунки 3.18, *в* и 3.19, *а*), было выявлено три фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает Ag. Содержание Ag увеличилось до 56,05 %. При этом параметр кристаллической решетки [113–116] *a* достиг своего минимума 4,0752 Å. Значение ОКР, напротив, возросло до максимального значения 270,21 нм (рисунок 3.19, *б*). Массовая доля фазы Cu_{0,08}Ni_{0,92} увеличилась до 38,03 %. Параметр кристаллической решетки *a* фазы Cu_{0,08}Ni_{0,92} возрастет до своего максимального значения 3,5438 Å. Значение ОКР

составляет 8,27 нм (рисунок 3.19, б). Наименьшей массовой долей 5,92 % в рассматриваемом образце обладает фаза NiC. Параметр a кристаллической решетки равен 2,6513 Å. В тоже время параметр c имеет максимальное значение равное 4,434 Å.

В образце, облученном по режиму 4 (рисунки 3.18, г и 3.19, а), было выявлено три фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает Ag, ее содержание увеличилось до 69,09 %. При этом параметр кристаллической решетки [113–116] a возрос до 4,0775 Å. Значение ОКР, напротив, снизилось до 217,4 нм (рисунок 3.19, б). Массовая доля фазы NiC достигает своего максимума 24,7 %. Параметр кристаллической решетки a возрастает до 2,6563 Å, в тоже время параметр c снижается до 4,4198 Å. Значение ОКР равно 8,28 нм (рисунок 3.19, б). Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза $\text{Cu}_{0,08}\text{Ni}_{0,92}$, значение которой снизилось до своего минимума 6,22 %. Параметр кристаллической решетки a снизился до 3,5413 Å, а ОКР рассматриваемой фазы достигает своего максимума 81,25 нм.

В образце, облученном по режиму 5 (рисунки 3.18, д и 3.19, а), было выявлено три фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза $\text{Cu}_{0,08}\text{Ni}_{0,92}$, содержание которой достигло своего максимума 50,23 %. Параметр кристаллической решетки a и ОКР уменьшились до 3,5307 Å и 18,27 нм. Массовая доля фазы Ag снизилась до своего минимума 49,65 %. Параметр кристаллической решетки a увеличился до 4,0803 Å. При этом значение ОКР снизилось до 112,75 нм (рисунок 3.19, б). Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза NiC, содержание которой снизилось до 0,12 %. Параметры кристаллической решетки a и c уменьшились до 2,5971 Å и 4,2342 Å, соответственно. Значение ОКР достигло своего максимума 69,31 нм (рисунок 3.19, б).

В образце, облученном по режиму 6 (рисунки 3.18, е и 3.19, а), было выявлено три фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag. Ее содержание достигло своего максимума 80,11 %. Параметр кристаллической решетки a увеличился до 4,0811 Å, а значение ОКР снизилось до своего минимума 49,97 нм (рисунок 3.19, б). Массовая доля фазы $\text{Cu}_{0,08}\text{Ni}_{0,92}$ увеличилась до 19,31

%. При этом параметр кристаллической решетки [113–116] a снизился до 3,5377 Å. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза NiC. Ее содержание возросло до 0,58 %. Параметры кристаллической решетки a и c увеличились до 2,6694 Å и 4,3462 Å, соответственно, а ОКР уменьшилась до 19,65 нм (рисунок 3.19, б).

В образце, облученном по режиму 7 (рисунки 3.18, ж и 3.19, а), было выявлено три фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag. Ее содержание снизилось [113–116] до 64,43 %. Параметр кристаллической решетки a достиг своего максимума 4,0828 Å (рисунок 3.19, в), а значение ОКР возросло до 68,47 нм (рисунок 3.19, б). Массовая доля фазы $\text{Cu}_{0,08}\text{Ni}_{0,92}$ снизилась до 19,31 %. При этом параметр кристаллической решетки [113–116] a и ОКР увеличились до 3,5377 Å и 29,93 нм. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза NiC. Ее содержание возросло до 13,39 %. Параметры кристаллической решетки a достиг своего максимума 2,6695 Å (рисунок 3.19, в). Параметр кристаллической решетки увеличился до 4,3581 Å. ОКР рассматриваемой фазы возросла до 43,05 нм (рисунок 3.19, б).

3.3 Свойства электроэрозионностойких покрытий систем Ni–Ag–N и Ni–C–Ag–N

Проанализируем зависимость контактного сопротивления (R) от числа циклов включения/отключения (N) при испытаниях покрытий системы Ni–Ag–N на электроэрозионную стойкость в условиях дуговой эрозии (рисунок 3.20, а). В результате испытаний на коммутационную износостойкость (рисунок 3.20, а) установлено, что сформированное покрытие выдерживает 7001 цикл включения/отключения. При этом сопротивление парного электрического контакта в процессе испытаний во всех трех фазах не превышает 15 мкОм. Сравнивая полученные результаты с результатами аналогичных испытаний системы ZnO–Ag [126] можно отметить, что покрытие, полученное комбинированным методом, превышает коммутационную износостойкость электровзрывных покрытий системы ZnO–Ag на 1000 циклов включения/отключения. Электрическое сопротивление покрытий системы ZnO–Ag при этом также как и для покрытия, полученного

комбинированным методом, не превышает 15 мкОм. Электропроводность сформированных покрытий близка к электропроводности серебра [127] и составляет 61,0 МСм/м [113–116].

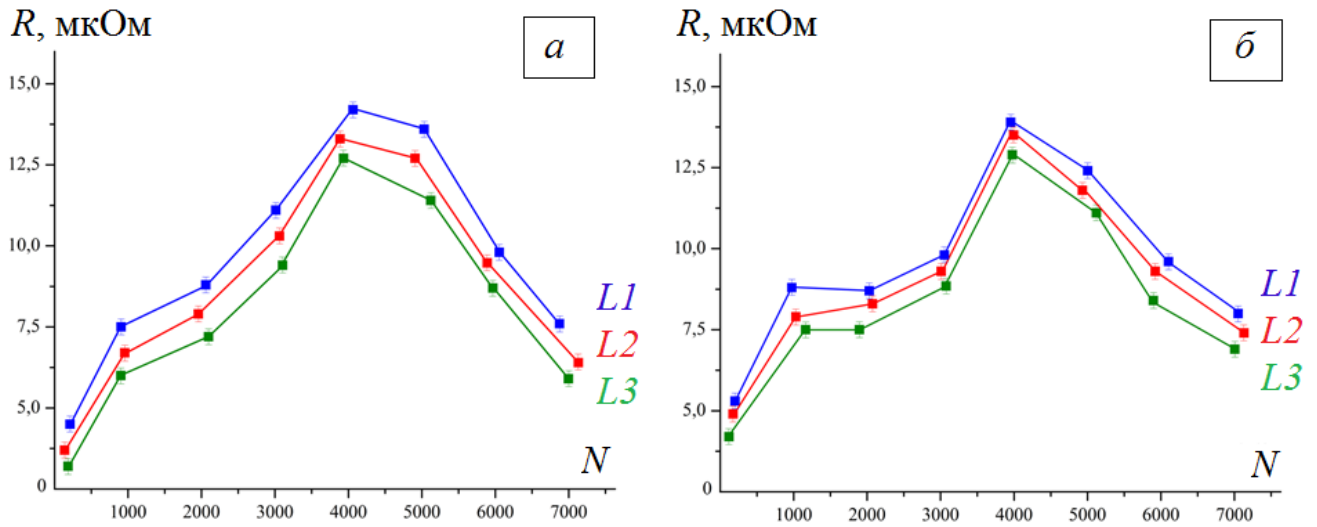
Далее приведено описание изменения электрического сопротивления от числа циклов включения/отключения в ходе испытаний. Первоначальные значения сопротивления для фаз L_1 , L_2 и L_3 минимальны и равны 4,5, 3,7 и 3,2 мкОм при числе циклов включения/отключения 211, 135 и 181 (рисунок 3.20, *а*), соответственно. С увеличением числа циклов включения/отключения функция сопротивления достигает своего максимума. Для фазы L_1 значение сопротивления увеличивается до 14,2 мкОм при количестве циклов включения/отключения возросшем до 4062. Сопротивление фазы L_2 возрастает до 13,3 мкОм при количестве циклов включения/отключения равном 3885. Для фазы L_3 сопротивление увеличивается до 12,7 мкОм при количестве циклов включения/отключения 3930. В дальнейшем наблюдается монотонный спад напряжения до конца испытания на электроэрозионную стойкость. Для фазы L_1 значение сопротивления уменьшается до 7,6 мкОм при количестве циклов включения/отключения возросшем до 6875. Сопротивление фазы L_2 снижается до 6,4 мкОм при количестве циклов включения/отключения равном 7127. Для фазы L_3 сопротивление достигает 5,9 мкОм при количестве циклов включения/отключения 7001 [113–116].

Были испытаны на коммутационную износостойкость все семь полученных в работе вариантов с покрытиями системы Ni–C–Ag–N, сформированных во всех режимах облучения. Но лучшим среди всех образцов показало себя покрытие, полученное по режиму 4 (параметры электронно-пучковой обработки: 17 кэВ, 20 Дж/см², 200 мкс, 5 имп., 0,3 с⁻¹; параметры азотирования: 600 °С, 3 часа). Далее приведено описание исследуемых при испытаниях на коммутационную износостойкость характеристик именно для этого режима облучения [113–116].

В результате испытаний на коммутационную износостойкость установлено, что сформированное покрытие выдерживает 7005 циклов включений/отключений (рисунок 3.20, *б*). Сопротивление парного электрического контакта в процессе ис-

питаний во всех трех фазах L_1 – L_3 не превышает 15 мкОм. Можно отметить, что покрытие, полученное комбинированным методом, превышает коммутационную износостойкость электровзрывных покрытий системы ZnO–Ag на 1000 циклов включения/отключения [126]. Электрическое сопротивление покрытий системы ZnO–Ag также не превышает 15 мкОм. Электропроводность сформированных покрытий близка к электропроводности серебра [127] и составляет 61,5 МСм/м. [113–116]

В момент начала испытаний значения электрического сопротивления для фаз L_1 , L_2 и L_3 минимальны и составляют 5,3, 4,9 и 4,2 мкОм (рисунок 3.20, а) при числе циклов включения/отключения 201, 172 и 114 соответственно. В дальнейшем функция электрического сопротивления для фазы L_2 непрерывно возрастает до своего максимума 13,5 мкОм при 3990 циклах включения/отключения. В тоже время сопротивление фазы L_1 увеличивается до 8,8 мкОм при 973 циклах включения/отключения, после чего наблюдается спад до 8,7 мкОм при 2025 циклах включения/отключения, за которым следует монотонный рост до максимального значения 13,9 мкОм при 3952 циклах включения/отключения. Рассматриваемый параметр увеличивается в фазе L_3 до 7,5 мкОм при 1161 циклах включения/отключения [113–116], после чего его значение не меняется вплоть до 1893 циклов включения/отключения. В дальнейшем, аналогично фазам L_1 , L_2 , сопротивление L_3 достигает своего максимума 12,9 мкОм при 3973 циклах включения/отключения. В дальнейшем наблюдается монотонный спад напряжения до конца испытания на электроэрозионную стойкость. Для фазы L_1 значение электрического сопротивления уменьшается до 8,0 мкОм при количестве циклов включения/отключения [113–116] возросшем до 7050. Сопротивление фазы L_2 снижается до 7,4 мкОм при количестве циклов включения/отключения [113–116] равном 7124. Для фазы L_3 сопротивление достигает 6,9 мкОм при количестве циклов включения/отключения [113–116] 7005.



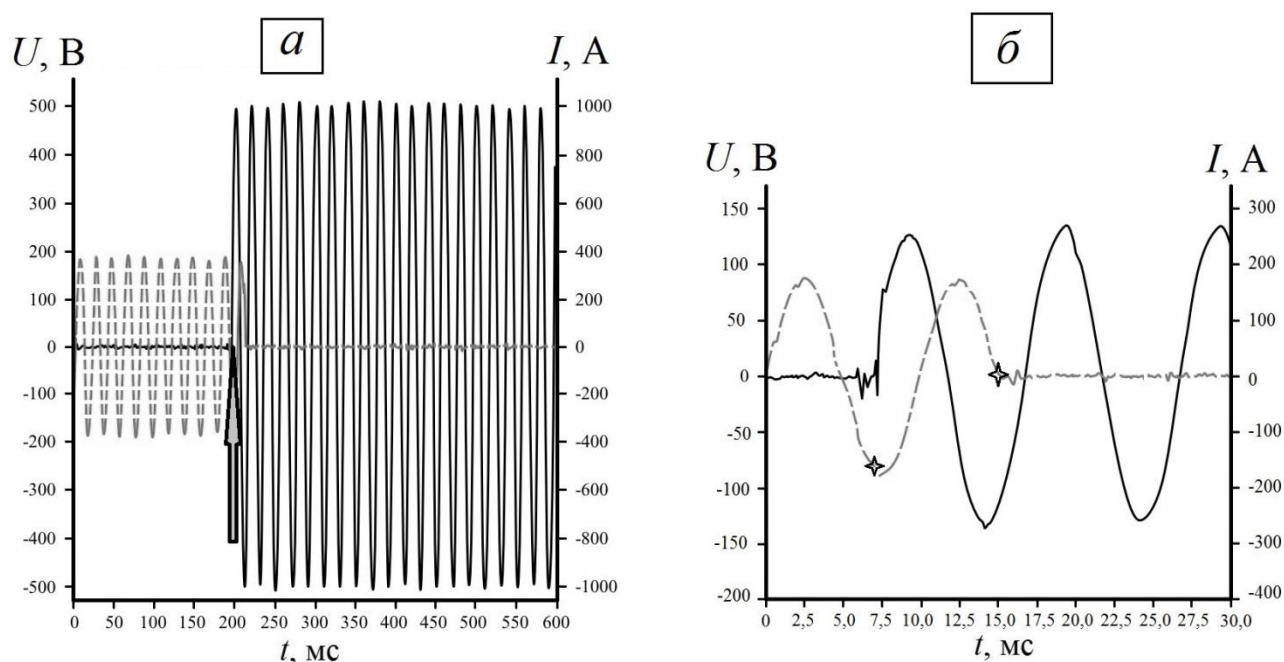
a – покрытие Ni–Ag–N; *б* – покрытие Ni–C–Ag–N; L1, L2, L3 – фазные контакты

Рисунок 3.20 – Характерная зависимость контактного сопротивления (R) от числа циклов включения/отключения (N) при испытаниях электровзрывных покрытий на электроэрозионную стойкость в условиях дуговой эрозии [115]

Для контактов с покрытия систем Ni–Ag–N и Ni–C–Ag–N были определены зависимости контактного напряжения и тока при замыкании одной фазы, при обрыве одной фазы и нулевом токе, а также при обрыве одной фазы [113–116] и максимальном токе. В качестве примера на рисунке 3.21 приведены зависимости контактного напряжения и силы тока от времени испытаний при обрыве одной фазы и нулевом токе для контактов с покрытиями системы Ni–Ag–N.

Время размыкания (opening time) контактов в этом случае составляет примерно 8 мс. При замыкании одной фазы и в случае обрыва одной фазы при максимальном токе время размыкания контактов составляет 20–25 мс. Современные коммутационные приборы требуют быстрого гашения дуги при размыкании электрических контактов. Сформированное покрытие полностью отвечает этим требованиям. Таким образом, полученные покрытия удовлетворяют испытаниям пускателей на электроэрозионную стойкость [113–116, 128].

Значения трибологических характеристик, нанотвердости, модуля упругости первого рода [113–116] сформированных покрытий сведены в таблицу 3.5.



a – характерная зависимость контактного напряжения и силы тока при обрыве одной фазы и нулевом токе, *б* – увеличенное изображение участка, обозначенного стрелкой на *a*

Рисунок 3.21 – Зависимости контактного напряжения (сплошная кривая) и силы тока (пунктирная кривая) от времени испытаний при обрыве одной фазы и нулевом токе для контактов с покрытиями системы Ni–Ag–N. На *б* момент обрыва фазы указан четырехконечной звездой

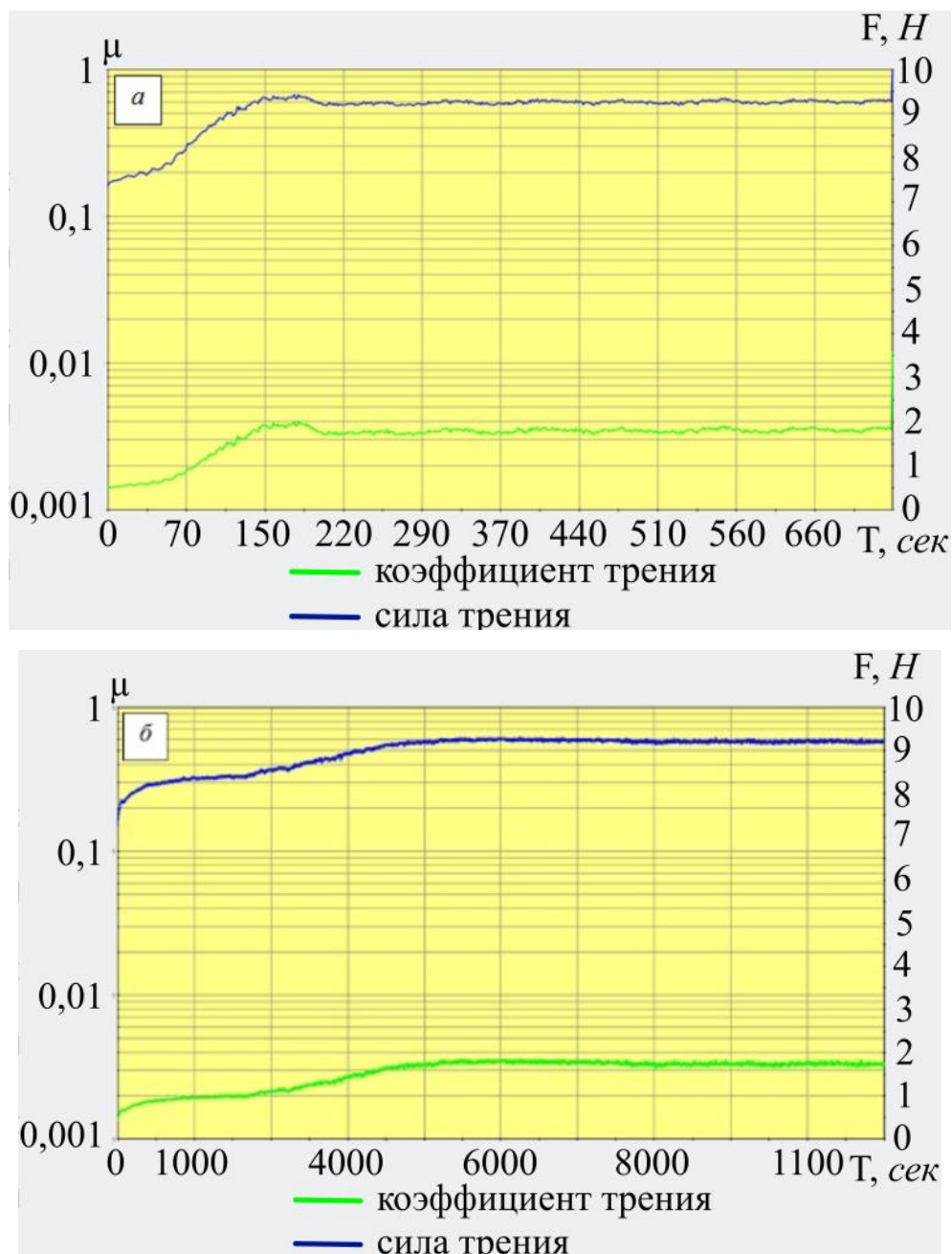
Таблица 3.5 – Значения трибологических характеристик, нанотвердости, модуля упругости первого рода [113–116] покрытий систем Ni–Ag–N и Ni–C–Ag–N.

Образец	$W, 10^{-6}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	μ	$HV, \text{МПа}$	$E, \text{ГПа}$
Си без покрытия	96	0,67	1270	11,5
покрытие Ni–Ag–N	62	0,575	1440	53,6
покрытие Ni–C–Ag–N	59	0,503	1780	63,8

Примечание. Чем выше коэффициент износа (W), тем ниже износостойкость материала [113–116]

В результате испытаний на износостойкость [113–116] покрытий системы Ni–Ag–N установлено, что коэффициент износа образца без покрытия составил $96 \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$, а с покрытием – $62 \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$. Это означает, что износостойкость медного

образца с нанесенным покрытием системы Ni–Ag–N превышает износостойкость меди без покрытия на 54 %. Коэффициент трения образцов (рисунок 3.22) с покрытием на 14,2 % ниже коэффициента трения меди без покрытия (коэффициент трения медной подложки составил 0,67, а покрытия – 0,575).



a – медь марки М00 без покрытия, *б* – покрытие покрытия состава Ag–Ni–N

Рисунок 3.22 – Зависимости коэффициента трения и силы трения от времени испытаний

Твердость покрытия, измеренная на поперечном шлифе вдоль дорожки, проходящей параллельно поверхности покрытия на расстоянии 20 мкм от поверхности, изменяется в весьма широком интервале от 740 МПа до 2100 МПа при среднем значении 1440 МПа (рисунок 3.23). Твердость образца меди без покрытия 1270 МПа. Выбор области измерения твердости на глубине 20 мкм обусловлен тем, что именно эта область была подвержена электронно-пучковой обработке и азотированию на указанную глубину. Полученные высокие значения твердости покрытия должны быть обусловлены структурными особенностями исследуемых покрытий.

В результате трибологических испытаний установлено, что параметр износа (величина, обратная износостойкости) медного образца с покрытием состава Ni–C–Ag–N составляет $5,9 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м и превышает износостойкость меди без покрытия ($9,6 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м) в 1,6 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,503$) меньше коэффициента трения меди без покрытия [113–116] ($\mu = 0,679$) в 1,35 раза. Отличие от системы Ni–Ag–N состоит только во введении углеграфитового волокна в состав взрываемого проводника. Введение углеграфитового волокна позволяет добиться большей износостойкости и более низкого коэффициента трения.

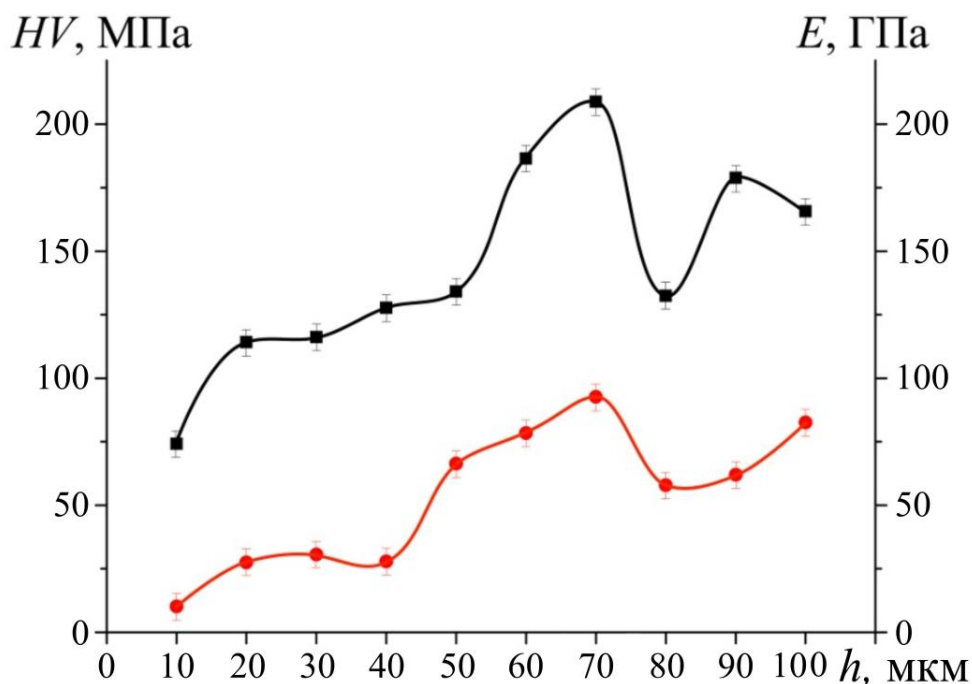
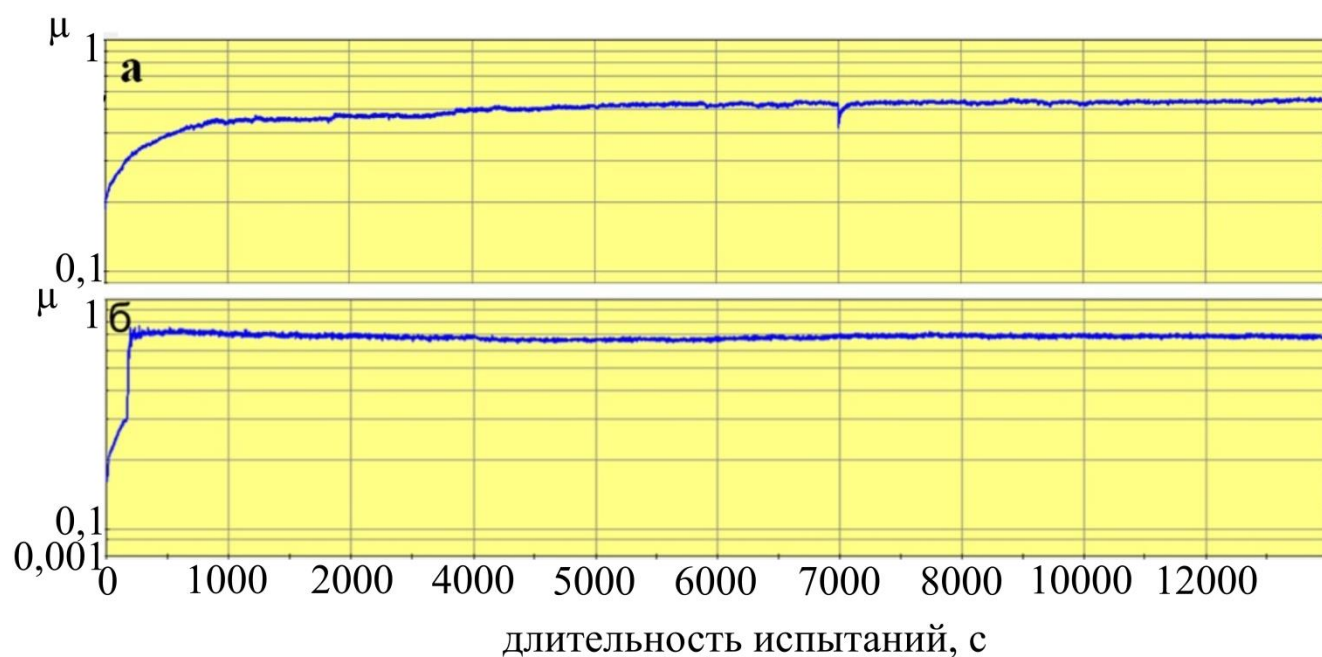


Рисунок 3.23 – Зависимости твёрдости (HV) и модуля Юнга (E) покрытия состава Ag–Ni–N от расстояния (h)

Коэффициент трения при трибологических испытаниях меди и меди с покрытием состава Ni–C–Ag–N изменяется различным образом. Представленные на рисунке 3.24 результаты свидетельствуют о том, что образец с покрытием характеризуется более длительной стадией приработки по сравнению с образцом без покрытия [113–116]. Таким образом, трибологические характеристики сформированного комплексным методом покрытия состава Ni–C–Ag–N кратно превосходят трибологические характеристики меди, и также превосходят характеристики ранее созданного покрытия состава Ni–Ag–N.



а – медь с покрытием Ni–C–Ag–N, *б* – медь без покрытия

Рисунок 3.24 – Зависимость коэффициента трения от длительности трибологических испытаний образца

Твердость покрытия измеряли на поперечном шлифе вдоль трех дорожек, проходящих перпендикулярно поверхности покрытия, что позволяло определить среднюю твердость покрытия и выявить зависимость твердости исследуемого материала от расстояния от поверхности покрытия [113–116]. Результаты, приведенные на рисунке 3.25, показывают, что твердость покрытия достигает максимального значения 1780 МПа, превышающего твердость подложки в 1,4 раза в слое, примыкающем к подложке. Твердость слоя подложки, прилегающего к покрытию, превышает твердость объема подложки на 15 %, что свидетельствует об

упрочнении подложки в результате термомеханического воздействия. Обращает на себя внимание низкое значение твердости переходного слоя «покрытие/подложка», что может быть обусловлено наличием в данном слое микропор и растягивающих напряжений. Твердость подложки составляет 1300 МПа.

В совокупности структурных составляющих, значений износостойкости и твердости покрытие состава Ni–C–Ag–N имеет лучшие перспективы использования в реальном секторе экономики.

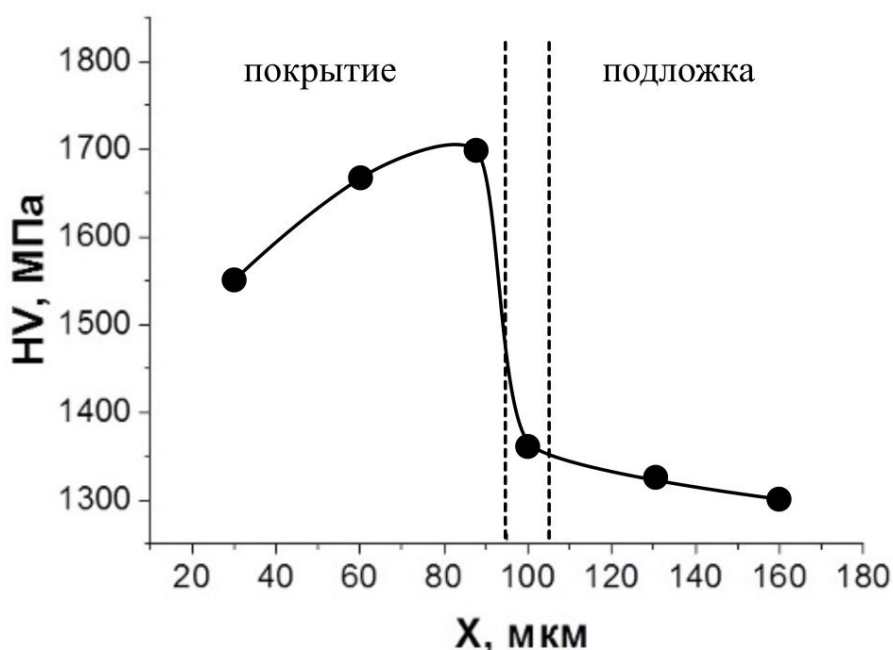


Рисунок 3.25 – Зависимость твердости системы «покрытие Ni–C–Ag–N /подложка» от расстояния от поверхности покрытия. Твердость меди без покрытия 1300 МПа. Пунктирными линиями указан переходный слой «покрытие Ni–C–Ag–N /подложка»

Таким образом, выполненные трибологические и механические испытания выявили увеличение износостойкости и микротвердости, снижение коэффициента трения покрытий относительно исходной меди [113–116].

3.4 Выводы

1. Комбинированным методом электровзрывное напыление – электронно-пучковая обработка – азотирование сформированы на меди покрытия системы Ag–Ni–N толщиной до 80 мкм. Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что основным элементом покрытия является серебро, в значительно

меньшем количестве присутствуют никель и медь. Между покрытием и подложкой выявлен переходный слой толщиной до 8 мкм, обогащенный атомами никеля. Методами рентгенофазового анализа в покрытии выявлены твердые растворы на основе меди, никеля и серебра, а также нитрида никеля. Показано, что фазовый состав покрытия существенным образом зависит от плотности энергии пучка электронов (при постоянных значениях длительности и количества импульсов воздействия пучка). Установлено, что покрытие имеет субмикро- нанокристаллическую структуру. Размеры кристаллитов, формирующих покрытие, изменяются в пределах от 50 нм до единиц микрометров. По границам и в объеме кристаллитов располагаются частицы, размеры которых изменяются в пределах от 10 до 20 нм. Методами темнопольного анализа тонких фольг выявлено присутствие в покрытии, наряду с фазами, установленными методами рентгенофазового анализа, нитридов серебра и меди [113–116].

2. Показано, что износостойкость медного образца с нанесенным покрытием системы Ni–Ag–N превышает износостойкость меди без покрытия на 54 %. Коэффициент трения образцов с покрытием на 14,2 % ниже коэффициента трения меди без покрытия. Твердость покрытия изменяется в весьма широком интервале от 740 до 2100 МПа и в среднем превышает твердость подложки на 13 %. Модуль упругости первого рода покрытия превышает модуль упругости первого рода медной подложки в 4,66 раза. Электропроводность покрытием системы Ni–Ag–N составляет 61,0 МСм/м.

3. Комплексным методом электровзрывное напыление – электронно-пучковая обработка – азотирование на меди сформированы покрытия системы Ni–C–Ag–N толщиной ≈ 90 мкм. Основным химическим элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют медь, никель, углерод и азот, что подтвердил микрорентгеноспектральный анализ. Основными фазами покрытия являются твердые растворы на основе меди и серебра, что установлено дифракционной электронной микроскопией. Выявлены включения нитридов AgN_3 и карбонитридов AgCN серебра манометрового диапазона.

4. Износостойкость медного образца с нанесенным покрытием системы Ni–C–Ag–N превышает износостойкость меди без покрытия в $\approx 1,6$ раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,50$) меньше коэффициента трения меди без покрытия ($\mu = 0,679$) в $\approx 1,35$ раза. Максимальное значение твердости покрытия составляет ≈ 1780 МПа, а твердость подложки при этом составляет 1300 МПа. Градиент изменения твердости имеет минимальное значение на поверхности, а максимальное – вблизи границе раздела с подложкой. Модуль упругости первого рода покрытия превышает модуль упругости первого рода медной подложки в 5,55 раза. Электропроводность покрытием системы Ni–C–Ag–N составляет 61,5 МСм/м. Увеличение прочностных и трибологических характеристик покрытия относительно медной подложки обусловлено, формированием субмикро- нанокристаллической многофазной структуры.

5. Полученные покрытия выдерживают требуемое ГОСТ количество циклов переключения при испытаниях их электроэрозионной стойкости. Применяемые составы покрытий обеспечивают быстрое гашение дуги при размыкании электрических контактов.

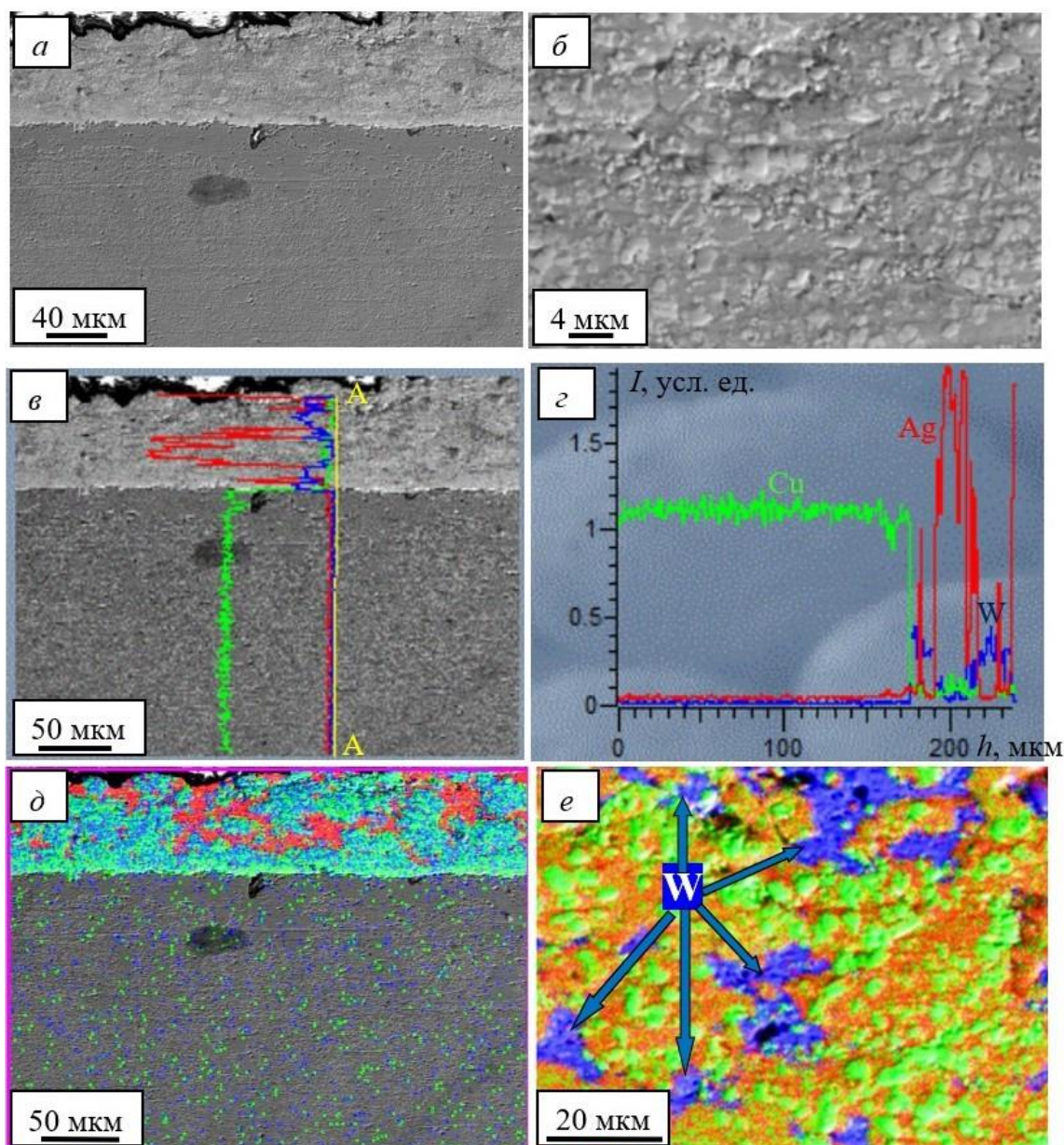
ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПУСКАТЕЛЕЙ И КОНТАКТОРОВ

В настоящей главе представлены результаты исследований электровзрывных покрытий систем [113–116] WC–Ag–N [129, 130] и SnO₂–In₂O₃–Ag–N [131, 129]. Способы получения электроэрозионностойких покрытий защищены патентами РФ на изобретения способ нанесения электроэрозионностойких покрытий на основе серебра, карбидов вольфрама и монокрида вольфрама на медные электрические контакты [133] и способ нанесения электроэрозионностойких покрытий системы SnO₂–In₂O₃–Ag–N на медные электрические контакты [134].

4.1 Структура электроэрозионностойких покрытий системы WC–Ag–N

Методом сканирующей электронной микроскопии поперечных шлифов показано, что толщина покрытия [113–116] изменяется в пределах 50–85 мкм (рисунок 4.1, *а*). Покрытие структурно неоднородно, содержит включения различной формы и размеров (рисунок 4.1, *б*).

Ранее было показано [135], что в основе формирования структуры электровзрывных покрытий различных систем [113–116] лежит механизм, основанный на возникновении динамических ротаций частиц напыляемого материала [136–140]. В работе [141] после электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий системы CuO–Ag наблюдались ротации с размерами от 1 до 4 мкм, обогащенные серебром. Ротации имели хорошо различимую оболочку толщиной от 0,1 до 0,2 мкм, отделяющую их от окружающего материала покрытия. При исследовании покрытий, полученных в настоящей работе, логично предположить, что и в этом случае природой структурообразования может являться формирование вихревых иерархически организованных структур. Удельный вес серебра составляет 10,5 г/см³, а вольфрама – 19,3 г/см³. Это соотношение отвечает условиям формирования ротационной вихревой структуры, согласно которым, удельный вес компонентов отличается почти в два раза [141]. Однако, последующая после ЭВН обработка электронным пучком и азотирование привели к расплавлению покрытия и гомогенизации его структуры (рисунок 4.1).



a – общий вид покрытия и подложки; *б* – увеличенное изображение структурных элементов покрытия; *в* – совмещенное изображение структуры с содержанием элементов вдоль линии А-А; *г* – изменение концентрации элементов I вдоль линии А-А в зависимости от толщины h покрытия; *д* – наложение изображений, полученных в характеристическом рентгеновском излучении атомов меди, серебра [113–116] и вольфрама на общий вид покрытия и подложки; *е* – наложение фото, полученных в характеристическом рентгеновском излучении атомов меди, серебра [113–116] и вольфрама на увеличенное изображение структурных элементов покрытия

Рисунок 4.1 – Результаты исследования покрытий системы WC–Ag–N методом сканирующей электронной микроскопии. Поперечный шлиф

Скорее всего, это явилось причиной «исчезновения» динамических ротаций, характерных для структуры электровзрывных покрытий.

Элементный состав покрытия изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Установлено, что основным элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют [113–116] вольфрам и медь (рисунок 4.1, *в*, *г*). Указанные элементы распределены в покрытии неоднородно (рисунок 4.1, *д*, *е*). Обнаруживаются островки, обогащенные атомами вольфрама (рисунок 4.1, *е*). Размеры таких островков изменяются в пределах от единиц до десятков микрометров.

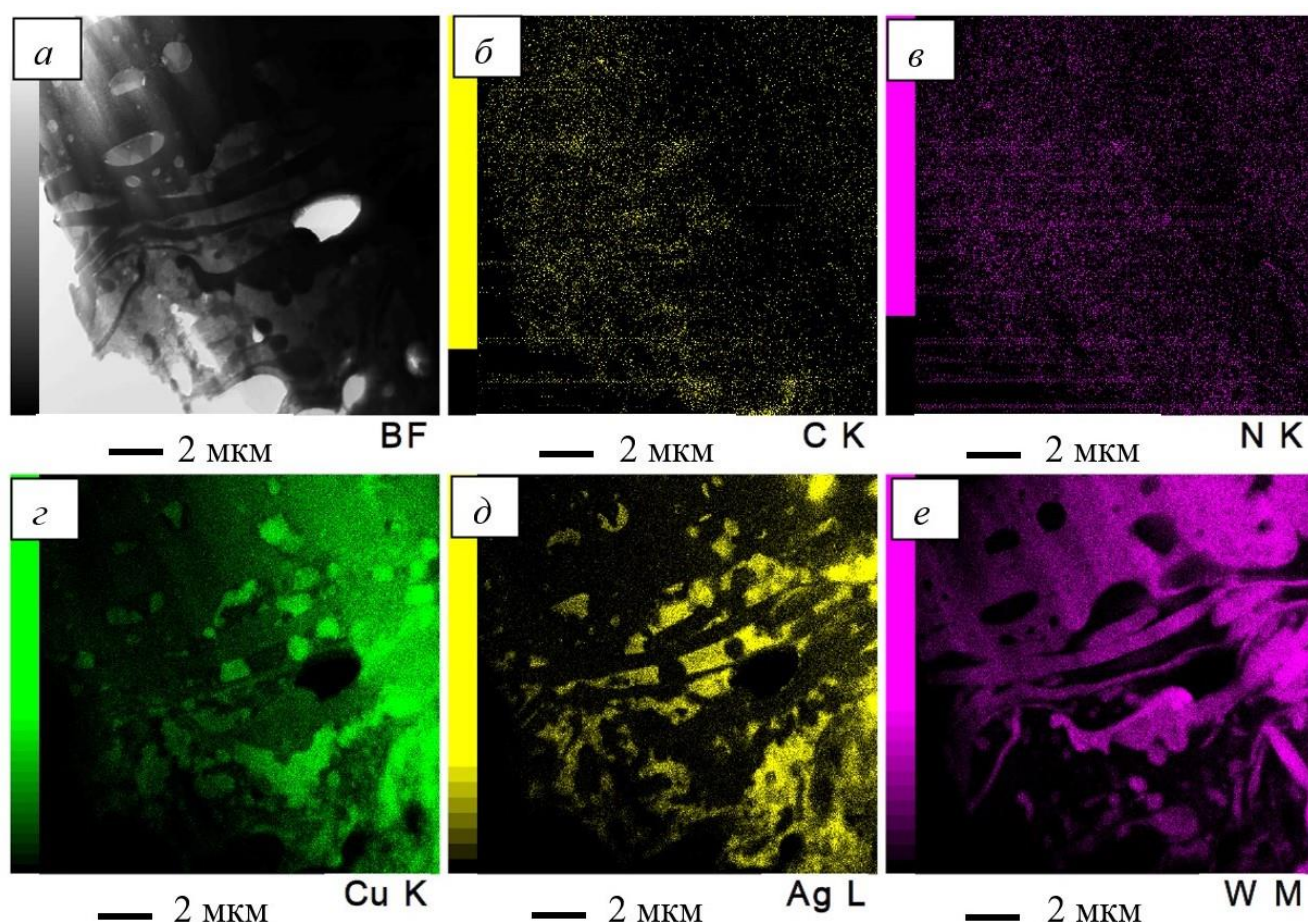
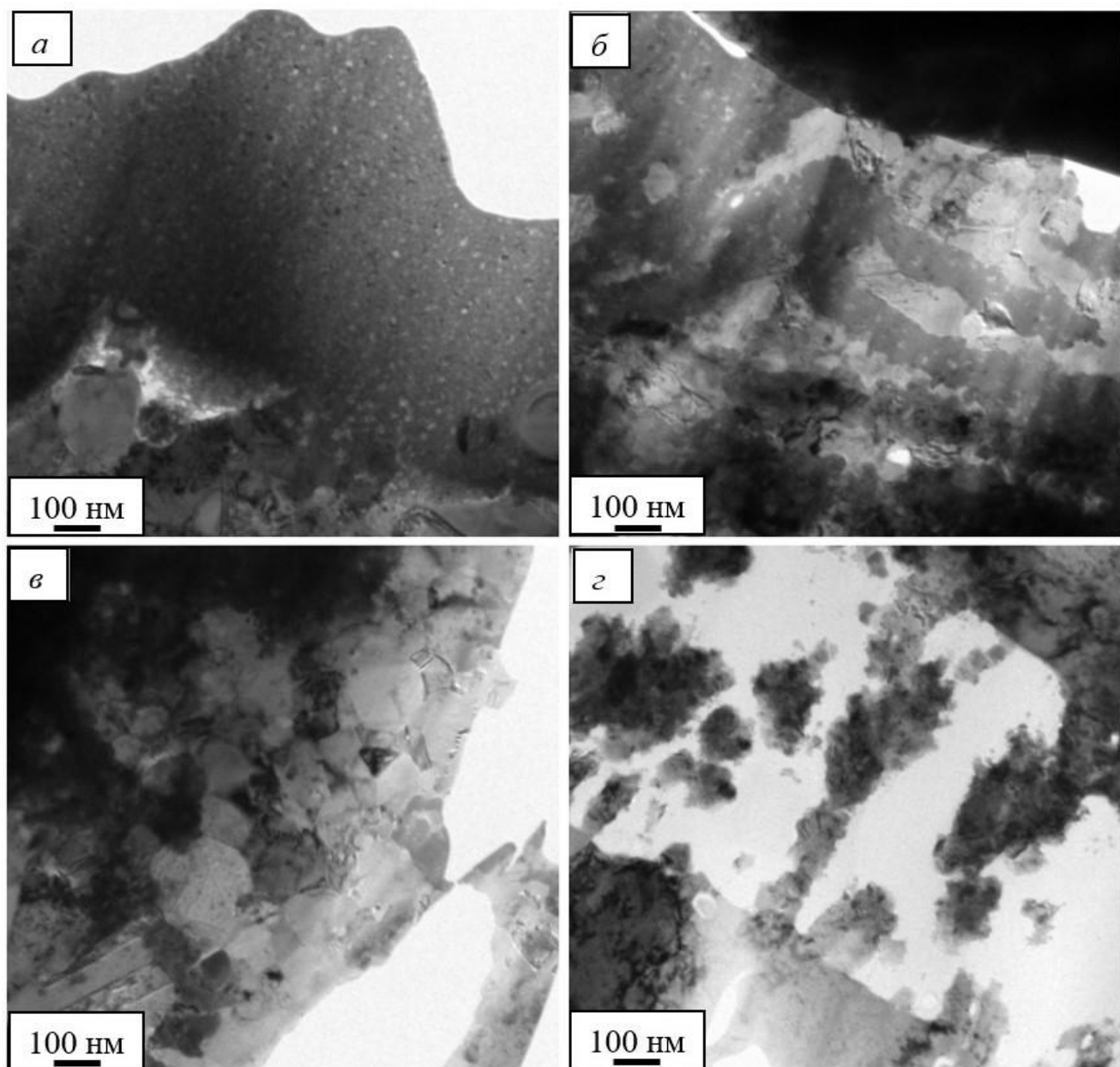


Рисунок 4.2 – Светлопольное изображение участка покрытия (*а*) и изображение данного участка фольги, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов [113–116] углерода (*б*), азота (*в*), меди (*г*), серебра (*д*) и вольфрама (*е*)

Исследования, выполненные методами рентгенофазового анализа, выявили присутствие [113–116] в покрытии твердых растворов на основе меди [113–116] и

серебра, карбидов вольфрама состава WC и W_2C и нитрида вольфрама WN . Основными являются фазы на основе меди, серебра и карбида вольфрама. Нитриды вольфрама присутствуют в небольшом (до 2 объемных %) количестве.



a – верхний слой с нанокристаллической структурой; *б* – средняя часть со слоистой структурой; *в* – области с зеренной структурой в средней части; *г* – структура столбчатого типа с нанокристаллическим строением, формирующаяся в области контакта покрытия и подложки

Рисунок 4.3 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия состава $Ag-WC-N$, сформированного на [113–116] медной подложке комбинированным методом

Дефектную субструктуру, элементный и фазовый состав покрытия изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [113–116]. Элементный состав фольги изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Формирующие покрытие элементы распределены неоднородно, образуя области разнообразной формы и размеров (рисунок 4.2). Основными элементами данного участка фольги являются медь, вольфрам и серебро [113–116] (таблица 4.1).

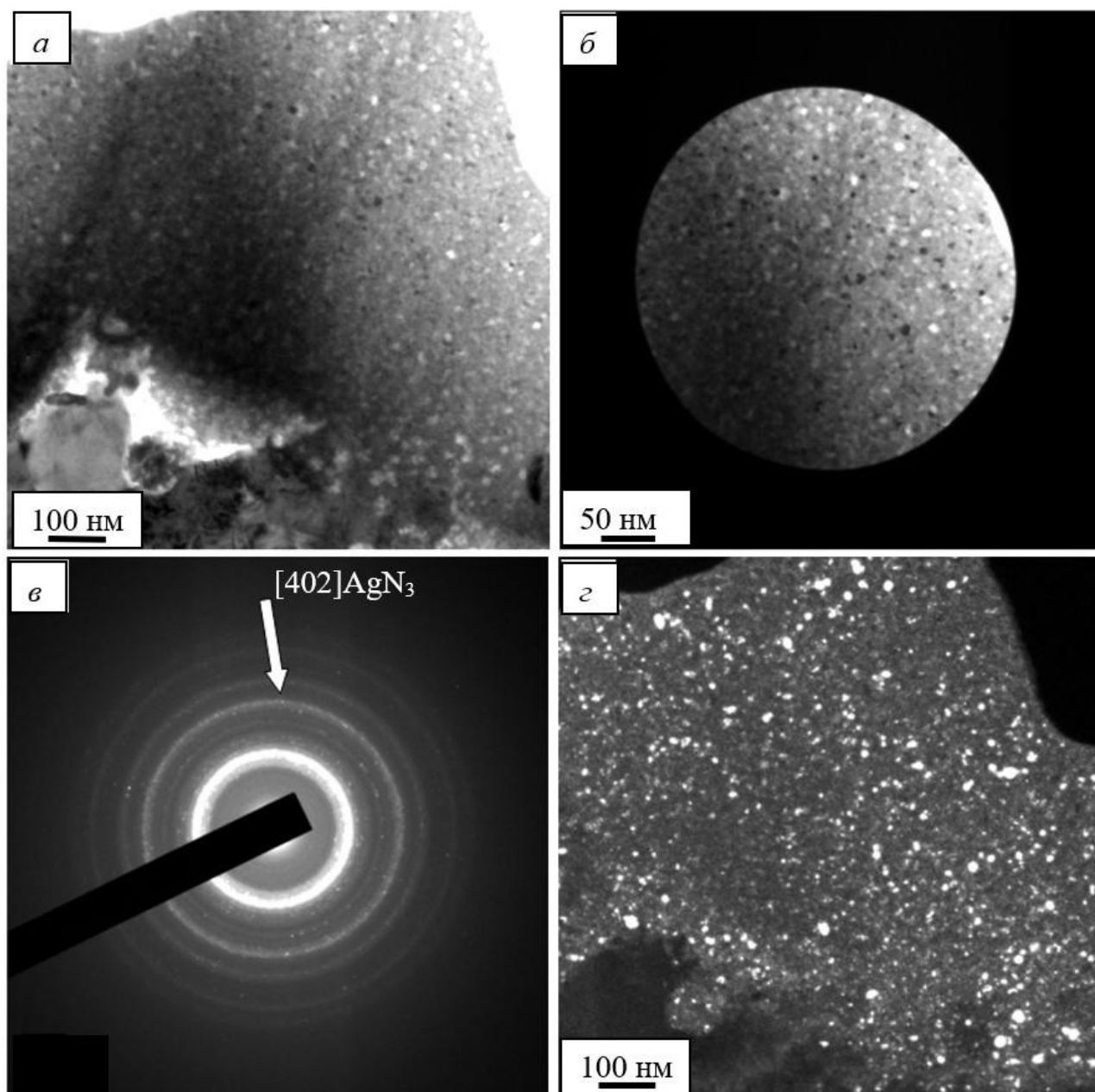
Таблица 4.1 – Количественные результаты микрорентгеноспектрального анализа участка фольги, изображение которого приведено [113–116] на рисунке 4.5, *а*.

Элемент	Е, кэВ	Масс. %	Количество импульсов при наборе сигнала от атомов данного элемента	Погрешность, %	Ат. %
С (К)	0,277	1,38	1791	3,13	2,66
Cu (К)	8,040	53,24	703980	0,01	71,68
Ag (L)	2,984	13,89	99865	0,07	11,01
W (М)	1,774	31,49	255149	0,03	14,65
Всего	–	100	–	–	100

Результаты, представленные на рисунке 4.3, свидетельствуют о том, что структура покрытия существенным образом различается по мере удаления от поверхности обработки [113–116]. Верхний слой покрытия имеет нанокристаллическую структуру (рисунок 4.3, *а*). Размер кристаллитов изменяется в пределах 10–15 нм [113–116]. Средняя часть покрытия содержит области со слоистой структурой (рисунок 4.3, *б*) и области с зеренной структурой (рисунок 4.3, *в*). По границам и в объеме зерен располагаются частицы, размеры которых изменяются в пределах 3–5 нм. В области контакта покрытия и подложки формируется структура столбчатого типа, имеющая нанокристаллическое строение (рисунок 4.3, *г*).

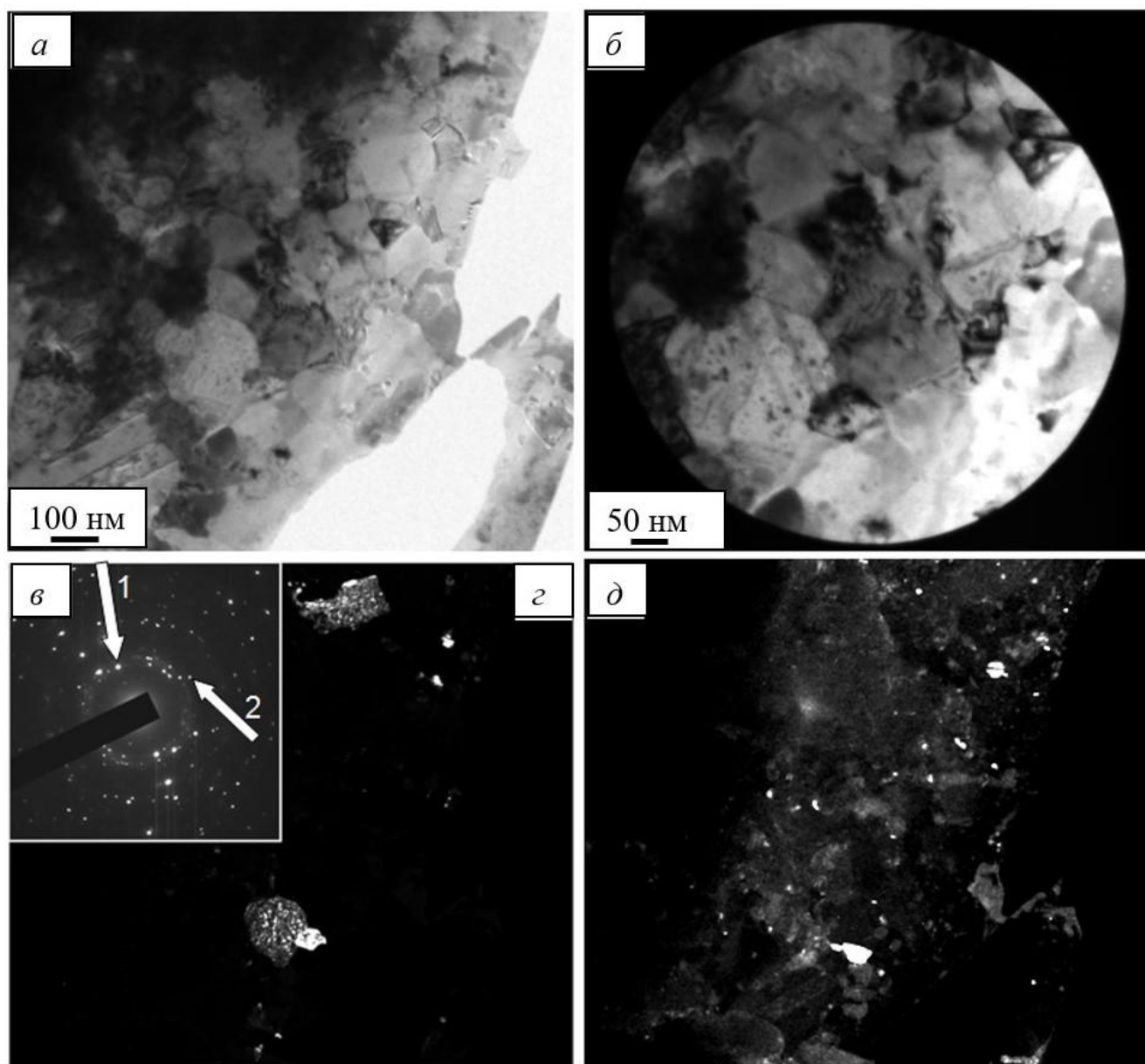
Результаты фазового анализа участка покрытия, электронно-микроскопическое изображение которого представлено на рисунке 4.3, *а*, приведены на [113–116] рисунке 4.4. Индицирование микроэлектроннограммы (рисунок 4.4, *в*), полученной с участка покрытия, выделенного селекторной диафрагмой

(рисунок 4.4, б), свидетельствует о том, что данная область покрытия сформирована кристаллитами нитрида серебра состава AgN_3 .



а – светлопольное изображение; *б* – светлопольное изображение с которого получена микроэлектронограмма, *в* – микроэлектронограмма, полученная с области фольги, приведенной на *б*; *г* – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[402]\text{AgN}_3$. На *в* указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение

Рисунок 4.4 – Электронно-микроскопическое изображение структуры верхнего слоя с нанокристаллической структурой покрытия системы WC–Ag–N, сформированного на [113–116] медной подложке комбинированным методом

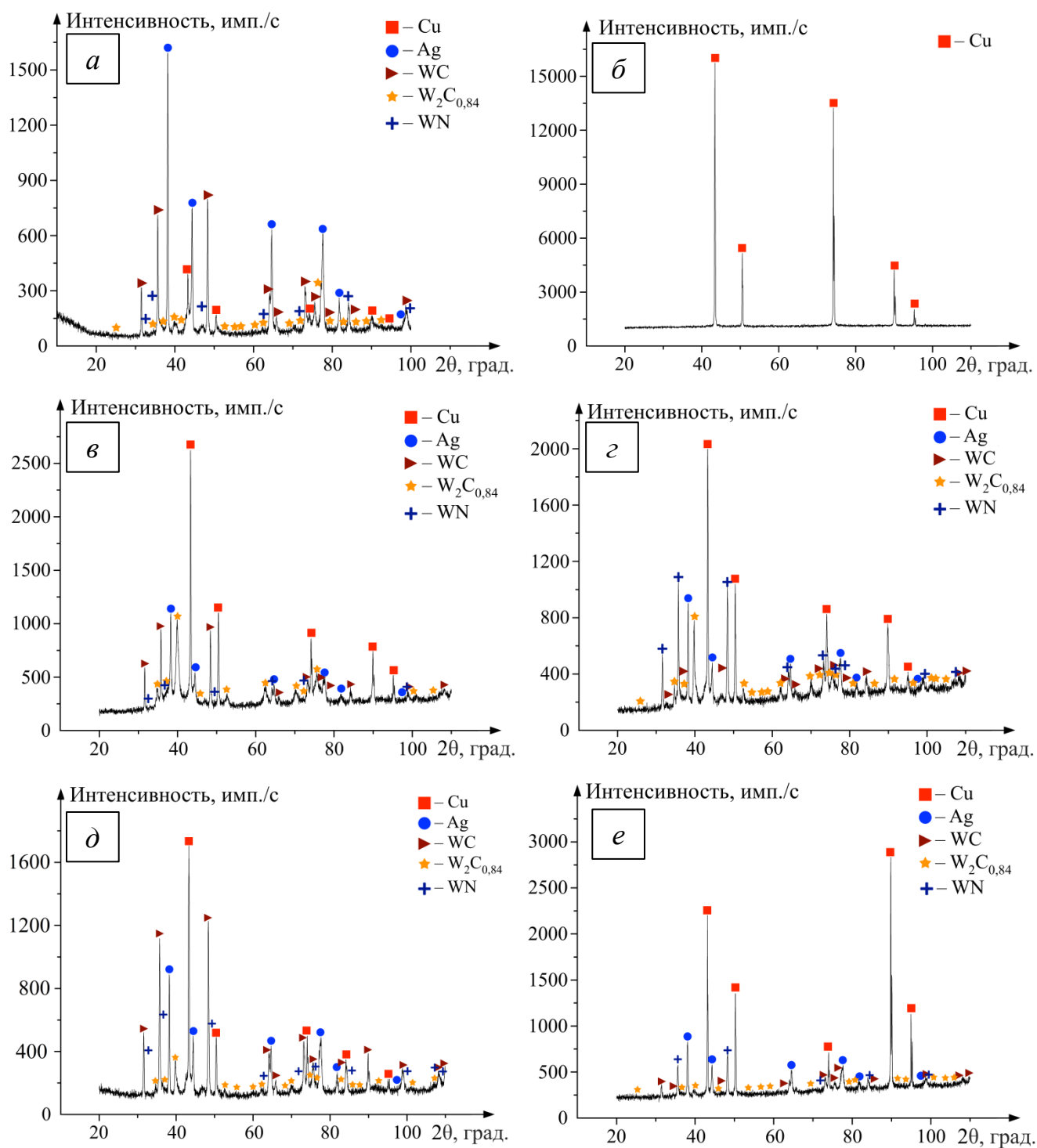


a – светлопольное изображение; *б* – светлопольное изображение с которого получена микроэлектронограмма; *в* – микроэлектронограмма, полученная с области фольги, приведенной на *б*; *г* – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[111]\text{Cu}$ (рефлекс 1 указан стрелкой на *в*); *д* – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[002]\text{Cu} + [310]\text{AgN}_3 + [102]\text{W}_2\text{C}$ (рефлекс 2 указан стрелкой на *в*) [113–116]

Рисунок 4.5 – Электронно-микроскопическое изображение областей с зеренной структурой в средней части покрытия системы WC–Ag–N, сформированного на медной подложке комбинированным методом

Результаты фазового анализа участка покрытия, электронно-микроскопическое изображение которого представлено на рисунке 4.3, *в*, приведены на рисунке 4.5. Индицирование микроэлектроннограммы (рисунок 4.5, *в*), полученной с участка покрытия, выделенного селекторной диафрагмой (рисунок 4.5, *б*), свидетельствует о том, что данная область покрытия сформирована зернами твердого раствора на основе меди. В объеме [113–116] и на границах зерен располагаются наноразмерные (3–5 нм) частицы нитрида серебра состава AgN_3 и карбида вольфрама состава W_2C (рисунок 4.5, *д*).

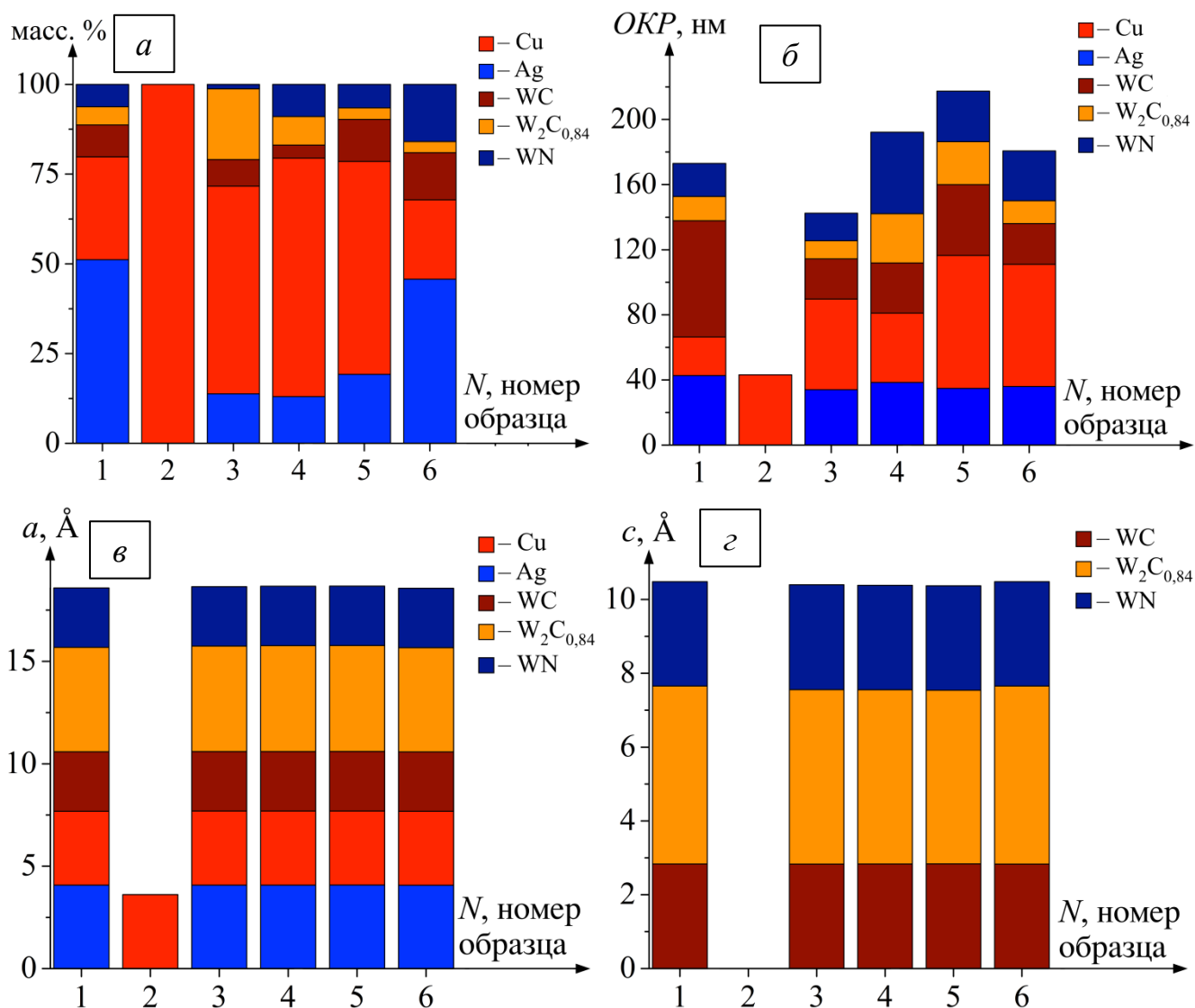
Исследования покрытий системы WC–Ag–N, формирующиеся во всех исследуемых режимах, методом рентгенофазового анализа представлены на рисунках 3.18 и 3.19.



a – образец 1; *б* – образец 2; *в* – образец 3; *г* – образец 4;

д – образец 5; *е* – образец 6

Рисунок 4.6 – Рентгеноструктурный анализ образцов
с покрытиями системы WC–Ag–N



a – содержание фаз; *б* – области когерентного рассеяния (ОКР);

в – параметр решетки *a*; *г* – параметр решетки *c*

Рисунок 4.7 – параметры обнаруженных фаз в контрольном образце и вариантах с покрытием системы WC–Ag–N

В образце 1 было обнаружено 5 фаз, среди которых наибольшей массовой долей равной 51,18 % обладает Ag (04-003-5625). Ее ОКР равен 42,68 нм. Данное значение является наибольшим, среди всех образцов, в которых встречается данная фаза. Параметр кристаллической решетки *a* имеет значение 4,0751 Å. На втором месте по содержанию находится фаза Cu (04-013-9963) с массовой долей – 28,61 %, при ОКР равной 23,71 нм, что является наименьшим значением для рассматриваемого параметра среди всех образцов, как и параметр кристаллической

решетки a , составляющий 3,6092 Å. Фаза WC (04-014-0298), обладающая массовой долей 8,89 % находится на третьем месте. Ее ОКР равна 71,42 нм. Данное значение является наибольшим, среди всех образцов в которых встречается данная фаза. Параметр кристаллической решетки a равен 2,9026 Å, а c – 2,8349 Å. За рассмотренной фазой с массовой долей 6,25 % располагается фаза WN (01-085-7508), ОКР которой равна 20,34 нм. Параметры кристаллической решетки a и c имеют значения 2,9011 Å и 2,8271 Å, соответственно. Наименьшей массовой долей равной 5,08 в рассматриваемом образце обладает фаза WC₂C_{0,84} (04-001-2161). При ОКР – 14,8 нм и параметрах кристаллической решетки a и c , имеющих значения 5,0987 Å и 4,8194 Å, соответственно.

В образце 2 была обнаружена только фаза Cu (04-013-9963), параметр a кристаллической решетки которой и ОКР увеличиваются до 3,616 Å и 43,19 нм, соответственно.

В образце 3 было обнаружено 5 фаз. Наибольшей массовой долей, значение которой уменьшилось до 57,85 % обладает фаза Cu (04-013-9963). Ее ОКР возрастает до 55,72 нм. Параметр кристаллической решетки a увеличивается до 3,618 Å. Изменение параметров остальных фаз рассматривается в сравнении с первым образцом. Содержание WC₂C_{0,84} (04-001-2161) увеличивается до своего максимума, таким образом значение массовой доли рассматриваемой фазы равно 19,7 %. ОКР WC₂C_{0,84} (04-001-2161) достигает минимального значения 11,13 нм. Параметр кристаллической решетки a увеличивается до 5,1491 Å, а параметр c убывает до 4,7253 Å. Массовая доля Ag (04-003-5625) по сравнению с первым образцом уменьшается до 13,79 %, как и ОКР, снизившаяся до 34,02, однако, параметр кристаллической решетки возрастает до 4,0773 Å. Массовая доля WC (04-014-0298) убывает до 7,42 %. При этом ее ОКР достигает своего минимального значения 24,64 нм. Параметр кристаллической решетки a возрастает до 2,9032 Å, а c снижается до своего минимума 2,9032 Å. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза WN (01-085-7508), содержание которой снизилось до 1,24 %. Ее ОКР достиг своего минимума 16,96, как и параметр кристаллической

решетки a со значением 2,9009 Å, однако, параметр достиг своего максимума 2,8425 Å.

В образце 4 было обнаружено 5 фаз, среди которых наибольшей массовой долей обладает Cu (04-013-9963). Ее значение достигает 66,47 %, при ОКР снизившемся до 42,58 нм и параметре кристаллической решетки a имеющим значение 3,6193 Å. Содержание Ag (04-003-5625) уменьшается до 12,99 %. В тоже время ОКР увеличился до 38,44 нм, а параметр кристаллической решетки a понизился до 4,0763 Å. Массовая доля WN (01-085-7508) возросла до 8,98, при ОКР, достигшем своего максимума 50,05 нм. Параметр a кристаллической решетки увеличившемся до 2,9016 Å, а параметр c убывает до 2,8311 Å. Содержание WC₂C_{0,84} (04-001-2161) уменьшается до 7,93 %, а ОКР увеличивается до 30,22 нм. При этом параметр кристаллической решетки [113–116] c убывает до 4,7161 Å, а параметр a возрастает до 5,1693 Å. В рассматриваемом образце наименьшей массовой долей, значение которой снижается до 3,63 %, обладает фаза WC (04-014-0298). Ее ОКР увеличивается до 30,87 нм. При этом параметр кристаллической решетки [113–116] a убывает до 2,903 Å, а параметр c возрастает до 2,8348 Å.

В образце 5 было обнаружено 5 фаз. Среди них наибольшей массовой долей, значение которой снизилось до 59,29 %, обладает Cu (04-013-9963). При ОКР и параметре кристаллической решетки a , возросших до своих максимальных значений 81,7 нм и 3,6195 Å. Массовая доля Ag (04-003-5625) увеличивается до 19,23 %. При этом ее ОКР снижается до 34,83 нм, а параметр кристаллической решетки a достигает своего максимального значения 4,0786 Å. Содержание WC (04-014-0298) увеличивается до 11,72 %. ОКР рассматриваемой фазы возрастает до 43,37 нм, а параметры кристаллической решетки a и c достигают своих максимальных значений 2,9054 Å и 2,8368 Å, соответственно. Массовая доля WN (01-085-7508) понижается до 6,54 %, как и ОКР, снизившаяся в рассматриваемом образце до 31,02 нм. Параметр кристаллической решетки a достигает своего максимального значения 2,9021 Å, а параметр c уменьшается до 2,8305 Å. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза WC₂C_{0,84} (04-001-2161). По сравнению с предыдущим вариантом обработки ее значение снизилось до 3,22 %. ОКР

уменьшилась до 26,42 нм. Параметр кристаллической решетки [113–116] a достиг своего максимума 5,1724 Å, а параметр c снизился до минимального значения 4,7037 Å.

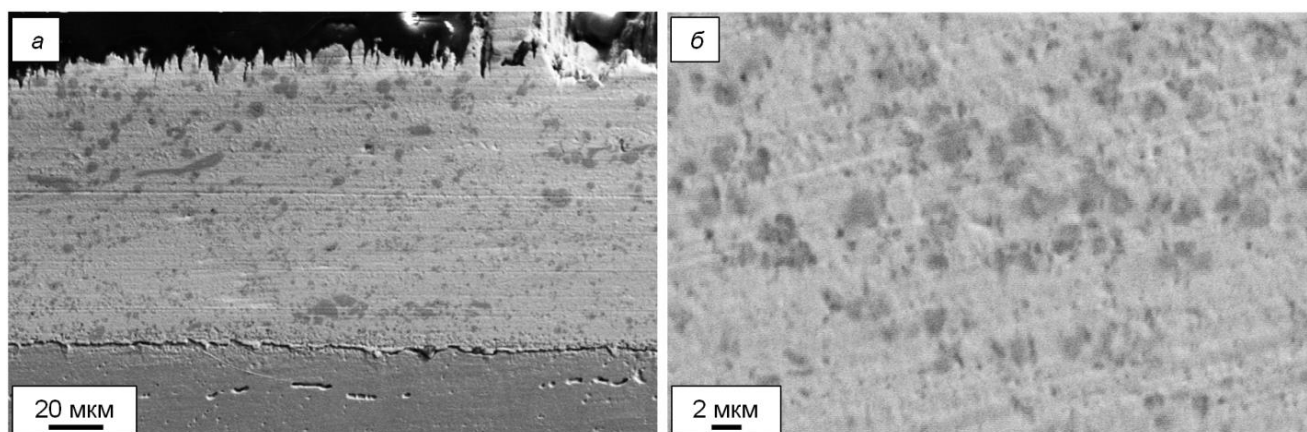
В образце 6 было обнаружено 5 фаз. Наибольшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза Ag (04-003-5625). Ее содержание увеличивается до 45,75 %, при ОКР, возросшей до 36 нм, и параметре кристаллической решетки a , достигшем своего минимального значения 4,0698 Å. Массовая доля Cu (04-013-9963) снижается до своего минимума 22,07 %. Ее ОКР снижается до 75 нм. Параметр кристаллической решетки a уменьшается до 3,6127 Å. Содержание фазы WN (01-085-7508) достигает своего максимума 15,95, ОКР которой понижается до 30,57 нм. Параметры кристаллической решетки a и c убывают до 2,9011 Å и 2,8271 Å, соответственно. При этом параметр c повторно достигает своего минимума. Массовая доля WC (04-014-0298) также достигает своего максимального значения 13,15 %. При этом ОКР рассматриваемой фазы снижается до 25,05 нм. Параметр кристаллической решетки a достигает своего минимума 2,8968 Å, а параметр c убывает до 2,8315 Å. Наименьшей массовой долей 3,08 % в рассматриваемом образце обладает фаза $WC_2C_{0,84}$ (04-001-2161). Ее ОКР уменьшается до 14,04 нм. Параметр a кристаллической решетки достигает своего минимума 5,0888 Å, а параметр c , напротив, вырастает до своего максимума 4,8216 Å.

4.2 Структура электроэрозионностойких покрытий системы SnO_2 – In_2O_3 –Ag–N

Толщина покрытия, как было установлено в результате исследований поперечных шлифов методами сканирующей электронной микроскопии [113–116], достигает ≈ 100 мкм (рисунок 4.8, *а*). Отчетливо видно, что покрытие структурно и, по все видимости, фазово неоднородно; содержит включения различной формы и размеров (рисунок 4.8, *б*). Размеры включений изменяются в пределах 10 мкм.

Элементный состав покрытия изучали методами микрорентгеноспектрального анализа [113–116] (метод картирования). Отчетливо видно, что присутствующие в покрытии элементы распределены в покрытии квазиоднородно, за исключением меди (рисунок 4.9). Островки, обнаруженные при исследовании поперечного шлифа (рисунок 4.8), обогащены атомами меди (рисунок 4.9, *в*). Относительное

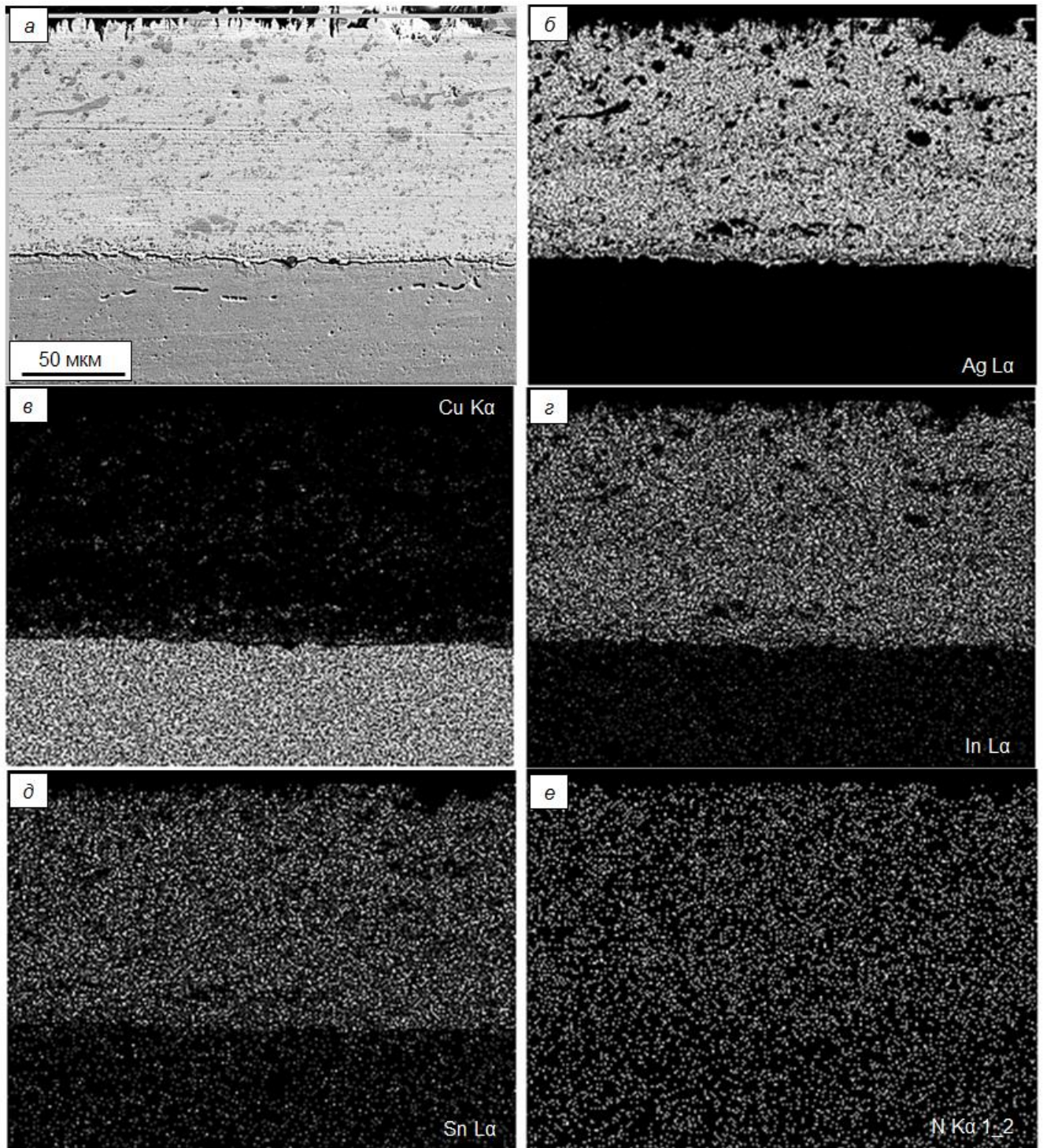
содержание химических элементов и их распределение в покрытии приведено на рисунке 4.10. Распределение химических элементов по толщине участка образца меди с покрытием (рисунок 4.10, *а*) приведена на рисунке 4.10, *б*. Можно предположить, что резкое падение интенсивности излучения химических элементов слоя покрытия на глубине 10 мкм (рисунок 4.10, *б*) обусловлено присутствием пор на данном участке покрытия.



а – изображение покрытия и подложки, *б* – увеличенное изображение деталей структуры покрытия

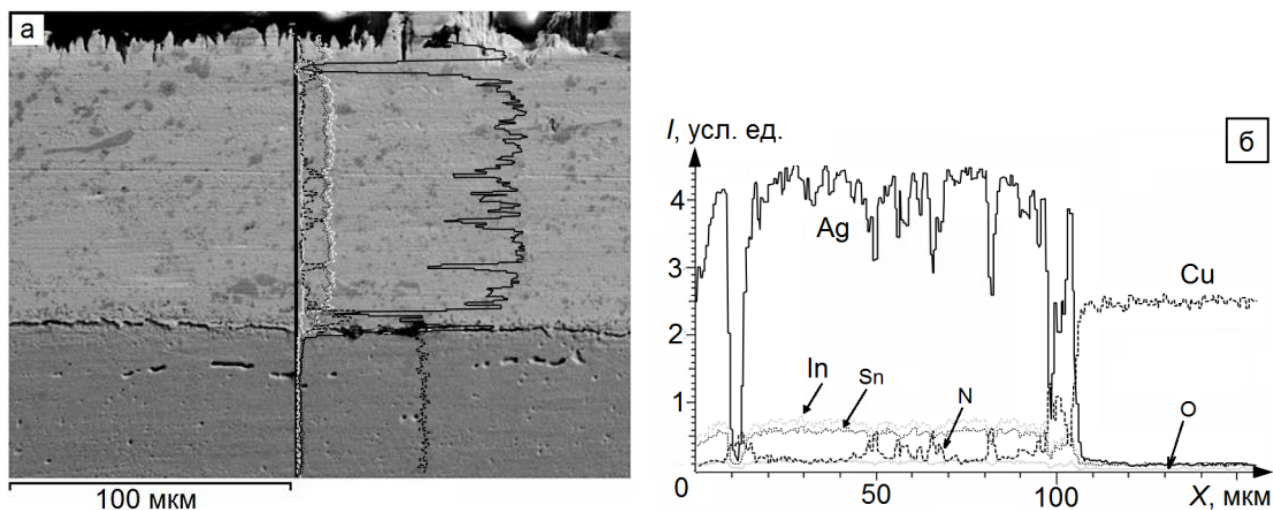
Рисунок 4.8 – Структура покрытия системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$, сформированного на меди; сканирующая электронная микроскопия поперечного шлифа

Анализ энергетических спектров, полученных с точек, расположенных на различном расстоянии от поверхности покрытия, позволил количественно оценить элементный состав покрытия. Установлено, что основным элементом покрытия является серебро (рисунок 4.11, кривая 1), остальные химические элементы присутствуют в покрытии в существенно меньшем количестве.



a – участок шлифа, с которого получены изображения
в характеристическом рентгеновском излучении
атомов Ag (*б*), Cu (*в*), In (*г*), Sn (*д*), N (*е*)

Рисунок 4.9 – Распределение химических элементов в покрытии системы
 $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$, сформированном комплексным методом.
Сканирующая электронная микроскопия, метод картирования



a – электронно-микроскопическое изображение участка образца меди с покрытием, *б* – распределение химических элементов по толщине участка образца меди с покрытием

Рисунок 4.10 – Результаты исследования покрытий системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ методами сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа [113–116]

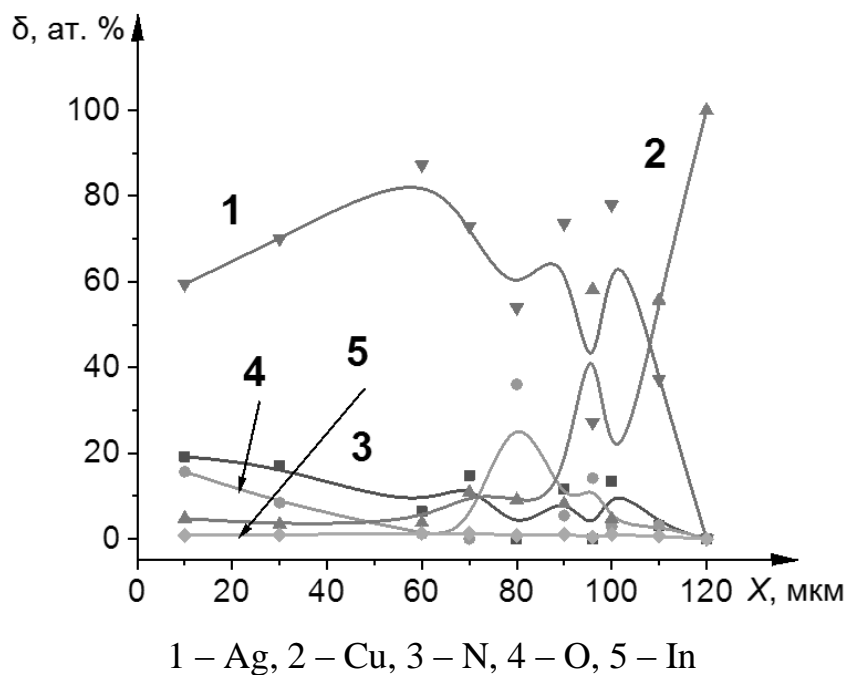


Рисунок 4.11 – Результаты анализа энергетических спектров химических элементов, присутствующих в покрытии (усреднение производили по трем параллельно расположенным дорожкам), X – расстояние от поверхности покрытия

Исследования, выполненные методами рентгенофазового анализа, показали, что основными фазами, формирующими покрытие, являются твердые растворы на основе серебра и на основе меди [113–116] (рисунок 4.12).

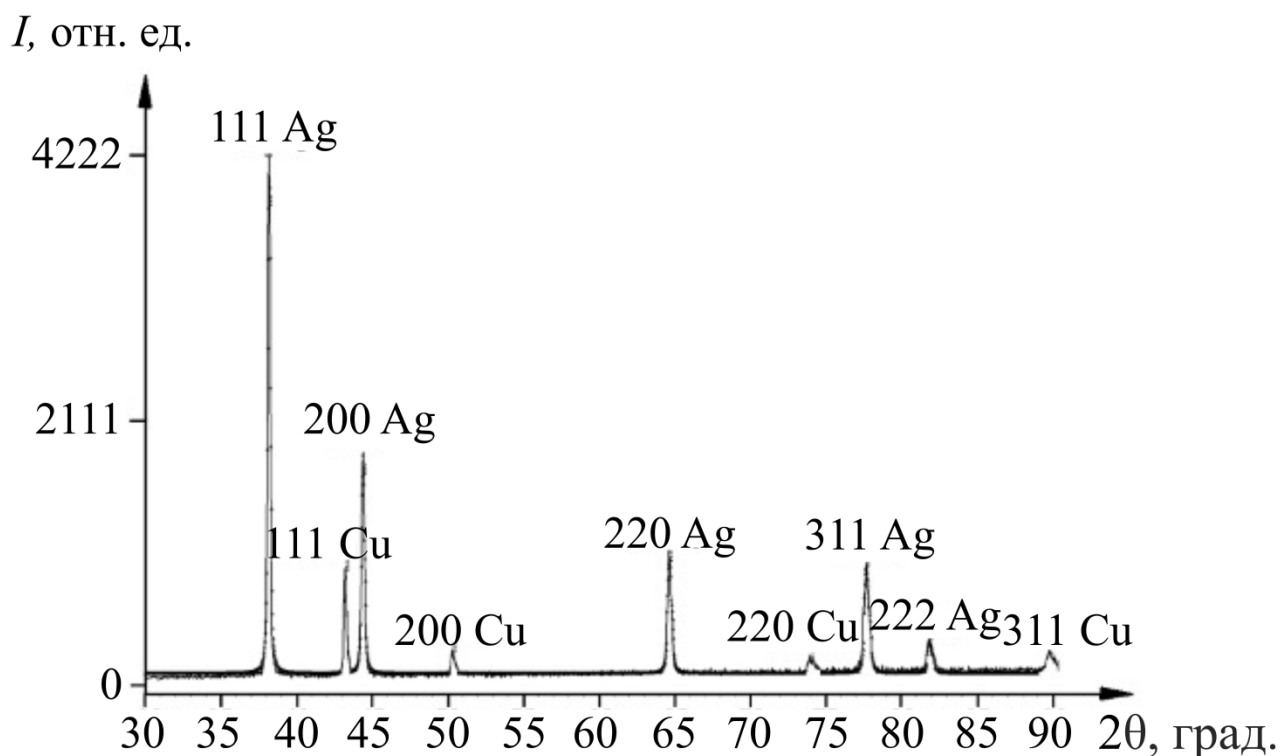
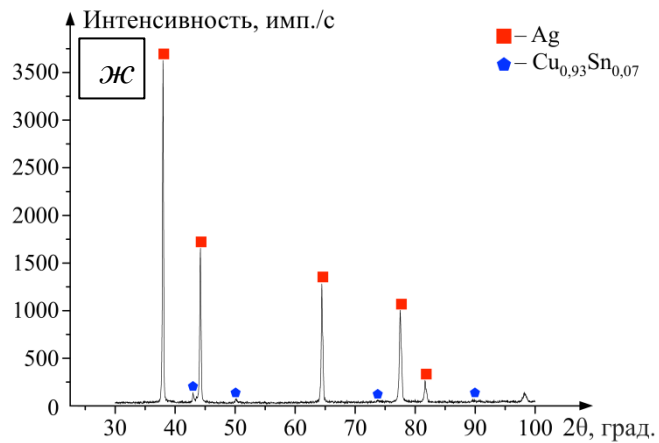
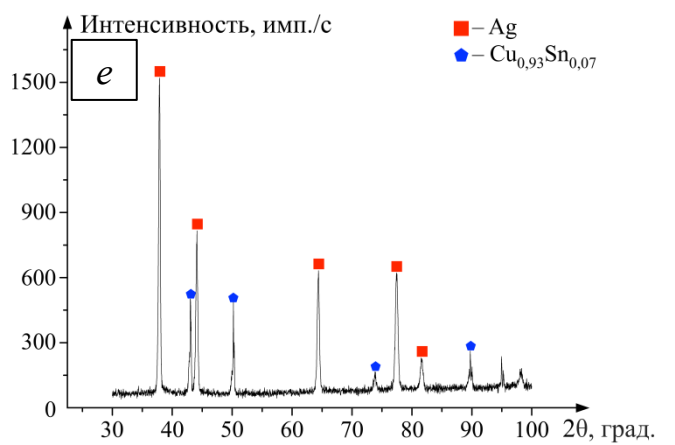
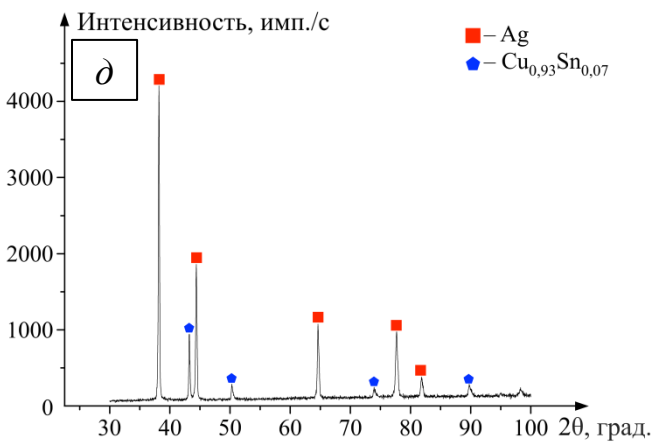
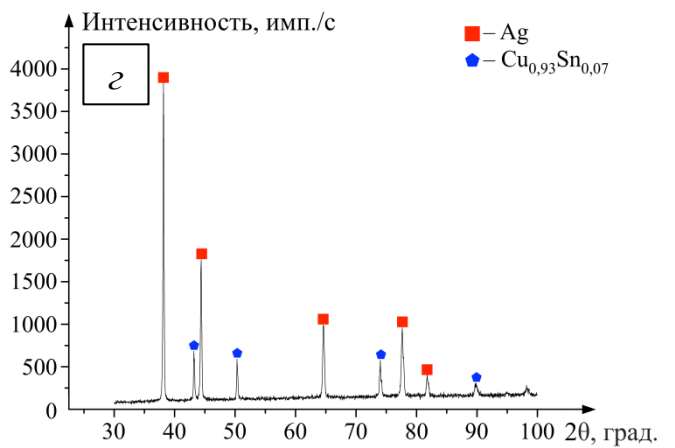
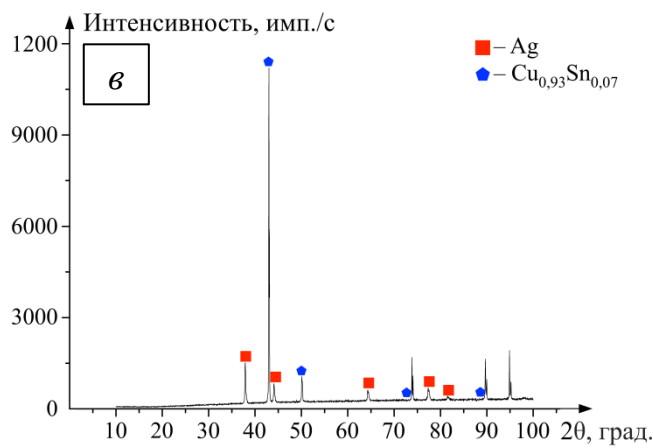
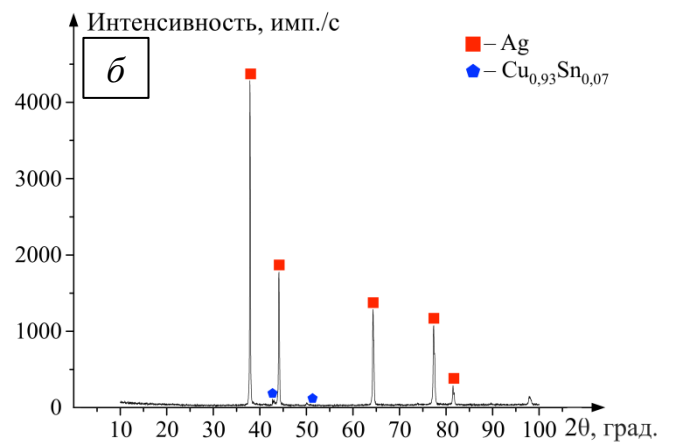
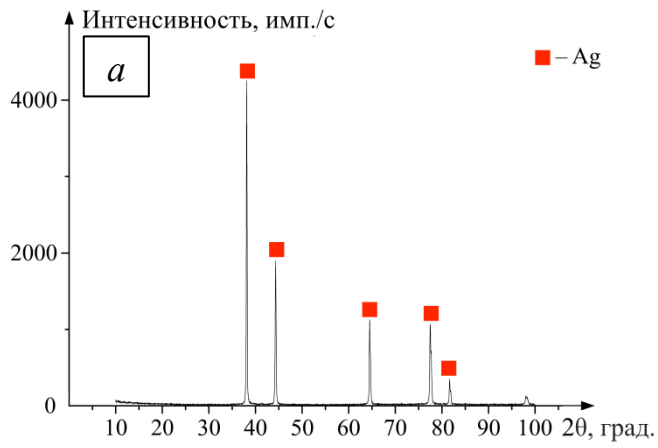


Рисунок 4.12 – Фрагмент рентгенограммы, полученной с покрытия системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$

Относительное содержание данных фаз: Ag – 88,5 % и Cu – 11,5 %. Параметр кристаллической решетки твердого раствора на основе серебра [113–116] $a = 0,40704$ нм. Для чистого серебра $a = 0,4086$ нм. Учитывая, что атомные радиусы присутствующих в покрытии химических элементов $R(\text{Ag}) = 0,144$ нм, $R(\text{Cu}) = 0,128$ нм, $R(\text{In}) = 0,166$ нм, $R(\text{Sn}) = 0,162$ нм, можно положить, что основным элементом, легирующим серебро, является медь. Параметр кристаллической решетки твердого раствора на основе меди [113–116] $a = 0,36151$ нм, что соответствует практически чистой меди. Можно предположить, что медь легируется всеми присутствующими в покрытии элементами (Ag, In, Sn), что в совокупности (учитывая атомные радиусы этих элементов) может привести к параметру кристаллической решетки меди, соответствующему чистому металлу. Сопоставляя радиусы атомов

меди и присутствующих в покрытии элементов (Ag, In, Sn), можно предположить, что концентрация их в кристаллической решетке меди минимальна, что не оказывает влияния на величину параметра кристаллической решетки. Отсутствие на рентгенограмме дифракционных линий, соответствующих оксидам и нитридам (оксинитридам) металлов, может быть обусловлено их относительно малым количеством.

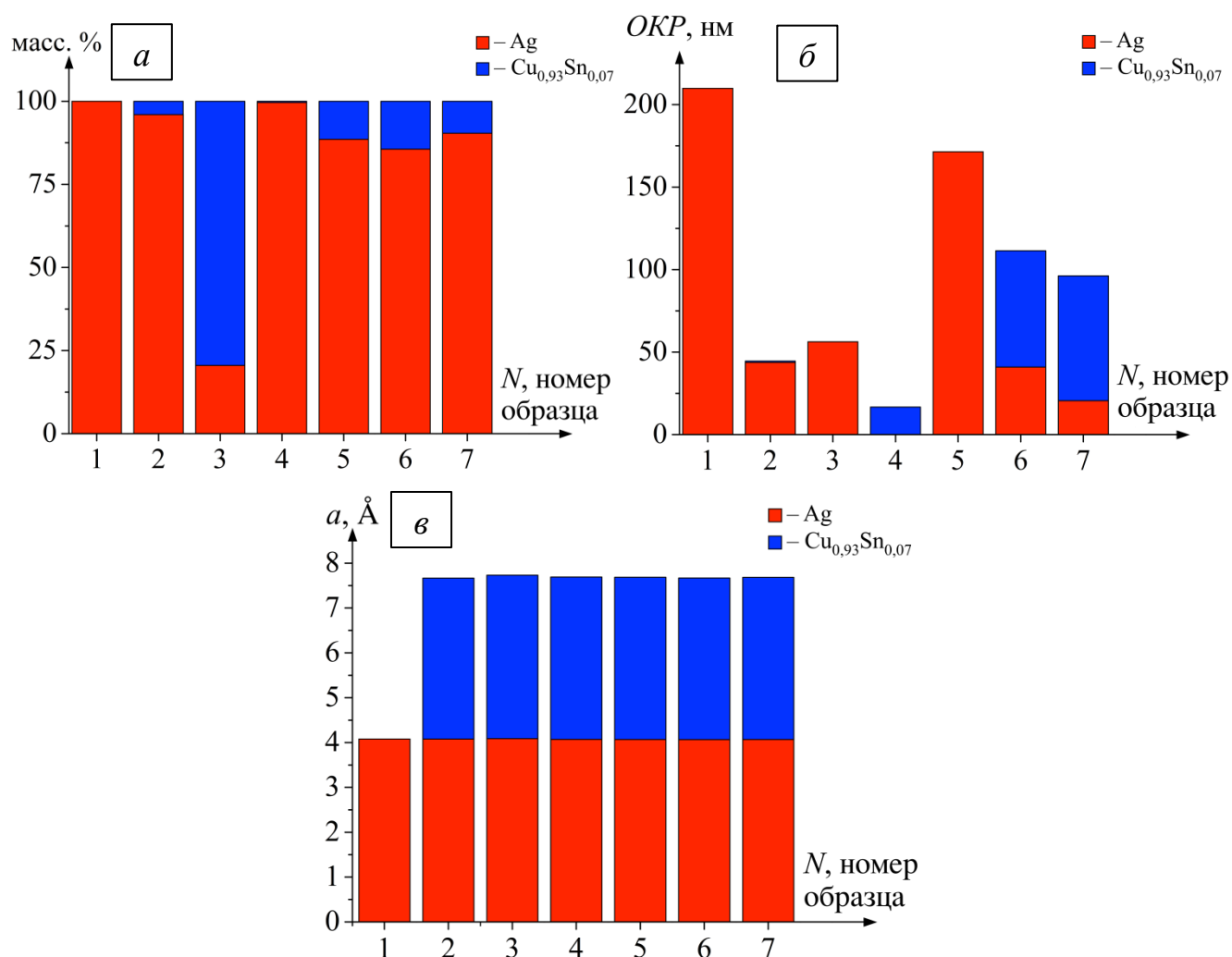
Исследования покрытий системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$, формирующиеся во всех исследуемых режимах, методом рентгенофазового анализа представлены на рисунках 4.13 и 4.14.



а – образец 1; *б* – образец 2; *в* – образец 3; *г* – образец 4;

д – образец 5; е – образец 6; ж – образец 7

Рисунок 4.13 – Рентгеноструктурный анализ образцов
с покрытиями системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$



a – содержание фаз; $б$ – ОКР; $в$ – параметр кристаллической решетки a .

Рисунок 4.14 – Параметры обнаруженных фаз в вариантах с покрытием системы
 $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$

По средствам РФА в образце 1 была обнаружена только фаза Ag, ОКР которой имеет максимальное значение 209,82 нм, и параметр кристаллической решётки a равен 4,0784 Å.

В образце 2 было обнаружено 2 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag. Ее содержание снизилось до 95,98 %, при этом параметр кристаллической решетки [113–116] a возрос до 4,0801 Å, а ОКР уменьшилась до 43,77 нм. Оставшиеся 4,02 % принадлежат фазе $\text{Cu}_{0.93}\text{Sn}_{0.07}$, при этом ее параметр кристаллической решетки a и ОКР минимальны и равны 3,5882 Å и 0,83 нм.

В образце 3 было обнаружено 2 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза $\text{Cu}_{0,93}\text{Sn}_{0,07}$ с содержанием, достигшим своего максимума 79,48 %, как и параметр кристаллической решетки a равный 3,6418 Å. Второй фазой является Ag. Ее содержание достигло своего минимума 20,52 %, в тоже время параметр кристаллической решетки [113–116] a достиг своего максимума 4,0894 Å, а ОКР возросла до 56,24 нм.

В образце 4 было обнаружено 2 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag. Ее содержание возросло до 95,98 %. Параметр кристаллической решетки a снизился до 4,0733 Å. Оставшиеся 0,36 % принадлежат фазе $\text{Cu}_{0,93}\text{Sn}_{0,07}$, при этом ее параметр кристаллической решетки a уменьшился до 3,5882 Å, а ОКР равно 16,72 нм.

В образце 5 было обнаружено 2 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag. Ее содержание снизилось до 88,54 %. Параметр кристаллической решетки a уменьшился до 4,0704 Å. ОКР равен 171,41 нм. Второй фазой является [113–116] $\text{Cu}_{0,93}\text{Sn}_{0,07}$. Ее содержание увеличилось до 11,46 %, в тоже время параметр кристаллической решетки [113–116] a снизился до 3,6151 Å.

В образце 6 было обнаружено 2 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag. Ее содержание снизилось до 85,57 %. Параметр кристаллической решетки a достиг своего минимума 4,0668 Å. Значение ОКР снизилось до 40,95 нм. Оставшиеся 14,43 % принадлежат фазе $\text{Cu}_{0,93}\text{Sn}_{0,07}$, при этом ее параметр кристаллической решетки a уменьшился до 3,6032 Å, а ОКР равно 70,48 нм.

В образце 7 было обнаружено 2 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag. Ее содержание увеличилось до 90,35 %. Параметр кристаллической решетки a увеличился до 4,0688 Å. ОКР достиг своего минимума 20,50 нм. Второй фазой является $\text{Cu}_{0,93}\text{Sn}_{0,07}$. Ее содержание уменьшилось до 9,65 %, в тоже время параметр кристаллической решетки a увеличился до 3,6151 Å, а ОКР достиг [113–116] своего максимума 75,76 нм.

4.3 Свойства электроэрозионностойких покрытий систем WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N

Проанализируем зависимость контактного сопротивления (R) от числа циклов включения/отключения (N) при испытаниях покрытий системы WC–Ag–N на электроэрозионную стойкость в условиях дуговой эрозии (рисунок 4.15, *a*). Электроэрозионная стойкость покрытий отвечает требованиям стандартов [128] испытаний на механическую и коммутационную износостойкость. Число циклов включения/отключения до полного разрушения [113–116] покрытий составило 7000 (рисунок 4.15, *a*). Это на 17 % больше по сравнению с покрытиями системы CuO–Ag, полученными электровзрывным методом в работе [124]. Электрическое сопротивление покрытий системы ZnO–Ag при этом также как и для покрытия системы WC–Ag–N, полученного комбинированным методом, не превышает 15 мкОм. Электропроводность покрытий системы WC–Ag–N на 0,95 % ниже электропроводности серебра [127] и составляет 59,4 МСм/м [113–116].

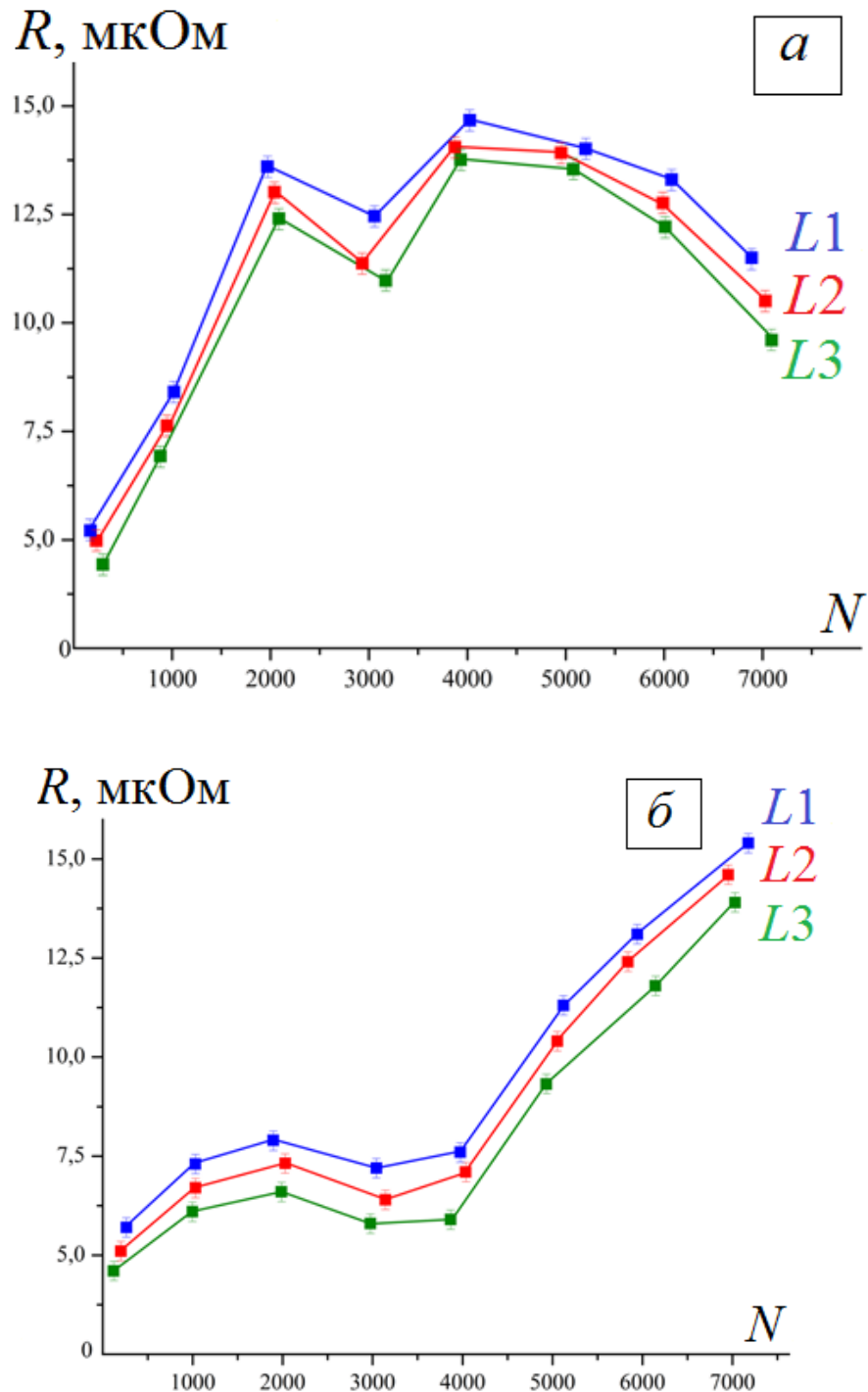
Далее приведено описание изменения электрического сопротивления от числа циклов включения/отключения в ходе испытаний. Первоначальные значения сопротивления для фаз L_1 , L_2 и L_3 минимальны и равны 5,2, 5,0 и 4,4 мкОм при числе циклов включения/отключения 167, 231 и 291 соответственно (рисунок 4.15, *a*). С увеличением числа циклов включения/отключения функция сопротивления увеличивается. Для фазы L_1 значение сопротивления увеличивается до 13,6 мкОм при количестве циклов включения/отключения возросшем до 1968. Сопротивление фазы L_2 возрастает до 13,0 мкОм при количестве циклов включения/отключения равном 2037. Для фазы L_3 сопротивление увеличивается до 12,4 мкОм при количестве циклов включения/отключения 2082. После чего наблюдается спад, при котором сопротивления для фаз L_1 , L_2 и L_3 убывают до 13,6, 13,0 и 12,4 мкОм при числе циклов включения/отключения 1968, 2037 и 2085 соответственно. Дальнейшее увеличение числа циклов включения/отключения способствует увеличению функции сопротивления до максимальных значений. Для фазы L_1 значение сопротивления увеличивается до 14,7 мкОм при количестве циклов

включения/отключения возросшем до 4022. Сопротивление фазы L_2 возрастает до 14,1 мкОм при количестве циклов включения/отключения равном 3873. Для фазы L_3 сопротивление увеличивается до 13,8 мкОм при количестве циклов включения/отключения 3926. К концу испытания на электроэрозионную стойкость сопротивление контактных поверхностей уменьшается. Для фазы L_1 сопротивление равно 11,5 мкОм при 6885 циклах включения/отключения. Значение сопротивления фазы L_2 снижается до 10,5 мкОм при 7027 циклах включения/отключения. Сопротивление фазы равно 9,6 мкОм при 7089 циклах включения/отключения [113–116].

Были испытаны на коммутационную износостойкость все семь полученных в работе вариантов с покрытиями системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$, сформированных во всех режимах облучения. Но лучшим среди всех образцов показало себя покрытие, полученное по режиму 4 (параметры электронно-пучковой обработки: 17 кэВ, 20 Дж/см², 200 мкс, 5 имп., 0,3 с⁻¹; параметры азотирования [113–116]: 600 °С, 3 часа). Далее приведено описание исследуемых при испытаниях на коммутационную износостойкость характеристик именно для этого режима облучения.

Первоначальные значения сопротивления для фаз L_1 , L_2 , и L_3 минимальны и равны 5,7, 5,1 и 4,5 мкОм при числе циклов включения/отключения 259, 196 и 119, соответственно (рисунок 4.15, б). Функция сопротивления возрастет с увеличением числа циклов включения/отключения. Для фазы L_1 значение сопротивления достигает 7,9 мкОм при количестве циклов включения/отключения возросшем до 1896. Сопротивление фазы L_2 возрастает до 7,3 мкОм при количестве циклов включения/отключения равном 2027. Для фазы L_3 сопротивление увеличивается до 6,6 мкОм при количестве циклов включения/отключения [113–116] 1985. В дальнейшем наблюдается снижение рассматриваемого параметра. Сопротивление уменьшается до 7,2 мкОм при 3037 циклах включения/отключения, 6,4 мкОм при 3137 циклах включения/отключения и 2973 мкОм при 5,8 циклах включения/отключения для фаз L_1 , L_2 , L_3 соответственно. После [113–116] чего,

вплоть до окончания испытаний сопротивление непрерывно возрастает и достигает своих максимальных значений.



a – покрытие Ni–Ag–N; *б* – покрытие SnO₂–In₂O₃–Ag–N;

L1, L2, L3 – фазные контакты

Рисунок 4.15 – Характерная зависимость контактного сопротивления (R) от числа циклов включения/отключения (N) при испытаниях электровзрывных покрытий на электроэрозионную стойкость в условиях дуговой эрозии [113–116]

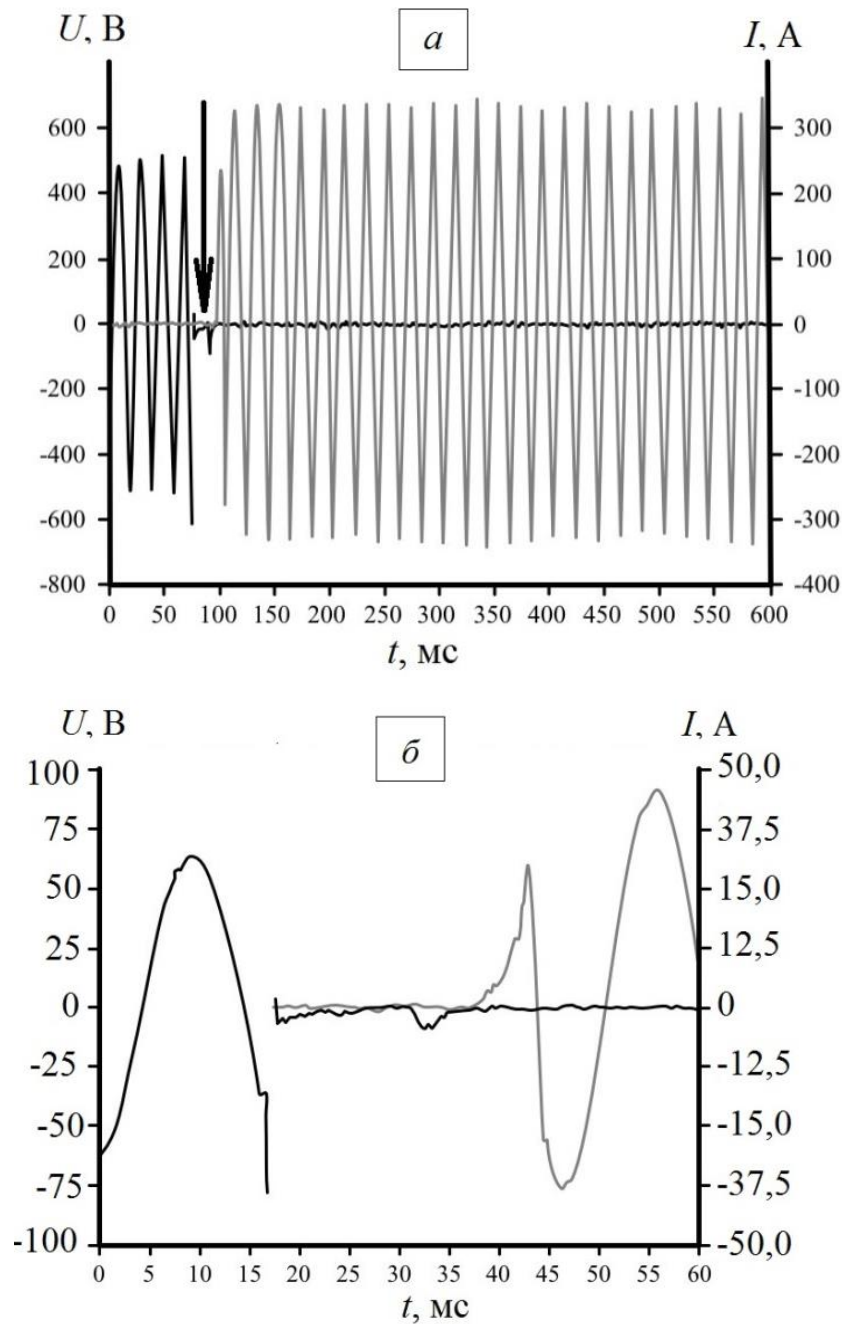
Для фаз L_1 , L_2 и L_3 они увеличиваются до 15,4, 14,6 и 13,9 мкОм при числе циклов включения/отключения [113–116] 7172, 6952 и 7027 соответственно. Электропроводность сформированных покрытий близка к электропроводности серебра [124] и составляет 62,0 МСм/м.

Для контактов с покрытия систем WC–Ag–N и $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ как и для ранее описанных в разделе 3.3 покрытий систем Ni–Ag–N и Ni–C–Ag–N были определены зависимости контактного напряжения и тока при замыкании одной фазы, при обрыве одной фазы и нулевом токе, а также при обрыве одной фазы и максимальном токе. В качестве примера на рисунке 4.16 приведена зависимость контактного напряжения парных контактов при замыкании одной фазы. Из рисунка 4.16 видно, что время, необходимое для отключения контактов составляет ~ 25 мс. При обрыве одной фазы и нулевом токе, а также при обрыве одной фазы и максимальном токе время, необходимое для отключения контактов составляет 20–25 мс. Приведенные значения времени отключения соответствуют современным коммутационным приборам, предлагаемым на рынке. Сформированное покрытие системы WC–Ag–N обеспечивает быстрое гашение дуги при размыкании электрических контактов. Это открывает перспективу применения таких покрытий в быстродействующих коммутационных аппаратах. Таким образом, полученные покрытия удовлетворяют испытаниям пускателей на электроэрозионную стойкость [113–116, 128].

Значения трибологических характеристик, нанотвердости, модуля упругости первого рода [113–116] сформированных покрытий сведены в таблицу 4.2.

Износостойкость образцов меди с покрытием ($W = 32 \cdot 10^{-6}$, мм³/Н·м) в 3 раза выше, чем чистой меди ($W = 96 \cdot 10^{-6}$, мм³/Н·м) при коэффициенте трения 0,599 (0,67 для меди) [113–116] – рисунок 4.17. Твердость покрытия в среднем составляет 3910 МПа при разбросе значений от [113–116] 540 до 15 500 МПа, модуль Юнга – 59,3 ГПа (13,5–65,3 ГПа) – рисунок 4.18. В ранее полученные электро-взрывных покрытия системы ZnO–Ag [123] твердость изменяется в пределах от 750 до 2250 МПа при среднем значении твердости 1600 МПа, а модуль Юнга изменяется в пределах от 56,1 до 89,0 ГПа при среднем значении модуля 75,1 ГПа

[113–116]. Комбинированное формирование покрытий, проведенное в настоящей работе, приводит к увеличению твердости в 2,4 раза.



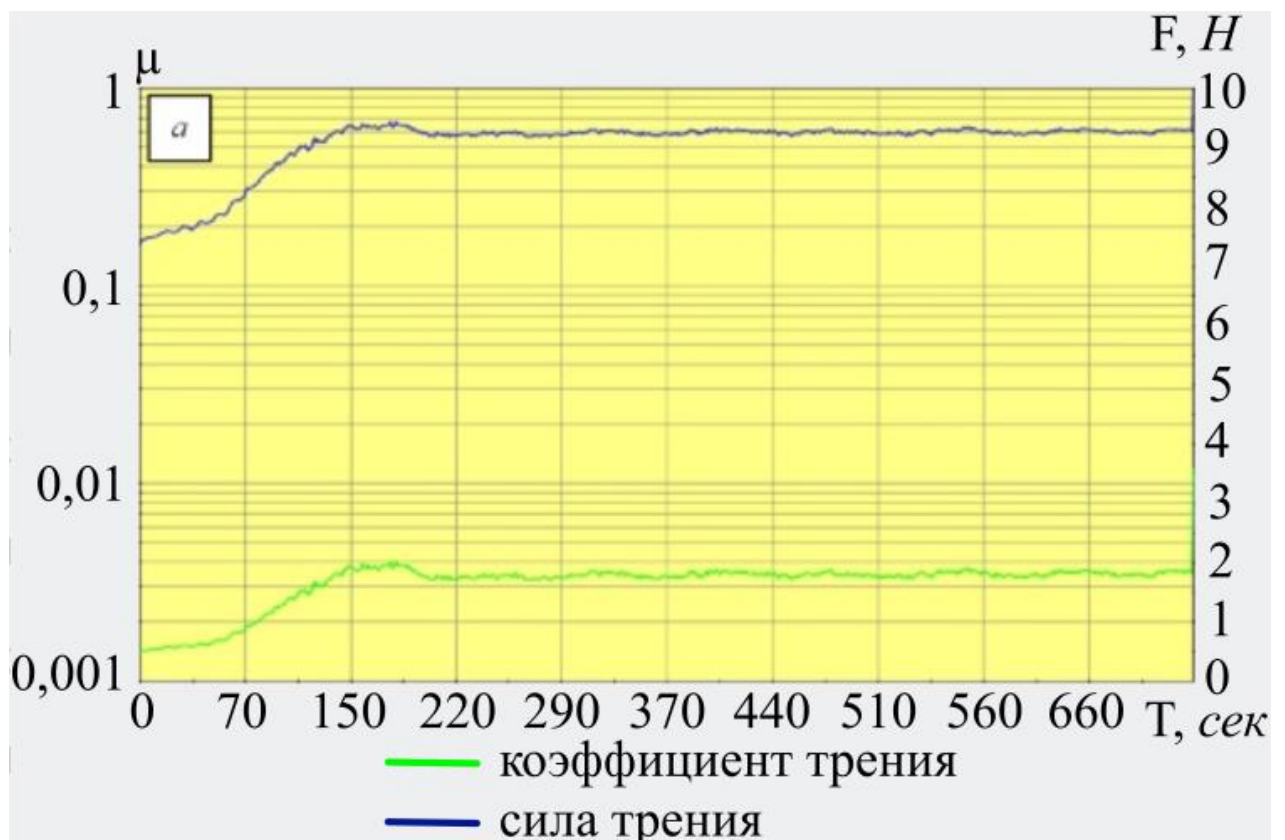
a – характерная зависимость контактного [113–116] напряжения и силы тока при замыкании одной фазы, b – увеличенное изображение участка, обозначенного стрелкой на a

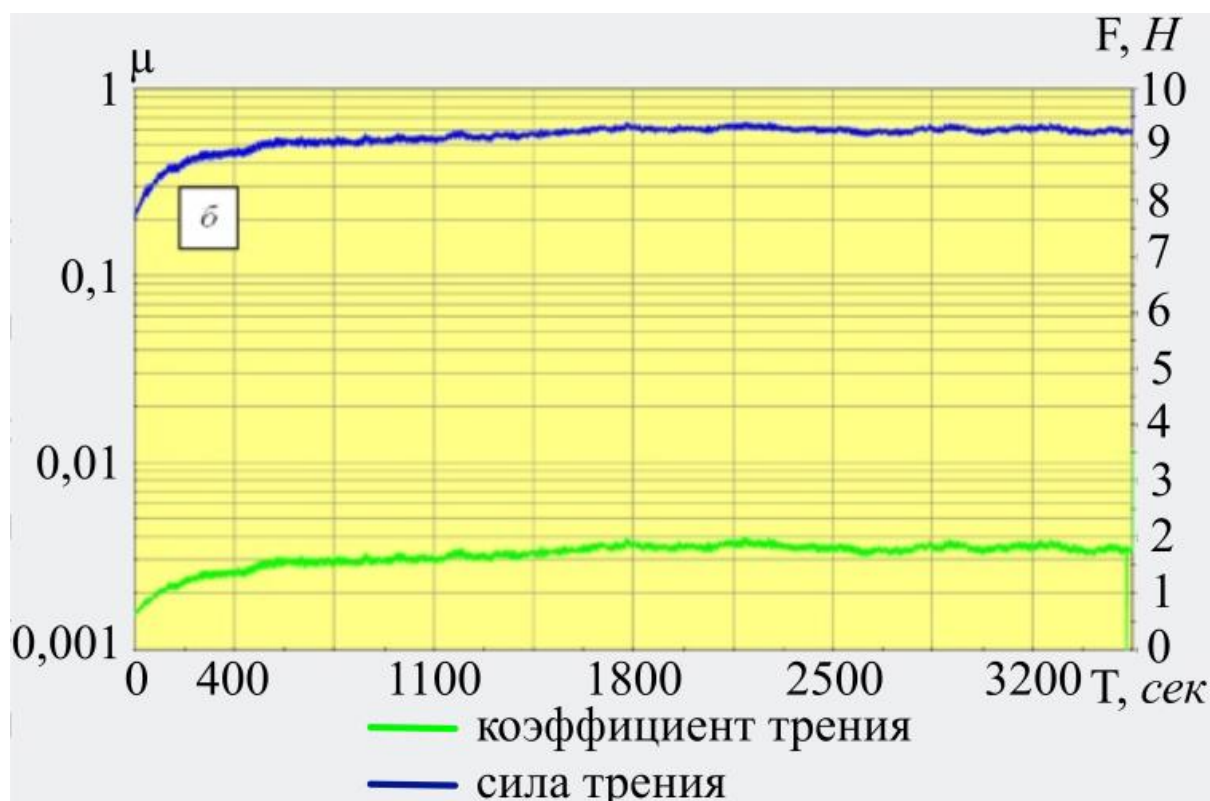
Рисунок 4.16 – Зависимости контактного напряжения (черная кривая) и силы тока (серая кривая) от времени испытаний при замыкании одной фазы для контактов с покрытиями системы WC–Ag–N

Таблица 4.2 – Значения трибологических характеристик, нанотвердости, модуля упругости первого рода [113–116] покрытий систем WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N.

Образец	$W, 10^{-6}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	μ	$HV, \text{МПа}$	$E, \text{ГПа}$
Медь без покрытия	96	0,67	1270	11,5
покрытие WC–Ag–N	32	0,599	3910	59,3
покрытие SnO ₂ –In ₂ O ₃ –Ag–N	34	0,479	1300	60,1

Примечание. Чем выше коэффициент износа (W), тем ниже износостойкость материала [113–116]





a – медь марки М00 без покрытия, *б* – покрытие покрытия состава WC–Ag–N

Рисунок 4.17 – Зависимости коэффициента трения и силы трения от времени испытаний

В результате трибологических испытаний установлено, что износостойкость медного образца с покрытием состава $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ составляет $3,4 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ и превышает износостойкость меди без покрытия ($9,6 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$) в 2,8 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,479$) меньше [113–116] коэффициента трения меди без покрытия ($\mu = 0,679$) в 1,4 раза. Выявлен различный характер изменения коэффициента трения при трибологических испытаниях. Представленные на рисунке 4.19 результаты свидетельствуют о том, что образец с покрытием характеризуется более длительной стадией приработки по сравнению с образцом без покрытия [113–116]. Таким образом, сформированное комплексным методом покрытие состава $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ кратно превосходит трибологические характеристики меди.

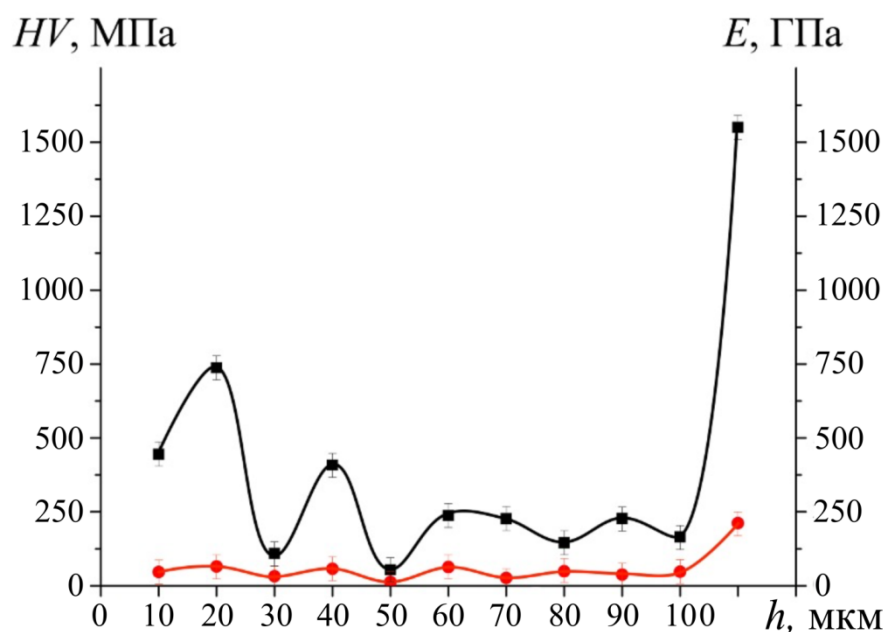
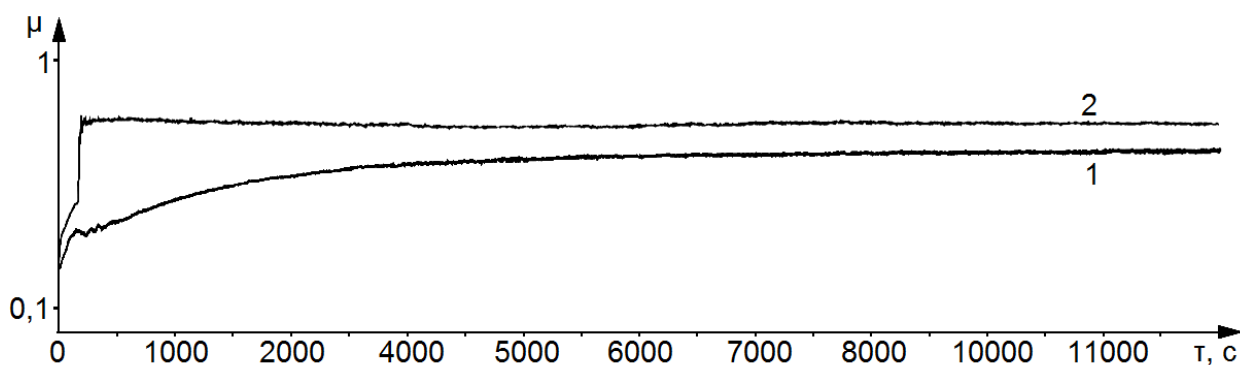


Рисунок 4.18 – Зависимости твёрдости (HV) и модуля Юнга (E) покрытия состава WC–Ag–N от толщины покрытия



1 – медь с покрытием $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$, 2 – медь без покрытия

Рисунок 4.19 – Зависимость коэффициента трения μ от времени [113–116] трибологических испытаний τ

Твердость покрытия измеряли на поперечном шлифе вдоль трех дорожек, проходящих перпендикулярно поверхности покрытия, что позволяло определить среднюю твердость покрытия и выявить зависимость твердости исследуемого материала от расстояния от поверхности покрытия [113–116]. Результаты, приведенные на рисунке 4.20, показывают, что твердость покрытия достигает максимального значения $\approx 1400 \text{ МПа}$, превышающего твердость подложки на 10 %, в слое, примыкающем к подложке. Твердость слоя подложки, прилегающего к покрытию, существенно ниже твердости объема образца (1270 МПа) и увеличивает-

ся по мере удаления от границы с покрытием. Можно предположить, что выявленное разупрочнение обусловлено термическим воздействием, которое привело к увеличению размера зерна медной подложки и снижению скалярной плотности дислокаций. Это однозначно приведет [113–116] к снижению зернограничного вклада в упрочнение материала (эффект Холла-Петча) и вклада от дислокационной субструктуры материала.

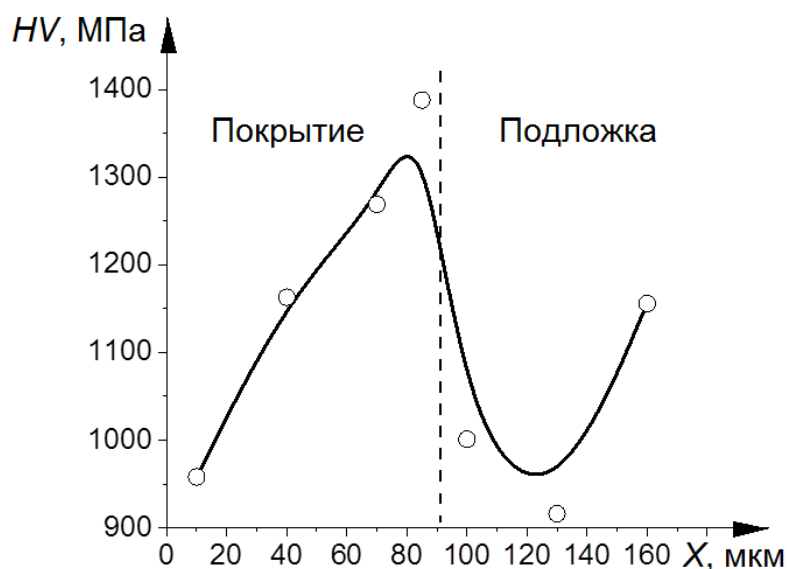


Рисунок 4.20 – Зависимость твердости системы «покрытие $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ / подложка» от расстояния от поверхности покрытия. Твердость меди без покрытия составляет 1270 МПа

Таким образом, выполненные трибологические и механические испытания выявили увеличение износостойкости и микротвердости, снижение коэффициента трения покрытий относительно исходной меди.

4.4 Выводы

1. Комплексным методом электровзрывное напыление – электронно-пучковая обработка – азотирование на меди сформированы покрытия системы WC--Ag--N толщиной до 85 мкм. Основным элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют вольфрам и медь, что подтверждено методом микрорентгеноспектрального анализа. Методами рентгенофазового анализа в покрытии выявлены твердые растворы на основе меди и серебра, а также карбиды вольфрама состава WC и $\text{W}_2\text{C}_{0,84}$, а также нитрид вольфрама WN . Основными являются фазы на основе меди, серебра и карбида вольфрама. Элементы,

формирующие покрытие, распределены неоднородно, образуя области разнообразной формы и размеров, что выявлено при микрорентгеноспектральном анализе. Выявлено градиентное строение покрытия. Верхний слой покрытия имеет нанокристаллическую структуру, сформированную нитридами серебра. Размер кристаллитов изменяется в пределах 10–15 нм. Средняя часть покрытия содержит области двух типов: со слоистой структурой (слои обогащены атомами серебра и вольфрама) и области с зеренной структурой. Зерна образованы твердым раствором на основе меди. Частицы нитрида серебра состава AgN_3 и карбида вольфрама состава W_2C нанометрового диапазона 3–5 нм расположены по границам и в объеме зерен. В области контакта покрытия и подложки формируется структура столбчатого типа, имеющая нанокристаллическое строение.

2. Износостойкость системы WC–Ag–N покрытия превышает износостойкость меди в 3 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием на 11 % выше коэффициента трения исходных образцов меди. Установлено, что средняя твердость покрытия составляет 3920 МПа (твердость подложки 1270 МПа), то есть твердость сформированного покрытия превышает твердость исходной меди более чем в 3 раза. Модуль упругости первого рода покрытия превышает модуль упругости первого рода медной подложки в 5,16 раза. Электропроводность покрытием системы WC–Ag–N составляет 59,4 МСм/м.

3. Комплексным методом электровзрывное напыление – электронно-пучковая обработка – азотирование на меди сформированы покрытия системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ толщиной ≈ 100 мкм. Основным химическим элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют медь, олово, индий, кислород и азот, что подтвердил микрорентгеноспектральный анализ. Основными фазами покрытия являются твердые растворы на основе меди и серебра, что установлено методом рентгенофазового анализа.

4. Показано, что износостойкость медного образца с нанесенным покрытием $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ превышает износостойкость меди без покрытия в 2,8 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,479$) меньше коэффициента трения меди без покрытия ($\mu = 0,679$) в 1,4 раза. Максимальное значение твердости

покрытия составляет ≈ 1400 МПа, а твердость подложки при этом составляет 1300 МПа. Градиент изменения твердости имеет минимальное значение на поверхности, а максимальное – вблизи границе раздела с подложкой. Модуль упругости первого рода покрытия превышает модуль упругости первого рода медной подложки в 5,23 раза. Электропроводность покрытием системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ составляет 62,0 МСм/м.

5. Полученные покрытия выдерживают требуемое ГОСТ количество циклов переключения при испытаниях их электроэрозионной стойкости. Применяемые составы покрытий обеспечивают быстрое гашение дуги при размыкании электрических контактов.

ГЛАВА 5 АППРОБИРОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

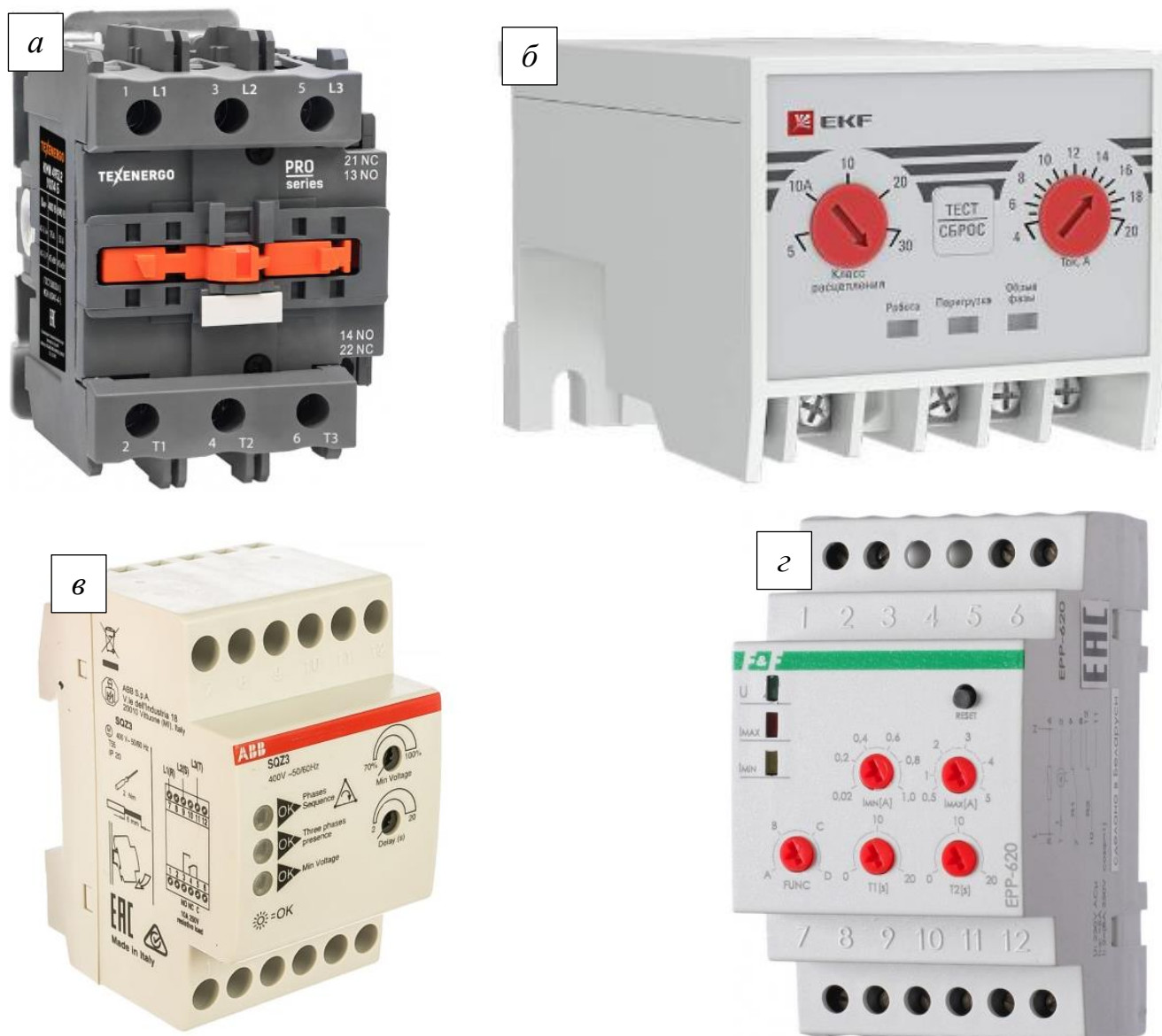
5.1 Промышленное апробирование электроэрозионностойких покрытий систем Ag–Ni–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N на медных контактах

Надежная работа мощных электрических сетей во многом определяется безаварийной эксплуатацией «выключателей» электрических устройств. Очевидно, что разработка новых методов повышения функциональных свойств контактов должна базироваться на результатах сравнительного анализа при исследовании состояния поверхности контактов до и после упрочняющей обработки и их опытно-промышленных испытаний. Научная и практическая значимость выполненных в диссертации исследований определяется установленными закономерностями формирования структурно-фазовых состояний и свойств медных контактов, модифицированных покрытиями четырех различных систем и практической апробацией этих методов на ряде предприятий юга Кемеровской области – Кузбасса. В г. Новокузнецке предложенную технологию используют ООО «Ремкомплект», ООО «ВЕСТ 2002», ООО «Мысковский завод электромонтажных изделий» и ООО «Сибирские промышленные технологии» [113–116]. Это наши надежные партнеры, где ранее были апробированы результаты исследований по упрочнению деталей электровзрывным напылением и электронно-пучковой обработкой [113–116]. Результаты диссертации используются при разработке перспективных материалов с улучшенными характеристиками для их применения в высокотехнологичных отраслях промышленности и прежде всего электротехнической [113–116].

Конкретно, в ООО «Ремкомплект» в тестовом режиме запущена методика восстановления контактов магнитных пускателей Texenergo серии КМИ (рисунок 5.1, а) за счет формирования комбинированным методом покрытий системы Ag–Ni–N [113–116].

ООО «ВЕСТ 2002» восстанавливает контакты реле защиты асинхронных двигателей серии 20А EKF PROxima (рисунок 5.1, б), реле перекося фаз и падения напряжения SQZ3 ABB 2CSM111310R1331 (рисунок 5.1, в) и реле тока F&F EPP-

620 (рисунок 5.1, *з*) за счет формирования комбинированным методом покрытий системы Ni–C–Ag–N [142].



а – магнитный пускатель Texenergo серии КМИ,

б – реле защиты асинхронных двигателей серии MPR 20A EKF PROxima,

в – реле перекола фаз и падения напряжения SQZ3 ABB 2CSM111310R1331,

з – реле тока F&F EPP-620 [142]

Рисунок 5.1 – Примеры практического использования результатов диссертации. Устройство, изображенное на *а* использует ООО «Ремкомплект», г. Новокузнецк. Устройства, изображенные на *б–в* использует ООО «ВЕСТ 2002», г. Новокузнецк

На предприятии ООО «МЗЭМИ» (ООО «Мысковский завод электромонтажных изделий») апробирована и используется методика упрочнения [113–116] электрических контактов универсального блока защиты асинхронных двигателей УБЗ-301 (рисунок 5.2, *а*) за счет формирования комбинированным методом покрытий системы WC–Ag–N.

Универсальный блок защиты асинхронных электродвигателей УБЗ-301 осуществляет полную и эффективную защиту электрооборудования путем отключения с последующим автоматическим включением или блокировкой повторного пуска при некачественном сетевом напряжении [113–116, 142].



а – универсальный блок защиты асинхронных двигателей УБЗ-301

б – контактор EKF 9A 400В

Рисунок 5.2 – Примеры практического использования результатов диссертации.

Устройство, изображенное на *а* использует ООО «МЗЭМИ», г. Новокузнецк.

Устройство, изображенное на *б* использует ООО «Сибирские промышленные технологии», г. Новокузнецк [113–116]

Применение методики формирования покрытий системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ комбинированным методом реализовано на предприятии ООО «Сибирские промышленные технологии» для упрочнения [113–116] электрических контактов контактора EKF 9A 400В (рисунок 5.2, *б*).

Пускатели электромагнитные серии ПМЛ EKF BASIC представляют собой коммутационные аппараты и предназначены для дистанционного пуска, остановки и реверсирования трехфазных асинхронных электродвигателей.



а – контакты, упрочненные покрытиями системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ для контактора EKF 9A 400B, *б* – контакты, упрочненные покрытиями системы Ag--Ni--N для магнитного пускателя Texenergo серии КМИ, *в* – контакты, упрочненные покрытиями системы Ag--C--Ni--N для реле защиты двигателей [113–116] MPR 20A EKF PROxima

Рисунок 5.3 – Электрические контакты с электроэрозионностойкими покрытиями. Стрелками указаны поверхности покрытия

Рисунок 5.3 демонстрирует конкретные контакты пускателей, контакторов и реле с нанесенными на поверхность контактов электроэрозионностойкими покрытиями, сформированными комбинированным методом.

Оригинальные электрические контакты перечисленных коммутационных аппаратов в промышленных условиях изготавливают методами традиционной порошковой металлургии: пропиткой расплавом или смешиванием с последующим горячим прессованием на основе систем W--Ag или Mo--Ag . Характеристики этих объемных материалов не очень высоки. Поэтому создание новых покрытий, разработанных в настоящей диссертационной работе, может позволить существенно повысить надежность дугостойких электрических контактов и решить задачу по импортозамещению в этой важной отрасли. Применение экономичной медной подложки с покрытиями систем Ag--Ni--N , Ni--C--Ag--N , WC--Ag--N и $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--}$

Ag–N позволяет добиться стойкости электрических контактов, аналогичной стойкости объемных материалов электрических контактов систем W–Ag или Mo–Ag. При этом стоимость электрических контактов с покрытиями в 10 раз меньше, чем для объемных электрических контактов. Данное утверждение подтверждено актами внедрения результатов работы. Эффект повышения электроэрозионной стойкости обеспечивается за счет формирования нанокристаллической структуры покрытий, отсутствием пористости и других характеристик структуры, описанных в предыдущих главах. Кроме того отработавшие ресурс работы медные электрические контакты могут быть восстановлены за счет применения комплексного метода формирования покрытий систем Ag–Ni–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N. Кроме перечисленных примеров практического использования в настоящее время ведутся переговоры об использовании результатов диссертации с зарубежными компаниями [113–116].

5.2 Использование результатов диссертационной работы в научной деятельности и учебном процессе

Тематика влияния внешних энергетических воздействий (электровзрывное легирование, электронно-пучковая обработка) является одной из основных в научных исследованиях Сибирского государственного индустриального университета вот уже в течении четверти века [113–116].

Результаты диссертационной работы использованы в научной деятельности ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» при выполнении научных проектов по грантам Российского научного фонда и Российского фонда фундаментальных исследований, руководителем которых является мой научный руководитель д.т.н., доцент Романов Д. А. [113–116]. Это гранты:

1. Российского научного фонда № 20-79-00141 «Разработка нового поколения экономичных электроэрозионностойких контактов переключателей мощных электрических сетей».
2. Российского фонда фундаментальных исследований № 20-08-00044 «Электрические контакты переключателей мощных электрических сетей, упрочненные

электровзрывными покрытиями и электронно-ионно-плазменным модифицированием».

А также при выполнении Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4 «Исследование электроэрозионностойких композиционных покрытий на основе компонентов с высокой электропроводностью и электроэрозионной стойкостью», руководителем которого является мой коллега к.т.н. Московский С. В.

Одним из достижений физики конденсированного состояния можно считать, что с прикладной точки зрения, она позволяет создавать современные материалы с уникальными эксплуатационными свойствами.

Полученные в диссертации результаты по формированию электроэрозионностойких покрытий комплексным методом электровзрывное напыление – электронно-пучковая обработка – азотирование используются в учебном процессе кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В. М. Финкеля. При подготовке и при выполнении лабораторных работ обучающимися по направлению подготовки бакалавриата 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов (профиль «Нanomатериалы и нанотехнологии») по дисциплинам Методы исследования структуры и свойств материалов, Компьютерное моделирование в материаловедении и обучающимися по направлению подготовки научно-педагогических кадров в аспирантуре 03.06.01 «Физика и астрономия» по дисциплинам «Физические основы прочности материалов», «Физика твердого тела», «Электронная микроскопия» [113–116]. Это подтверждено справкой, приведенной в Приложении.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и трибологических свойств покрытий исследуемых систем контактах мощных электрических сетей.

1. Способы формирования покрытий систем Ag–Ni–N, Ni–C–Ag–N, WC–Ag–N и SnO₂–In₂O₃–Ag–N включают трехстадийную обработку. На первой стадии производится электронно-ионно-плазменное напыление за счет гетерогенной плазменной струи, получаемой от электрического взрыва соответствующих материалов. На второй стадии производится электронно-пучковая обработка, а на третьей азотирование.

2. Покрытие системы Ag–Ni–N имеет субмикро- нанокристаллическую структуру с размерами кристаллитов от 50 нм до единиц микрометров. По границам и в объеме кристаллитов располагаются частицы размерами от 10 до 20 нм. Покрытие образовано твердыми растворами на основе меди, никеля и серебра, а также нитридов никеля, серебра и меди. Основным химическим элементом покрытия системы Ni–C–Ag–N является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют медь, никель, углерод и азот. Основными фазами покрытия являются твердые растворы на основе меди и серебра. Выявлены включения нитридов AgN₃ и карбонитридов AgCN серебра нанометрового диапазона. Основным элементом покрытия системы WC–Ag–N является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют вольфрам и медь. В покрытии выявлены твердые растворы на основе серебра, а также карбиды вольфрама состава WC и W₂C, и нитрид вольфрама WN. Элементы, формирующие покрытие, распределены неоднородно, образуя области разнообразной формы и размеров. Структура покрытия существенным образом отличается по толщине покрытия. Средняя часть покрытия содержит области двух типов: со слоистой структурой (слои обогащены атомами серебра и вольфрама) и области с зеренной структурой. На границах зерен располагаются наноразмерные 3–5 нм частицы нитрида серебра состава AgN₃ и карбида вольфрама состава W₂C. В области контакта покрытия и подложки формируется

структура столбчатого типа, имеющая нанокристаллическое строение. Основным химическим элементом покрытия системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют медь, олово, индий, кислород и азот.

3. Покрытия систем Ag--Ni--N , Ni--C--Ag--N , WC--Ag--N и $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ по сравнению с медью марки М00 имеют повышенный модуль Юнга в 4,66–5,55 раза, износостойкость в 1,54–3,0 раза, нанотвердость в 1,02–3,08 раза, электроэрозионную стойкость в 1,98–2,0 раза, а также снижают коэффициент трения в 0,7–0,9 раза. Электропроводность покрытий близка к электропроводности серебра и составляет от 59,4 до 62,0 МСм/м.

4. Разработанные способы электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий на основе серебра и упрочняющих фаз, обеспеченные патентной чистотой, использованы для упрочнения электрических контактов различных коммутационных устройств: реле защиты двигателей, реле перекоса фаз и падения напряжения, реле тока, универсального блока защиты электродвигателей, магнитных пускателей и контакторов в условиях ряда промышленных предприятий Кемеровской области – Кузбасса. Определен ожидаемый экономический эффект 1 200 000 рублей в год, где 45 % принадлежат автору.

5. Осуществлено внедрение результатов исследований в учебный процесс сибирского высшего учебного заведения по нескольким направлениям подготовки бакалавров, магистров и аспирантов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tajalli, S. Z. Multi-agent-based optimal power scheduling of shipboard power systems / S. Z. Tajalli, A. Kavousi-Fard, M. Mardaneh // Sustainable Cities and Society. – 2021. – Vol. 74. – P. 103137.
2. Xie, W. Study on the erosion characteristics of copper-carbon electrode pairs by DC air arc / W. Xie, G. Wu, Z. Yang et al. // High Voltage. – 2021. – Vol. 6. – P. 674–683.
3. Bourbeau, N. Statistical analysis of pulsed discharges in dielectric liquid: Effects of voltage amplitude, pulse width, electrode configuration, and liquid composition / N. Bourbeau, A. Dorval, F. Valensi, A. Hamdan // – 2021. – Vol. 54. – P. 485201.
4. Grigoriev, S. N. Sub-microstructure of surface and subsurface layers after electrical discharge machining structural materials in water / S. N. Grigoriev, M. A. Volosova, A. A. Okunkova et al. // Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 1040.
5. Zabeo, A. Value of information analysis for assessing risks and benefits of nanotechnology innovation / A. Zabeo, J. M. Keisler, D. Hristozov et al. // Environmental Sciences Europe. – 2019. – Vol. 31. – P. 11.
6. Chen, Q. Microstructure and properties of the WCu pseudo-alloy doped with chemically synthesized WMo nanopowders / Q. Chen, S. Liang, X. Zhang et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 886. – P. 161286.
7. Zhang, Y. The influence of pre-sintering temperature on the microstructure and properties of infiltrated ultrafine-grained tungsten-copper composites / Y. Zhang, L. Zhuo, Z. Zhao et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 823. – P. 153761.
8. Chen, Q. Fabrication and characterization of Mo-Cu nano-composite powders by a chemical co-deposition technique / Q. Chen, S. Liang, L. Zhuo // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 875. – P. 160026.
9. Liusongtao, L. Chemical deposition preparation processor erosion resistance nano Ag/SnO₂ electrical contact material / L. Liusongtao, G. Min, W. Wangjunbo et al. // Fangzhi Gaoxiao Jichukexue Xuebao. – 2021. – Vol. 33. – P. 45–50.

10. Ma, Y. Improved fracture resistance of the Ag/SnO₂ contact materials using Cu nanoparticles as additive / Y. Ma, T. Yang, W. Feng et al. // Fangzhi Gaoxiao Jichukexue Xuebao. – 2021. – Vol. 33. – P. 45–50.
11. Liu, S. Exploration of the Influence Mechanism of La Doping on the Arc Erosion Resistance of Ag/SnO₂ Contact Materials by a Laser-Simulated Arc / S. Liu, Q. Sun, J. Wang et al. // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2021. – Vol. 30. – P. 7577–7583.
12. Lin, H. Synergistic strengthening effect of tungsten carbide (WC) particles and silicon carbide whiskers (SiC_w) on mechanical properties of Cu–Al₂O₃ composite / H. Lin, X. Guo, K. Song et al. // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 15. – P. 2837–2847.
13. Lin, H. Synergistic strengthening mechanism of copper matrix composite reinforced with nano-Al₂O₃ particles and micro-SiC whiskers / H. Lin, X. Guo, K. Song et al. // Nanotechnology Reviews. – 2021. – Vol. 10. – P. 62–72.
14. Nan, L. Composite structural modeling and mechanical behavior of whisker reinforced Cu matrix composites / L. Nan, L. Qian, J. Yihui et al. // Computational Materials Science. – 2021. – Vol. 195. – P. 110492.
15. Ngai, S. Influence of Ti₃SiC₂ content on erosion behavior of Cu–Ti₃SiC₂ cathode under vacuum arc / S. Ngai, P. Zhang, H. Xie et al. // Ceramics International. – 2021. – Vol. 47. – P. 25973–25985.
16. Zhang, P. Arc erosion behavior of Cu–Ti₃SiC₂ cathode and anode / P. Zhang, T. L. Ngai, A. Wang, Z. Ye // Vacuum. – 2017. – Vol. 141. – P. 235–242.
17. Xie, H. Erosion of Cu–Ti₃SiC₂ composite under vacuum arc / H. Xie, T. L. Ngai, P. Zhang, Y. Li // Vacuum. – 2015. – Vol. 114. – P. 26–32.
18. Fu, X. Effect of reinforcement content on the density, mechanical and tribological properties of Ti₃SiC₂/Al₂O₃ hybrid reinforced copper-matrix pantograph slide / X. Fu, Y. Hu, G. Peng, J. Tao // Science and Engineering of Composite Materials. – 2017. – Vol. 24. – P. 807–815.

19. Han, Y. Mechanical and Electrical Properties of Cu-W Composites with Micro-Oriented Structures / Y. Han, H. Wang, Y. Cao et al. // *Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica*. – 2021. – Vol. 57. – P. 1009-1016.
20. Gu, D. Microstructures of laser sintered micron/nano-sized Cu-W powder / D. Gu, Y. Shen // *Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica*. – 2009. – Vol. 45. – P. 113–118.
21. Zheng, Z. Effect of Ni on the Microstructure and Properties of O-containing Cu-W Alloy / Z. Zheng, X. L. Zhou, Y. H. Zhou // *Materials Reviews*. – 2015. – Vol. 29. – P. 505.
22. Güler, O. The wear and arc erosion behavior of novel copper based functionally graded electrical contact materials fabricated by hot pressing assisted electroless plating / O. Güler, T. Varol, Ü. Alver, S. Biyik // *Advanced Powder Technology*. – 2021. – Vol. 32. – P. 2873–2890.
23. Li, H. Effect of electric load characteristics on the arc erosion behavior of Ag-8wt.%Ni electrical contact material prepared by spark plasma sintering / H. Li, X. Wang, Y. Fei, H. Zhang et al. // *Sensors and Actuators, A: Physical*. – 2021. – Vol. 326. – P. 112718.
24. Li, H. Investigation on arc behavior of AgNi electrical contact material with three-dimensional network structure / H. Li, X. Wang, Z. Hu, X. Guo // *Vacuum*. – 2020. – Vol. 175. – P. 109290.
25. Liu, Y. Influence of mechanical faults on electrical resistance in high voltage circuit breaker / Y. Liu, G. Zhang, C. Zhao et al. // *International Journal of Electrical Power and Energy Systems*. – 2021. – Vol. 129. – P. 106827.
26. Liu, Y. Study on the influence of speed in DRM of SF6 circuit breaker / Y. Liu, G. Zhang, H. Qin et al. // *International Journal of Electrical Power and Energy Systems*. – 2020. – Vol. 121. – P. 106067.
27. Mohammadhosein, M. Online non-invasive evaluation of arcing time for condition assessment of high-voltage gas circuit breakers / M. Mohammadhosein, K. Niayesh, A.A. Shayegani Akmal, H. Mohseni // *IET Generation, Transmission and Distribution*. – 2021. – Vol. 15. – P. 1013–1020.

28. Liu, Y. Enhancing properties of AgTiB₂ contact material by CuO semi-coated TiB₂ composite particles / Y. Liu, X. Wang, H. Li et al. // International Journal of Electrical Materials Letters. – 2021. – Vol. 293. – P. 129703.
29. Li, H Influence of WO₃ addition on the material transfer behavior of the AgTiB₂ contact material / H. Li, X. Wang, Y. Xi et al. // Materials and Design. – 2017. – Vol. 121. – P. 85–91.
30. Li, H. Effect of Ni addition on the arc-erosion behavior of AgTiB₂ contact material / H. Li, X. Wang, Y. Xi et al. // Vacuum. – 2019. – Vol. 161. – P. 361–370.
31. Kołacz, D. The influence of mechanical alloying and plastic consolidation on the resistance to arc erosion of the ag–re composite contact material / D. Kołacz, S. Księżarek, P. Borkowski et al. // Materials. – 2021. – Vol. 14. – P. 3297.
32. Księżarek, S. Progress in fabrication technology of silver-based contact materials with particular account of the Ag-Re and Ag-SnO₂Bi₂O₃ composites / S. Księżarek, M. Woch, D. Kołacz et al. // Archives of Metallurgy and Materials. – 2014. – Vol. 59. – P. 501–508.
33. Ksiezarek, S. Wires used in the production of electric contacts / S. Ksiezarek, B. Besztak // Wire Journal International. – 2000. – Vol. 33. – P. 208–213.
34. Wei, Z. Effect of preparing method of ZnO powders on electrical arc erosion behavior of Ag/ZnO electrical contact material / Z. Wei, L. Zhang, H. Yang et al. // Archives of Metallurgy and Materials. – 2016. – Vol. 31. – P. 468–479.
35. Xu G. F. Influence of operation numbers on arc erosion behavior of Ag/ZnO electrical contact materials / G. F. Xu, R. Z. Huang, M. Yuan et al. // Zhongguo Youse Jinshu Xuebao/Chinese Journal of Nonferrous Metals. – 2021. – Vol. 31. – P. 1285–1298.
36. Wei, Z. Effects of Oxide-Modified Spherical ZnO on Electrical Properties of Ag/ZnO Electrical Contact Material / Z. Wei, L. Zhang, T. Shen et al. // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2016. – Vol. 25. – P. 3662–3671.
37. Chen, S. Microstructure and arc erosion behaviors of Ag-CuO contact material prepared by selective laser melting / S. Chen, J. Wang, Z. Yuan et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 860. – P. 158494.

38. Wu, Q. Influence of operation numbers on arc erosion of Ag/CuO electrical contact material / Q. Wu, G. Xu, M. Yuan, C. Wu // *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*. – 2020. – Vol. 31. – P. 2497–2513.
39. Wu, C. P. Influence of alloy components on arc erosion morphology of Ag/MeO electrical contact materials / C. P. Wu, D. Q. Yi, W. Weng, S. H. Li, J. M. Zhou // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. – 2016. – Vol. 26. – P. 185–195.
40. Li, G. The effects of oxide additives on the mechanical characteristics of Ag–SnO₂ electrical contact materials / G. Li, T. Yang, Y. Ma et al. // *Ceramics International*. – 2020. – Vol. 46. – P. 4897–4906.
41. Zhang, Y. Microstructure and properties of Ag/SnO₂ functional material manufactured by selective laser melting / Y. Zhang, B. Song, X. Zhao, Y. Shi // *Nano Materials Science*. – 2019. – Vol. 1. – P. 208–214.
42. Wu, C. Influence of fabrication technology on arc erosion of Ag/10SnO₂ electrical contact materials // C. Wu, Q. Zhao, N. Li et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 766. – P. 161–177.
43. Wang, D. Comparison of the interfacial reactions and properties between Ag/Ti₃AlC₂ and Ag/Ti₃SiC₂ electrical contact materials / D. Wang, W. Tian, C. Lu et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 857. – P. 157588.
44. Wang, D.D. Anisotropic arc erosion resistance of Ag/Ti₃AlC₂ composites induced by the alignment of Ti₃AlC₂ / D. D. Wang, W. B. Tian, J. X. Ding et al. // *Corrosion Science*. – 2020. – Vol. 171. – P. 108633.
45. Wang, D. The beauty and the deed of silver during arc erosion of Ag/Ti₃AlC₂ contacts / D. Wang, W. Tian, J. Ding et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 820. – P. 153136.
46. Wang, P. Effect of heat treatment temperature on mechanical and tribological properties of copper impregnated carbon/carbon composite / P. Wang, F. Wei, Z. Zhao et al. // *Tribology International*. – 2021. – Vol. 164. – P. 107209.

47. Wang, P. Microstructural, mechanical and tribological performances of carbon fiber reinforced copper/carbon composites / P. Wang, L. Wang, K. Kang et al. // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2021. – Vol. 142. – P. 106247.
48. Wang, P. Effects of fibre orientation on wear behavior of copper mesh modified-carbon/carbon composite under electric current / P. Wang, H. Zhang, J. Yin et al. // *Tribology International*. – 2017. – Vol. 116. – P. 310–319.
49. Jiang, F. Experimental investigation of the erosion behavior in high-current vacuum arcs and the resulting microparticle dynamics / F. Jiang, Y. Wu, Y. Wu et al. // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2021. – Vol. 54. – P. 395201.
50. Mesyats, G.A. The Rayleigh-Plateau instability and jet formation during the extrusion of liquid metal from craters in a vacuum arc cathode spot / G. A. Mesyats, N. M. Zubarev // *Journal of Applied Physics*. – 2015. – Vol. 117. – P. 043302.
51. Mesyats, G.A. Hydrodynamics of the molten metal in a vacuum arc cathode spot at near-threshold currents / G. A. Mesyats, N. M. Zubarev // *Journal of Applied Physics*. – 2013. – Vol. 113. – P. 203301.
52. Kai, L. Arc erosion resistance of CuCrMo films deposited via magnetron sputtering / L. Kai, M. Xiaojun, Q. Dan et al. // *Materials Research Express*. – 2021. – Vol. 8. – P. 066402.
53. Miao, X. Study on the Microstructure and Mechanical Properties of Magnetically Controlled Sputtering Supersaturated Solid CuCr Alloy Films / X. Miao, K. Li, D. Qian et al. // *Zhenkong Kexue yu Jishu Xuebao/Journal of Vacuum Science and Technology*. – 2021. – Vol. 41. – P. 464–471.
54. Zhao, L. Electrical properties of nanocrystalline CuCr25 contact material / L. Zhao, Z. Li, K. Shi et al. // *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*. – 2013. – Vol. 3. – P. 6375796.
55. Li, J. Effects of different post-treatments on arc erosion resistance of cold-sprayed agc composite electric contact / J. Li, X. Zhou, Y. Liu et al. // *Coatings*. – 2021. – Vol. 11. – P. 363.

56. Li, J. Microstructure and Transparent Super-Hydrophobic Performance of Vacuum Cold-Sprayed Al_2O_3 and SiO_2 Aerogel Composite Coating / J. Li, Y. Zhang, K. Ma et al. // Journal of Thermal Spray Technology. – 2018. – Vol. 27. – P. 471–482.
57. Szemkus, S. Laser additive manufacturing of contact materials / S. Szemkus, B. Kempf, S. Jahn et al. // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 252. – P. 612–617.
58. Zhao, Y. Influence of pulse current forward-reverse duty cycle on structure and performance of electroplated W–Cu composite coatings / Y. Zhao, N. Ye, H. Zhuo et al. // Materials. – 2021. – Vol. 14. – P. 1233.
59. Zhao, Y. Microstructures and Properties of WC@W-Cu Composite Prepared by Composite Electroplating / Y. Zhao, J. Tang, N. Ye et al. // Xiyou Jinshu Cailiao Yu Gongcheng/Rare Metal Materials and Engineering. – 2021. – Vol. 50. – P. 1384–1390.
60. Zhao, Y. C. Influence of additives and concentration of WC nanoparticles on properties of WC–Cu composite prepared by electroplating / Y. C. Zhao, J. C. Tang, N. Ye et al. // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). – 2020. – Vol. 30. – P. 1594–1604.
61. Иванов, Л. И. Ударное легирование металлов химически не взаимодействующими с ними элементами при помощи концентрированных импульсных потоков энергии / Л. И. Иванов, А. И. Дедюрин, И. В. Боровицкая и др. // Перспектив. материалы. – 2006. – № 5. – С. 79–83.
62. Иванов, Л. И. Высокоадгезионное соединение химически не взаимодействующих металлов при помощи концентрированных импульсных потоков энергии / Л. И. Иванов, А. И. Дедюрин, И. В. Боровицкая и др. // Перспектив. материалы. Спец. вып., сент. 2007. – Т. 1. – С. 158–161.
63. Иванов, Л. И. Создание медных покрытий на вольфраме с использованием высокотемпературных импульсных плазменных потоков / Л.И. Иванов, И.В. Боровицкая, Г.Г. Бондаренко и др. // Перспектив. материалы. – 2009. – № 3. – С. 77–81.

64. Гречанюк, Н. И. Конденсированные из паровой фазы композиционные материалы на основе меди и молибдена для электрических контактов. Структура, свойства, технология. Современное состояние и перспективы применения технологии электронно-лучевого высокоскоростного испарения-конденсации для получения материалов электрических контактов. Сообщение 1 / Н. И. Гречанюк, В. А. Осокин, И. Н. Гречанюк, Р. В. Минакова // Современ. электрометаллургия. – 2005. – № 2. – С. 28–35.
65. Гречанюк, Н. И. Основы электронно-лучевой технологии получения материалов для электрических контактов. Их структура, свойства. Сообщение 2 / Н. И. Гречанюк, И. Н. Гречанюк, В. А. Осокин и др. // Современ. электрометаллургия. – 2006. – № 2. – С. 9–19.
66. Grechanyuk, I. N. Current state and prospects of high-speed electron-beam evaporation and subsequent vacuum condensation of metals and nonmetals to produce electric contacts and electrodes / N. I. Grechanyuk, R. V. Minakova, G. E. Kopylova // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2013. – Vol. 52. – P. 228–236.
67. Романов, Д.А. Рельеф поверхности и структура электровзрывных композиционных поверхностных слоев системы молибден-медь // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2011. – № 11. – С. 95–100.
68. Романов, Д.А. Рельеф поверхности и структура композиционных поверхностных слоев систем W-Cu и Mo-Cu, сформированных электровзрывным способом // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов // Поверхность. Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 5. – С. 51–55.
69. Романов, Д.А. Рельеф поверхности и структура псевдосплавных покрытий системы молибден-медь, сформированных электровзрывным способом // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования / Д. А. Рома-

- нов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 10. – С. 19–21.
70. Романов, Д.А. Формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионностойких покрытий, полученных методом электровзрывного напыления / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2013. – № 1. – С. 36–43.
71. Романов, Д.А. Структура и свойства электроэрозионностойких покрытий, формируемых методом электровзрывного напыления / Д. А. Романов, О. А. Олесюк, Е. А. Будовских, В. Е. Громов и др. // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2013. – № 1. – С. 53–57.
72. Романов, Д.А. Структура электровзрывных композиционных покрытий из не смешивающихся компонентов системы Cu-Mo после электронно-пучковой обработки / Д. А. Романов, О. А. Олесюк, Е. А. Будовских, В. Е. Громов и др. // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2014. – № 1. – С. 54–60.
73. Tang, Z. L. Influence of lithium and silicon coatings on tungsten erosion in arc plasma / Z. L. Tang, G. Z. Zuo, C. L. Li et al. // Journal of Nuclear Materials. – 2021. – Vol. 555. – P. 153146.
74. Li, C. L. Deuterium retention characteristics in Li film by coating and during flowing liquid Li limiter operation in experimental advanced superconducting tokamak / C. L. Li, G. Z. Zuo, R. Maingi et al. // Plasma Physics and Controlled Fusion. – 2020. – Vol. 63. – P. abc396.
75. Rudakov, D. L. Arcing and its role in PFC erosion and dust production in DIII-D / D. L. Rudakov, C. P. Chrobak, R. P. Doerner et al. // Journal of Nuclear Materials. – 2013. – Vol. 438. – P. S805-S808.
76. Fang, J. Erosion Resistance of Ceramic Particle Reinforced MMC Coating / J. Fang, Y. Li // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2020. – Vol. 446. – P. 022042.

77. Fang, J. J. Research on erosion resistance of TiB_2 ceramic particle reinforced MMC coating / J. J. Fang, Y. J. Song, Z. X. Li // *Advanced Materials Research*. – 2014. – Vol. 989–994. – P. 270–275.
78. Fang, J. J. Erosion resistance of TiB_2 particla reinforced metal matrix composite coating / J. J. Fang, Y. J. Song, Z. X. Li // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 665. – P. 56–62.
79. Yin, N. Molecular Dynamics Simulation of Friction and Wear Behaviors of Au Coating for Conductive Slip Ring / N. Yin, Z. Zhang, J. Zhang // *Mocaxue Xuebao/Tribology*. – 2018. – Vol. 38. – P. 108–114.
80. Xiao J. K. Sliding electrical contact behavior of brass fiber brush against coin-silver and Au plating / J. K. Xiao, L. M. Liu, C. Zhang et al. // *Wear*. – 2016. – Vol. 368–369. – P. 461–469.
81. Poljanec, D. Effect of polarity and various contact pairing combinations of electrographite, polymer-bonded graphite and copper on the performance of sliding electrical contacts / D. Poljanec, M. Kalin // *Wear*. – 2019. – Vol. 426–427. – P. 1163–1175.
82. Li, Z. X. Progress in Effect of Nano-modified Coatings and Welding Process Parameters on Wear of Contact Tube for Non-copper Coated Solid Wires / Z. X. Li, Q. Wan, T. L. Zhang, W. Tillman // *Cailiao Gongcheng/Journal of Materials Engineering*. – 2017. – Vol. 45. – P. 135–146.
83. Li, Z. Progress of Nano-materials in Non-copper Coated Solid Wires / Z. Li, X. Cao, W. Tillmann // *Beijing Gongye Daxue Xuebao/Journal of Beijing University of Technology*. – 2017. – Vol. 43. – P. 1582–1589.
84. Cao, X. Effect of solid lubricant on contact tip wear performance of non-copper coated solid wire / X. Cao, Z. Li, T. Wolfgang et al. // *Hanjie Xuebao/Transactions of the China Welding Institution*. – 2020. – Vol. 41. – P. 22–27.
85. Fu, C. Microstructure and properties of Ag-SnO_2 coating fabricated by plasma spraying / C. Fu, J. Hou, T. Guo et al. // *Xiyou Jinshu Cailiao Yu Gongcheng/Rare Metal Materials and Engineering*. – 2016. – Vol. 45. – P. 869–873.

86. Li, H. Microstructure and Properties of AgSnO₂ Contact Materials Prepared by Cold Spray / H. Li, P. Li, J. Wang, Y. Wang // Xiyou Jinshu Cailiao Yu Gongcheng/Rare Metal Materials and Engineering. – 2017. – Vol. 46. – P. 3858–3861.
87. Wang, J. The effects of annealing treatment on microstructure and contact resistance properties of cold sprayed Ag-SnO₂ coating / J. Wang, C. Wang, Y. Kang // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 714. – P. 698–703.
88. Wang, J. Microstructure and properties of Ag/SnO₂ coatings prepared by cold spraying / J. Wang, X. Zhou, L. Lu et al. // Surface and Coatings Technology. – 2013. – Vol. 236. – P. 224–229.
89. Романов, Д. А. Структура покрытия состава SnO₂–Ag, сформированного на меди электровзрывным методом / Д. А. Романов, С. В. Московский, С. Ю. Прохин и др. // Перспективные материалы. – 2018. – № 6. – С. 46–53.
90. Romanov, D. A. Structure of SnO₂–Ag coating formed on copper by electroexplosion / D. A. Romanov, S. V. Moskovskii, K. V. Sosnin et al. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 447. – P. 012077.
91. Romanov, D. A. Structure of SnO₂–Ag coating formed on copper by electroexplosion method / D. A. Romanov, S. V. Moskovskii, K. V. Sosnin et al. // IOP Conference Series: Journal of Physics: Conf. Series. – 2018. – Vol. 1115. – P. 032079.
92. Fu, C. Microstructure and electrical properties of Ag/(Sn_{0.8}La_{0.2})O₂ coating prepared by plasma spraying / C. Fu, J. Wang, M. Yang et al. // Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica. – 2013. – Vol. 49. – P. 325–329.
93. Fu, C., Microstructure and properties of La-doped Ag-SnO₂/Cu contact material / C. Fu, J. B. Wang, M. G. Yang et al. // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 194–196. – P. 1594–1598.
94. Wang, H. Y. Microstructure and Toughness of TiB₂ based coatings with Cu, Ag and Ni doped / H. Y. Wang, S. Z. Li, J. Guo et al. // Cailiao Gongcheng/Journal of Materials Engineering. – 2014. – Vol. 12. – P. 79–85.
95. Li, P. Synthesis and mechanical property improvement of Ni-doped TiB₂ coatings / P. Li, W. Gu, Q. Zhong et al. // Zhenkong Kexue yu Jishu Xuebao/Journal of Vacuum Science and Technology. – 2015. – Vol. 35. – P. 594–600.

96. Wang, H. Toughening magnetron sputtered TiB_2 coatings by Ni addition / H. Wang, B. Wang, S. Li et al. // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 232. – P. 767–774.
97. Романов, Д. А. Структура и фазовый состав электроэрозионностойких покрытий системы TiB_2 -Cu, сформированных методом электровзрывного напыления / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов и др. // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2012. – № 3. С. 87–91
98. Романов, Д. А. Патент РФ № 2489515 на изобретение «Способ электровзрывного напыления композитных покрытий системы, TiB_2 -Cu на медные контактные поверхности» / Романов Д. А., Будовских Е. А., Ващук Е. С., Громов В. Е. ; заявл. 13.02.2012; опубл. 10.08.2013, Бюл. № 22. 6 с.
99. Романов, Д. А. Структура электровзрывных композиционных покрытий системы TiB_2 -Cu после электронно-пучковой обработки / Д. А. Романов, О. В. Олесюк, Е. А. Будовских и др. // *Физика и химия обработки материалов* – 2015. – № 1. – С. 73–78.
100. Романов, Д. А. Элементный и фазовый анализ покрытия TiB_2 -Mo и TiB_2 -Ni, сформированного на стали электровзрывным методом после электронно-пучковой обработки / Д. А. Романов, Е. Н. Гончарова, В. Е. Громов и др. // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения* – 2015. – Т. 12. – № 1. – С. 118–125.
101. Romanov, D. A. Structure of Electroexplosive TiB_2 -Ni Composite Coatings after Electron Beam Processing / D. A. Romanov, E. N. Goncharova, E. A. Budovskikh et al. // *Inorganic Materials: Applied Research* – 2015. – Vol. 6. – No. 5. – P. 536–541.
102. Romanov, D. A. Structure of Electroexplosive TiB_2 -Ni Composite Coatings after Electron Beam Processing / D. A. Romanov, E. N. Goncharova, E. A. Budovskikh et al. // *Inorganic Materials: Applied Research* – 2015. – Vol. 6. – No. 5. – P. 536–541.
103. Заплатин, В. Н. Основы материаловедения (металлообработка) : учебник для студ. учреждений сред. проф. образования / В. Н. Заплатин, Ю. И. Сапожников, А. В. Дубов и др. / Под общ. ред. В. Н. Заплатина. – М. : Издательский центр «Академия», 2017. – 272 с.

104. Мэттьюз, Ф. Композитные материалы. Механика и технология / Ф. Мэттьюз, Р. Роллингс // М. : Техносфера, 2004. – 408 с.
105. Пат. 2478732 РФ. МПК C23C 14/32. Композиционный электрически взрыва- емый проводник для электровзрывного напыления покрытий или электро- взрывного легирования поверхности металлов и сплавов / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов; Федеральное государственное бюджетное образова- тельное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский гос- ударственный индустриальный университет". – № 2011137782/02, заявл. 13.09.2011; опубл. 10.04.2013. Бюл. № 10.
106. Жмакин, Ю. Д. Автоматизированная электровзрывная установка для повы- шения эксплуатационных характеристик материалов / Ю. Д. Жмакин, Д. А. Ро- манов, Е. А. Будовских и др. // Промышленная энергетика. – 2011. – № 6. С. 22– 25.
107. Romanov, D. A. Improving die tooling properties by spraying TiC-Ti-Al and TiB₂- Ti-Al electro-explosive coatings / D. A. Romanov // Materials Research Express. – 2020. – Vol. 7. – No. 4 – P. 045010.
108. Романов, Д. А. Формирование электроконтактных поверхностных слоев си- стемы W-C-Cu с использованием модернизированной электровзрывной уста- новки ЭВУ 60/10М / Д. А. Романов, Ю. Д. Жмакин, Е. А. Будовских и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – 2011. – Т 8. – № 2. С. 19–23.
109. Романов, Д.А. Опыт и перспективы использования электровзрывной уста- новки ЭВУ 60/10 для модификации поверхности материалов / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, Ю. Д. Жмакин, В. Е. Громов // Изв. вузов. Чер. Metallургия. – 2011.– № 6. С. 20–24.
110. Жмакин, Ю. Д. Экономичный способ регулирования электропотребления с применением генератора мощных токовых импульсов / Ю. Д. Жмакин, Д. А. Романов, В. А. Рыбьянец и др.// Промышленная энергетика. – 2012. – № 4. С. 14– 16.

111. Гагарин, А.Ю. Использование микропроцессора ПЛК 110-24.30.К-М для автоматизации электровзрывной установки ЭВУ 60/10 / А. Ю. Гагарин, Д. А. Романов, Ю. Д. Жмакин и др. // Промышленная энергетика. – 2014. – № 1. С. 38–40.
112. Koval, N. N. Complex electron-ion-plasma processing of aluminum surface in a single vacuum cycle. Russian / N. N. Koval, Yu. F. Ivanov // Russian Physics Journal. 2019. – Vol. 7. – P. 1161–1170.
113. Романов, Д. А. Формирование структуры, фазового состава и свойств электроэрозионностойких покрытий методом электровзрывного напыления. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2012. – 160 с.
114. Романов, Д. А. Закономерности формирования структуры и свойств электровзрывных покрытий на металлах и сплавах. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2018. – 336 с.
115. Московский, С. В. Формирование структуры и свойств электровзрывных электроэрозионностойких покрытий на основе серебра и оксидов металлов на медных контактах переключателей мощных электрических сетей. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2020. – 167 с.
116. Соснин, К. В. Структура, фазовый состав и свойства титана после электровзрывного легирования иттрием и электронно-пучковой обработки. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – Новокузнецк: СибГИУ, 2017. – 159 с.
117. Иванов, Ю.Ф. Структура и свойства покрытия Ag–Ni–N на меди, сформированного комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование / Ю.Ф. Иванов, В.В. Почетука, Д.А. Романов, В.Е. Громов // Физ. мезомех. – 2021. – Т. 24. – № 2. – С. 13–22 (Ivanov, Yu .F. Structure and Properties of Ag-Ni-N Coating Formed on Copper by Electroexplosive Spraying Combined with Pulsed Electron Beam Irradiation and Nitriding / Yu. F. Ivanov, V. V. Pochetukha, D. A.

- Romanov, V. E. Gromov // *Physical Mesomechanics* – 2022. – Vol. 25. – No. 1 – P. 18–25).
118. Иванов, Ю.Ф. Структура и свойства покрытия на основе серебра, никеля и азота, сформированного комбинированным методом на меди / Ю.Ф. Иванов, В.В. Почетуха, Д.А. Романов, В.Е. Громов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2021. – Т. 18 – № 1. – С. 68–73.
119. Иванов, Ю.Ф. Структура и свойства покрытия Ni-C-Ag-N, сформированного на меди комплексным методом / Ю.Ф. Иванов, В.В. Почетуха, Д.А. Романов, В.Е. Громов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2021. – Т. 18 – № 2. – С. 224–235.
120. Пат. 2750256 РФ. МПК C23C 4/126, C23C 4/10, H01N 1/023. Способ нанесения электроэрозионностойких покрытий на основе серебра, никеля и нитридов никеля на медные электрические контакты / Д. А. Романов, В. В. Почетуха, К. В. Соснин, С. В. Московский; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский государственный индустриальный университет". – № 2020136461, заявл. 03.11.2020; опубл. 24.06.2021. Бюл. № 18.
121. Пат. 203212 РФ. МПК H01N 33/664. Контактное устройство вакуумной дугогасительной камеры / Д. А. Романов, В. В. Почетуха, К. В. Соснин, С. В. Московский, А. Д. Филяков; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский государственный индустриальный университет". – № 2020139395, заявл. 30.11.2020; опубл. 26.03.2021. Бюл. № 9.
122. Пат. 203309 РФ. МПК H01N 1/06. Контакт электрический / Д. А. Романов, В. В. Почетуха, К. В. Соснин, С. В. Московский, А. Д. Филяков; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский государственный индустриальный университет". – № 2020138602, заявл. 24.11.2020; опубл. 31.03.2021. Бюл. № 10.
123. Romanov, D. Improvement of copper alloy properties in electro-explosive spraying of ZnO-Ag coatings resistant to electrical erosion / D. Romanov, S. Moskovskii, S.

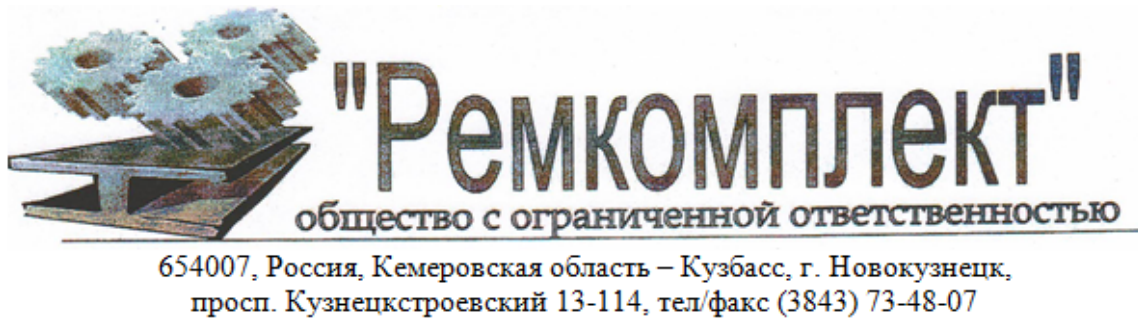
- Konovalov et al. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8 – No. 6. – P. 5515–5523.
124. Romanov, D.A. Structure and electrical erosion resistance of an electro-explosive coating of the CuO–Ag system / D.A. Romanov, S.V. Moskovskii, K.V. Sosnin et al. // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – P. 055042.
125. Romanov, D.A. Effect of electron-beam processing on structure of electroexplosive electroerosion resistant coatings of CuO–Ag system / D.A. Romanov, S.V. Moskovskii, K.V. Sosnin et al. // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – P. 085077.
126. Романов, Д. А. Структура и электроэрозионная стойкость электровзрывного напыления покрытия системы ZnO–Ag / Д. А. Романов, С. В. Московский, В. Е. Громов и др. // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. – 2020. – № 9. – С. 89–96.
127. Rautio, T. Enhancement of electrical conductivity and corrosion resistance by silver shell-copper core coating of additively manufactured AlSi10Mg alloy / T. Rautio, A. Hamada, J. Kumpula et al. // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 403. – P. 126426.
128. ГОСТ 2933-83. Испытание на механическую и коммутационную износостойкость. Аппараты электрические низковольтные методы испытаний. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 26 с.
129. Романов, Д. А. Фазовый состав, структура и свойства электровзрывного покрытия системы WC–Ag–N после электронно-пучковой обработки и азотирования / Романов Д. А., Почетуха В. В., Громов В. Е. и др. // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2021. – Т. 85. – № 7. – С. 1044–1052 (Romanov, D.A. Phase Composition, Structure, and Properties of an Electroexplosive Coating on a WC–Ag–N System after Electron-Beam Processing and Nitriding / D. A. Romanov, V. V. Pochetukha, V. E. Gromov et al. // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. – 2021. – Vol. 85. – P. 810–817).
130. Романов, Д. А. Структура и свойства электроэрозионностойких покрытий системы WN–WC–W₂C_{0,84}–Ag, полученных комбинированным методом / Д. А. Ро-

- манов, В. В. Почетуха, В. Е. Громов, К. В. Соснин // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 8. – С. 8–12.
131. Иванов, Ю. Ф. Структура и свойства покрытия системы $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$, сформированного на меди комплексным методом / Иванов Ю. Ф., Почетуха В. В., Романов Д. А. и др. // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2022. – Т. 65. – № 1. – С. 96–102.
132. Romanov, D. A. Structure and properties of composite coatings of the $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$ system intended for strengthening the copper contacts of powerful electric network switches / D. A. Romanov, V. V. Pochetukha, K. V. Sosnin et al. // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 17. – P. 3013–3032.
133. Пат. 2750255 РФ. МПК C23C 4/10, C23C 4/134, C23C 4/18, H01H 1/0233. Способ нанесения электроэрозионностойких покрытий на основе серебра, карбидов вольфрама и монокристалла вольфрама на медные электрические контакты / Д. А. Романов, В. В. Почетуха, К. В. Соснин, С. В. Московский; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский государственный индустриальный университет". – № 2020135398, заявл. 27.10.2020; опубл. 24.06.2021. Бюл. № 18.
134. Пат. 2767326 РФ. МПК C23C 4/10, C23C 4/126, H01H 1/0237. Способ нанесения электроэрозионностойких покрытий системы $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$ на медные электрические контакты / Д. А. Романов, В. В. Почетуха, К. В. Соснин, С. В. Московский; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский государственный индустриальный университет". – № 2021131728, заявл. 28.10.2021; опубл. 17.03.2022. Бюл. № 8.
135. Панин, В. Е. Физические основы структурообразования в электровзрывных покрытиях / В. Е. Панин, В. Е. Громов, Д. А. Романов и др. // Доклады академии наук. – 2017. – Т. 472. – № 6. – С. 650–653.
136. Мещеряков, Ю. И. Динамические ротации в кристаллах / Ю. И. Мещеряков, С. А. Атрошенко // Изв. вузов. Физика. – 1992. – № 4. – С. 105–123.

137. Мещеряков, Ю. И. Влияние размера зерна на макроскопический отклик алюминия на ударное нагружение / Ю. И. Мещеряков, А. К. Диваков, Н. И. Жигачева, М. М. Мышляев // Прикладная механика и техническая физика. – 2007. – Т. 48 – № 6. – С. 135–146.
138. Панин, В. Е. Солитоны кривизны как обобщенные волновые структурные носители пластической деформации и разрушения / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16.– № 3. – С. 7–26.
139. Панин, В. Е. Солитоны кривизны как обобщенные волновые структурные носители пластической деформации и разрушения / В. Е. Панин, А. В. Панин, Т. Ф. Елсукова, Ю. Ф. Попкова // Физ. мезомех. – 2014. – Т. 17.– № 6. – С. 7–18.
140. Панин, В. Е. Пластическая дисторсия – фундаментальный механизм в нелинейной мезомеханике пластической деформации и разрушения твердых тел / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, А. В. Панин, А. Г. Чернявский // Физ. мезомех. – 2016. – Т. 19.– № 1. – С. 31–46.
141. Романов, Д. А. Фазовый состав, структура и износостойкость электро-взрывного покрытия системы CuO–Ag после электронно-пучковой обработки / Д. А. Романов, С. В. Московский, А. М. Глезер и др. // Известия РАН. Серия физическая. – 2019. – Т. 83. – № 10. – С. 1389–1393. (Romanov, D. A. Phase Composition, Structure, and Wear Resistance of Electric-Explosive CuO–Ag System Coatings after Electron Beam Processing / D. A. Romanov, S. V. Moskovskii, A. M. Glezer et al. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2019. – Vol. 83 – No. 10. – P. 1270–1274).
142. Раков, В. И. Заметка о частных моделях контура управления при обеспечении требуемого функционирования / В. И. Раков // Промышленные АСУ и контроллеры. – 2010.– № 11. – С. 31–46.

ПРИЛОЖЕНИЕ

СПРАВКИ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ



Исх. № 125 от 28 октября 2021 г.

СПРАВКА

о практическом использовании результатов исследований
Почетухи Василия Витальевича, полученных в кандидатской диссертации
«Формирование структуры и свойств электроэрозионностойких покрытий
на основе серебра и упрочняющих фаз методом
электронно-ионно-плазменного напыления»

Пускатель электромагнитный – электрический аппарат, который предназначен для пуска, остановки, реверсирования и защиты электродвигателя. Магнитный пускатель состоит из контактора, кнопочного поста и теплового реле. Наряду с тепловой защитой магнитный пускатель предотвращает самовключение после восстановления исчезнувшего питающего напряжения. Главным образом магнитный пускатель применяется для дистанционного пуска, останова и защиты трехфазных асинхронных электродвигателей с короткозамкнутым ротором. Контакты магнитных пускателей, коммутирующих токи выше 20..25 А, снабжают дугогасительными устройствами. Слабой частью магнитных пускателей являются их электрические контакты, которые быстро разрушаются под действием электрической дуги.

В диссертационном исследовании Почетухи В.В. предложена оригинальная и экономичная методика восстановления контактов магнитных пускателей Texenergo КМИ 49512 95А 380В 1з+1р Б КМИ409538012 за счет формирования покрытий системы Ni–Ag–N комбинированным способом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. Настоящая методика запущена на нашем предприятии в тестовом режиме. Ожидаемый экономический эффект оценивается ка 300 тыс. руб. в год. В результате испытаний Texenergo КМИ с покрытиями системы Ni–Ag–N были получены следующие характеристики.

Тип: силовой

Способ установки: DIN-рейка/монтажная плата

Степень защиты: IP00

Номинальный ток, А: 95

Род тока: переменный (АС)

Номинальное рабочее напряжение, В: 220(230)/380(400)/660
Напряжение катушки управления, В: 380
Количество полюсов: 3
Количество фаз: 3
Материал корпуса: термостойкая пластмасса
Категория размещения: 4
Климатическое исполнение: УХЛ4
Кнопки управления: нет
Число и исполнение доп. контактов: 1NO+1NC
Исполнение: нереверсивный
Тепловое реле: нет
Модель теплового реле: нет
Вес нетто, кг: 0,7
Модельный ряд: КМИ
Габариты без упаковки, мм: 65x85x105

Директор ООО «Ремкомплект»



В.М. Карпий



**«Вест 2002»**

654041, г. Новокузнецк, а/я 318

факс (3843) 777-677

E-mail: vest2002@mail.ru

Исх. № 166/2021

от 29 октября 2021 г.

СПРАВКА

о практическом использовании результатов исследований
Почетухи Василия Витальевича, полученных в кандидатской диссертации
«Формирование структуры и свойств электроэрозионностойких покрытий
на основе серебра и упрочняющих фаз методом
электронно-ионно-плазменного напыления»

На нашем предприятии используется различные реле, например, такие как реле защиты двигателя MPR 20A EKF PROxima, реле перекоса фаз и падения напряжения SQZ3 ABB 2CSM111310R1331, реле тока F&F EPP-620 и др. Реле защиты двигателя серии MPR EKF PROxima предназначено для непрерывного контроля и защиты трехфазных асинхронных электродвигателей с короткозамкнутым ротором от перегрузки, асимметрии нагрузки, обрыва фазы. Реле защиты двигателя серии MPR EKF PROxima может быть установлено как на 35 мм DIN-рейку (реле защиты двигателя 20 А и 80 А), так и на монтажную панель (реле защиты двигателя 200 А и 400 А). Реле перекоса фаз и падения напряжения SQZ3 ABB 2CSM111310R1331 предназначено для постоянного мониторинга цепей. Выполняет следующие функции при аварии: чередование фаз, обрыв фаз, выбор минимального напряжения. В случае одной из этих аварий происходит срабатывание выходного переключающего контакта. Слабой частью реле являются их электрические контакты, которые быстро разрешаются под действием электрической дуги.

В диссертационном исследовании Почетухи В.В. предложена оригинальная и экономичная методика восстановления контактов реле защиты двигателя MPR 20A EKF PROxima, реле перекоса фаз и падения напряжения SQZ3 ABB 2CSM111310R1331 и реле тока F&F EPP-620 за счет формирования покрытий системы Ni-C-Ag-N комбинированным способом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. Настоящая методика запущена на нашем предприятии в тестовом режиме. Ожидаемый экономический эффект оценивается ка 200 тыс. руб. в год. В результате испытаний реле тока F&F EPP-620 с покрытиями системы Ni-C-Ag-N были получены следующие характеристики.

Технические характеристики F&F EPP-620 4-функции с регулируемым верхним и нижним порогами срабатывания EA03.004.006.

Потребляемая мощность, Вт: 0,4
Степень защиты: IP20
Предельно допустимый ток перегрузки, А: 16
Контактная группа: 2NO/NC
Номинальное напряжение, В: 220 (230)
Габариты без упаковки, мм: 52.5x90x65
Рабочий диапазон измерения силы тока, А: 0,02 - 5
Модельный ряд: EPP
Дополнительные технические характеристики:
Напряжение питания: 24–240 В AC/DC.
Макс. коммутируемый ток: 2x16 А.
Сила тока, измеряемой цепи: < 5 А.
Диапазон контролируемых токов: I_{\min} 0,02–1А; I_{\max} 0,5–5 А.
Гистерезис: 10 %.
Задержка отключения (регулируемая) T1 и T2: 0–20 сек.
Задержка повторного включения: 0,5 сек.
Потребляемая мощность: 0,4 Вт.
Диапазон рабочих температур: -25 °С...+50 °С.
Размер: 3 модуля (52,5мм).
Подключение: винтовые зажимы 2,5 мм².
Монтаж: на DIN-рейке 35 мм.

Генеральный директор
ООО «Вест 2002»
д-р. техн. наук.



Райков С.В.



Общество с ограниченной ответственностью «МЗЭМИ»

654218, Кемеровская обл., Новокузнецкий р-н, ул. Коммунальная, д. 1, оф. 7
 ОГРН 1054238049755 ИНН 4238018192 КПП 423801001
 р/с 40702810700180000047 в АО АБ «Кузнецкбизнесбанк» г. Новокузнецк
 БИК 043209740 к/с 30101810600000000740 Тел. 8(3843)930-045

Исх. № 135 от 29 октября 2021 г.

СПРАВКА

о практическом использовании результатов исследований
 Почетухи Василия Витальевича, полученных в кандидатской диссертации
 «Формирование структуры и свойств электроэрозсионностойких покрытий
 на основе серебра и упрочняющих фаз методом
 электронно-ионно-плазменного напыления»

Универсальный блок защиты электродвигателей УБЗ-301 (10–100 А) предназначен для постоянного контроля параметров сетевого напряжения и действующих значений фазных/линейных токов трехфазного электрооборудования 380 В/50 Гц, в первую очередь, асинхронных электродвигателей, мощностью от 5 кВт до 50 кВт, в том числе и в сетях с изолированной нейтралью. Осуществляет полную и эффективную защиту электрооборудования отключением от сети и/или блокированием его пуска в следующих случаях:

- некачественном сетевом напряжении (недопустимые скачки напряжения, обрыв фаз, нарушение чередования и слипания фаз, перекос фазных/линейных напряжений);
- механических перегрузках (симметричный перегруз по фазным/линейным токам) – защита от перегруза с зависимой выдержкой времени;
- несимметричных перегрузок по фазным/линейным токам, связанных с повреждениями внутри двигателя – защита от перекосов фазных токов с последующим запретом АПВ;
- несимметрии фазных токов без перегруза, связанных с нарушением изоляции внутри двигателя и/или подводящего кабеля;
- исчезновении момента на валу асинхронных электродвигателей («сухой ход» - для насосов) – защита по минимальному пусковому и/или рабочему току;
- при недопустимо низком уровне изоляции на корпус – проверка перед включением с блокировкой пуска при плохой изоляции;
- замыкании на «землю» обмотки статора во время работы – защита по токам утечки на «землю».

Блок обеспечивает защиту электрооборудования путем управления катушкой магнитного пускателя.

В диссертационном исследовании Почетухи В.В. предложена оригинальная и экономичная методика восстановления электрических контактов универсального блока защиты электродвигателей УБЗ-301 за счет формирования покрытий системы WC–Ag–N комбинированным способом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. В результате испытаний универсального блока защиты электродвигателей УБЗ-301 с покрытиями системы Ni–C–Ag–N были получены следующие характеристики.

Номинальное линейное напряжение, В	380
Частота сети, Гц	45-55
Диапазон номинальных токов, А	10-100
Диапазон выставления рабочего тока, в % от ном.	± 15
Диапазон регулирования времени при 2-х кратной перегрузке, с	10-100
Диапазон регулирования порога по напряжению, в % от ном.	± (5-20)
Диапазон регулирования по перекоосу фаз, %	5-20
Диапазон регулирования порога срабатывания по I _{мин} , в % от раб. (ном.)	0-75
Диапазон регулирования времени АПВ (Твкл), с	0-600
Время первого включения нагрузки при Твкл= 0, с	2-3
Время срабатывания по токовому перегрузу	По токо-врем. х-ке
Время срабатывания при авариях по напряжению, с	2
Время срабатывания при авариях по току, кроме перегруза, с	2
Фиксированная уставка срабатывания по току утечки, А	1,0
Порог контроля сопротивления изоляции, КОМ	500+20
Гистерезис по напряжению (фазн/лин), В	10/17
Гистерезис по теплу, % от накопленного при отключении	33
Точность определения порога срабатывания по току, в % от I _{ном} , не более	2-3
Точность определения порога по напряжению, В, не более	3
Точность определения перекооса фаз, %, не более	1,5
Напряжение, при котором сохраняется работоспособность, % от ном.	50-150
Потребляемая мощность (под нагрузкой), ВА, не более	3,0
Максимальный коммутируемый ток выходных контактов, А	5
Коммутацион. ресурс выходных контактов: - под нагрузкой 5А, раз, не менее - под нагрузкой 1А, раз, не менее	100 тыс. 1 млн.
Степень защиты:	- прибора - клеммника
Климатическое исполнение	УХЛ4
Диапазон рабочих температур, °С	от -35 до +55
Температура хранения, °С	от -45 до +70
Масса, кг, не более	0,200
Габаритные размеры (рисунок на первой странице) - четыре модуля типа S Монтаж - на стандартную DIN-рейку 35 мм Положение в пространстве - произвольное	

Ожидаемый экономический эффект оценивается как 300 тыс. руб. в год.

Директор ООО «МЗЭМИ»



Першин А.А.

Исх. № 200/2021
 от 29 октября 2021 г.

СПРАВКА

о практическом использовании результатов исследований
 Почетухи Василия Витальевича, полученных в кандидатской диссертации
 «Формирование структуры и свойств электроэрозсионностойких покрытий
 на основе серебра и упрочняющих фаз методом
 электронно-ионно-плазменного напыления»

Контактор ЕКФ состоит из корпуса, закрепленных в нем неподвижных контактов, подвижных контактов, которые закреплены в подвижной части магнитной системы. Неподвижная часть магнитной системы закреплена жестко в корпусе контактора. Пружина препятствует смыканию контактов. При подаче напряжения на катушку управления в магнитной системе пускателя возникает магнитное поле, которое, преодолевая сопротивление пружины, смыкает магнитную систему и замыкает контакты. При отключении напряжения с катушки управления пружина размыкает контакты.

В диссертационном исследовании Почетухи В.В. предложена оригинальная и экономичная методика восстановления подвижных и неподвижных контактов контактора ЕКФ за счет формирования покрытий системы $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3\text{--Ag--N}$ комбинированным способом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. В результате испытаний контактора ЕКФ с покрытиями системы Ni--C--Ag--N были получены следующие характеристики.

Номин. напряжение питания цепи управления U_s АС 50 Гц, В 340...440
 Номин. коммутируем. мощность при АС-3, 400 В, кВт 4
 Количество нормально разомкнутых (НО) силовых контактов 3
 Количество вспомогат. нормально разомкнутых (НО) контактов 1
 Количество вспомогат. нормально замкнутых (НЗ) контактов 0
 Номин. раб. ток I_e при АС-3, 400 В, А 9
 Номин. раб. ток I_e при АС-1, 400 В, А 25
 Тип напряжения управления АС (перемен.)
 Номин. коммутируем. мощность при АС-4, 400 В, кВт 2
 Номин. раб. ток I_e при АС-4, 400 В, А 3
 Номинальная рабочая мощность NEMA, кВт 2
 Тип подключения силовой электрич. цепи Винтовое соединение
 Номин. напряжение питания цепи управления U_s постоянн. тока DC, В
 0...0
 Номин. напряжение питания цепи управления U_s АС 60 Гц, В 0...0
 Модульное исполнение Нет

Количество нормально замкнутых (НЗ) силовых контактов 0

Ожидаемый экономический эффект оценивается как 300 тыс. руб. в год.

Директор
ООО «Сибпромтех»



В.Е. Кормышев

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной
и воспитательной работе

Д.т.н., профессор М.В. Темлянецв

«14» марта 2022 г.

СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы В.В. Почетухи
«Формирование структуры и свойств электроэрозионностойких покрытий на основе
серебра и упрочняющих фаз методом электронно-ионно-плазменного напыления»

Результаты диссертационной работы Почетухи Василия Витальевича «Формирование структуры и свойств электроэрозионностойких покрытий на основе серебра и упрочняющих фаз методом электронно-ионно-плазменного напыления» использованы в научной деятельности и учебном процессе Сибирского государственного индустриального университета. В частности, в научной деятельности результаты диссертационной работы использовались при выполнении научных проектов по Грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4 и молодых российских ученых – докторов наук МД-3954.2022.4, Гранту Российского научного фонда по конкурсу 2018 года «Проведение инициативных исследований молодыми учеными» Президентской программы исследовательских проектов, реализуемых ведущими учеными, в том числе молодыми учеными 20-79-00141 и Гранту государственного бюджетного учреждения «Российский фонд фундаментальных исследований» по конкурсу на лучшие проекты фундаментальных научных исследований 20-08-00044. В учебном процессе результаты настоящей диссертационной работы использовались при выполнении лабораторных работ обучающимися по направлению подготовки бакалавриата 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов (профиль «Нanomатериалы и нанотехнологии») по дисциплинам Методы исследования структуры и свойств материалов, Компьютерное моделирование в материаловедении и обучающимися по направлению подготовки научно-педагогических кадров в аспирантуре 03.06.01 «Физика и астрономия» по дисциплинам Физические основы прочности материалов, Физика твердого тела, Электронная микроскопия.

Начальник Управления
научных исследований
к.т.н., доцент



А.И. Куценко

Начальник Учебно-методического
Управления, к.т.н., доцент



О.Г. Приходько