

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ ИНСТИТУТ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИХ
ПРОБЛЕМ СЕВЕРА ИМ. В.П. ЛАРИОНОВА СИБИРСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи



ЛЕБЕДЕВ ДМИТРИЙ ИОСИФОВИЧ

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОНТАКТНОЙ
ПОВЕРХНОСТИ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ
СИСТЕМЫ Ni-Cr-B-Si С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ДОБАВКАМИ**

Специальность:
05.16.09-материаловедение (машиностроение)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
доктор технических наук,
чл.-корр. РАН М.П. Лебедев

Комсомольск-на-Амуре - 2014

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ (ОБЗОР).....	11
1.1. Порошковые материалы для получения износостойких покрытий, их модифицирование ультрадисперсными добавками.....	11
1.2. Методы исследования структуры и свойств износостойких порошковых покрытий.....	17
1.3. Методы испытаний на износ материалов и порошковых покрытий.....	30
Выводы к главе 1	38
2. ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ, ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТРТЕЛ.....	39
2.1. Методика экспериментальных исследований.....	39
2.2. Результаты металлографического анализа микроструктуры контактных поверхностей при трении скольжения износостойких покрытий.....	50
2.3. Результаты исследования микротвердости поверхностей контртел при трении скольжения износостойких покрытий.....	62
Выводы к главе 2	65
3. ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТРТЕЛ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ.....	67
3.1. Исследование структуры контактных поверхностей при фрикционном изнашивании модифицированных износостойких покрытий и стального контртела.....	67
3.2. Микрорентгеноспектральные исследования поверхностей модифицированных износостойких покрытий и стального контртела.....	72
3.3. Корреляционные характеристики профиля поверхности трения износо-	

стойких порошковых покрытий.....	80
Выводы к главе 3.....	98
4. ИССЛЕДОВАНИЕ ФРИКЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СТРУКТУРЫ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТРТЕЛ.....	99
4.1. Исследования износостойкости модифицированных порошковых покрытий и металлических контртел.....	99
4.2. Характеристики микрогеометрии контактных поверхностей при фрикционном взаимодействии модифицированных износостойких покрытий.....	107
4.3. Оценка уровня фрикционного взаимодействия модифицированного покрытия с металлическими контртелами при трении скольжения.....	115
Выводы к главе 4.....	121
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	123
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	125
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	135

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время для упрочнения поверхности деталей машин и механизмов широко применяются высокоэнергетические технологии порошковой металлургии. Для нанесения износостойких покрытий в основном используются самофлюсующиеся сплавы на никелевой или кобальтовой основе и их смеси с модификаторами из тугоплавких и ультрадисперсных металлов, карбидов, нитридов, оксидов и др., которые обеспечивают образование упрочняющих фаз и улучшают структуру покрытия [1,2]. Модифицированные порошковые покрытия характеризуются высокой степенью неоднородности структуры – выделениями избыточных дисперсных и коагулированных фаз, слоистым строением и пористостью. Это обусловлено спецификой высокоэнергетических технологических процессов, заключающейся в быстротекающем ($10^{-3} - 10^{-5}$ с) высокотемпературном (до температуры плавления) нагреве частиц порошкового материала и их последующем высокоскоростном охлаждении и застывании. Физико-механические свойства упрочняющих фаз в структуре покрытий существенно влияют на эксплуатационные характеристики обработанной поверхности деталей и металлического контртела узла трения машин и механизмов. Поэтому необходимо исследовать структуру порошковых покрытий, распределение состава и свойств фаз, чтобы оценить их влияние на износостойкость пары трения. При этом следует выявить, как особенности структуры покрытия будут проявляться в процессе изнашивания обеих контактных поверхностей трения [1,2].

В настоящее время существуют многочисленные работы по исследованию покрытий и материалов с покрытиями; в отдельных работах рассматриваются свойства собственно покрытий (пористость, адгезия, износостойкость и др.). Общий анализ используемых методов приведен в известных работах Л.И. Тушинского, С.С. Бартенева, М. Х. Шоршорова, В. В. Кудинова и др. Следует отметить, что исследований фрикционного взаимодействия материалов с покрытиями значительно меньше, чем работы по изучению свойств собственно покрытий. Но дело в том, что вопрос влияния покрытий на износостойкость обработанной детали в целом значительно сложнее и не может

быть полностью решен исследованием структуры и свойств только покрытий. Поэтому актуальность исследования в диссертации определяется необходимостью комплексного, всестороннего изучения пары трения «модифицированное покрытие - металлическое контртело» с оценкой ее износостойкости, с проведением испытаний на износ, а также с исследованием формирования микрогеометрии обеих контактных поверхностей трения.

Таким образом, исследование взаимосвязи состава, структуры и свойств износостойких покрытий с характеристиками износа контактных поверхностей трения является актуальной проблемой, позволяет научно обосновать технологию получения покрытий с заданными физико-механическими свойствами, обеспечивает возможность разработать способы подбора металлического контртела для повышения износостойкости пары трения.

Целью работы является – установление закономерностей формирования структуры и фрикционного взаимодействия контактных поверхностей при трении скольжения покрытий из сплавов системы Ni-Cr-B-Si с ультрадисперсными модифицирующими добавками шпинелей CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

1. Обзор и анализ работ по исследованию структуры, физико-механических и трибологических свойств износостойких порошковых покрытий.
2. Исследование состава, структуры и микротвердости контактных поверхностей при трении скольжения модифицированных порошковых покрытий.
3. Испытания на износ модифицированных порошковых покрытий при трении скольжения с металлическим контртелом.
4. Исследование закономерностей формирования и взаимосвязи микрогеометрии контактных поверхностей при трении износостойких модифицированных порошковых покрытий с металлическим контртелом.

Научную новизну полученных результатов составляют:

1. Установлено влияние ультрадисперсных добавок на структуру и микротвердость покрытий системы Ni-Cr-Si-B: введение небольших ультрадисперсных добавок (0,02 %) приводит к увеличению микротвердости (в 1,1...1,3 раза) и износостойкости (в 1,3-1,4 раза) покрытий, хотя микроструктура практически не изменяется. Далее, увеличение ультрадисперсных добавок (до ~0,5%) способствует повышению дисперсности упрочняющих фаз с равномерным их распределением и росту микротвердости; при содержании 0,2...0,5% микротвердость модифицированного покрытия повышается в 1,6 раза. Дальнейшее увеличение содержания ультрадисперсных добавок ведет к росту содержания неметаллических включений в покрытии, расположенных по границам частиц, и коалесценции структурных составляющих; это приводит к снижению микротвердости покрытия.

2. Микрорентгеноспектральными исследованиями изучена микрогеометрия контактных поверхностей модифицированных покрытий системы Ni-Cr-Si-B. Выявлено, что переход материала покрытия к контртелу и обратно влияет на формирование микрогеометрии контактных поверхностей трения модифицированного покрытия и металлического контртела. Структуру поверхности трения модифицированных износостойких покрытий предложено характеризовать верхней оценкой радиуса корреляции, который отражает среднюю полуширину характерных продольных борозд, а также зависит от материалов контактных поверхностей и условий трения.

3. Установлены и научно обоснованы новые закономерности фрикционного взаимодействия металлических контактных поверхностей трения скольжения с износостойкими модифицированными порошковыми покрытиями.

Для оценки фрикционного взаимодействия износостойкого покрытия, модифицированного ультрадисперсными шпинелями, с металлическими контртелами использованы соотношения и корреляционные зависимости характеристик микрогеометрии контактных поверхностей: шероховатости R_a , среднеквадратического отклонения R_q и высоты неровностей R_z .

Теоретическая значимость работы.

Выявлены закономерности влияния ультрадисперсных добавок CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 на структуру и свойства порошковых износостойких покрытий. Установлены количественные характеристики для оценки уровня фрикционного взаимодействия модифицированных порошковых покрытий с металлическими контртелами. Это способствует разработке способов подбора металлических контртел для повышения износостойкости в целом пары трения «модифицированное покрытие-металлическое контртело».

Практическая значимость работы.

Полученные в диссертации результаты позволяют научно обосновать технологию получения покрытий, модифицированных ультрадисперсными добавками, обеспечивают возможность разработать способы подбора металлического контртела для повышения износостойкости пары трения.

Полученные практические результаты использовались при выполнении проекта № 6781 Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере.

Методология и методы исследования.

В диссертационной работе исследовались износостойкие газотермические покрытия с модифицирующими добавками ультрадисперсных шпинелей CoAl_2O_4 , CuAl_2O_4 , получаемых в процессе плазмохимического синтеза (производства Латвийской компании АО NEOMAT, размер порошка в среднем ~ 100 нм).

Выбор добавок ультрадисперсных шпинелей CoAl_2O_4 , CuAl_2O_4 , был основан:

1. Соответствует требованиям, предъявляемым к модификаторам I рода;
2. Соединения шпинелей трудно-активируемые на контакте при трении скольжении. В случае образования упрочняющей фазы в покрытии (с учетом соотношения скоростей процессов расплавления и охлаждения) повышению износостойкости способствует как модифицирование структуры, так и появление новой упрочняющей фазы.

Покрывтия нанесены на образцы цилиндрической формы для испытаний на изнашивание диаметром 50 мм, шириной 10 мм, толщина покрытий - до 1,5мм; напыление и оплавление проводилось газовой горелкой «Mogul-9».

Металлографические исследования структуры материалов проведены на микроскопе «Neophot-32»; микротвердость измерена на твердомере «ПМТ-3М».

Испытание на износ покрытий с модифицирующими добавками ультрадисперсных шпинелей проведены на машине трения СМЦ-2. По результатам обзора анализа работ и методик трибологических испытаний выбрана схема трения «диск-колодка». Были изготовлены контртела в виде колодок из твердого сплава ВК6 и стали марки Ст6.

Важнейшими количественными характеристиками микрорельефа поверхности трения, показывающие динамику изнашивания в зависимости от параметров – температуры, скорости скольжения, нагрузки и т.д., являются шероховатость R_a , среднеквадратическое отклонение R_q и наибольшая высота профиля R_z . Поверхности трения изучались профилометром SJ-201P (Япония) и с помощью оптических микроскопов «Stemi 2000C», «Axio Observer» через каждые 4500 циклов трения. Измерялся поперечный профиль покрытий и контртел; для покрытий - на четырех маркированных диаметрально противоположных участках с усреднением по всей поверхности трения.

Для изучения контактных поверхностей, оценки перехода материала покрытия к контртелу и обратно при трении скольжения проведен микро-рентгеноспектральный анализ материалов на установке Jeol.

Положения выносимые на защиту:

1. Закономерности влияния ультрадисперсных добавок CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 на структуру и свойства порошковых износостойких покрытий системы Ni-Cr-B-Si.
2. Результаты аналитических исследований состава, структуры и распределения микротвердости модифицированных порошковых покрытий и металлических контртел.

3. Результаты испытаний на износ модифицированных порошковых покрытий и металлических контртел.
4. Анализ факторов, оказывающих существенное влияние на взаимодействие структур модифицированных порошковых покрытий и металлических контртел.
5. Результаты профилометрических исследований взаимосвязи характеристик контактных поверхностей

Достоверность полученных результатов обеспечивается использованием поверенных приборов и средств измерений, испытательного оборудования. Также применены стандартные методики определения износостойкости и исследования характеристик поверхности трения, апробированных и взаимно дополняющих друг друга современных аналитических методов исследования.

Апробация работы. Основные результаты исследований доложены и обсуждены на III, IV и V Евразийских симпозиумах по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата (г. Якутск, 2006, 2008, 2010 г.г.); на международной конференции по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов «MESOMECH'2009» (г. Томск); XVIII Международной интернет-конференции для молодых ученых и студентов по проблемам машиноведения «МИКМУС» (г. Москва, 2006 г.); Всероссийской научной конференции «Научно-технические проблемы транспорта, промышленности и образования» (г. Хабаровск, 2008 г.); Международной конференции с элементами научной школы для молодёжи «Создание новых материалов для эксплуатации в экстремальных условиях» (г. Якутск, 2009 г.); XI Международной практической конференции «Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня» (г. Санкт-Петербург, 2009 г.); VII Международной научно-практической конференции «Исследование, разработка и применение высоких технологий в промышленности» (г. Санкт-Петербург, 2009 г.); Международной научно-технической конферен-

ции «Современное материаловедение и нанотехнологии» (г. Комсомольск-на-Амуре, 2010 г.); VI Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов DFMN» (г. Москва, 2011 г.); Всероссийской конференции научной молодёжи «ЭРЭЛ» (г. Якутск, 2011 г.); XIV и XVI Международной научно-технической конференции «Проблема ресурса и безопасной эксплуатации материалов» (г. Санкт-Петербург, 2009, 2011 г.г.); IX Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» (г. Москва, 2012 г.); XIV и XV Международной научно-практической конференции «Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика» (г. Санкт-Петербург, 2012, 2013 г.г.); на семинарах отдела материаловедения и технологическом семинаре ИФТПС СО РАН.

1. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ (ОБЗОР)

1.1. Порошковые материалы для получения износостойких покрытий, их модифицирование ультрадисперсными добавками

В настоящее время в основных отраслях промышленности (энергетика, транспорт, химическая, нефтехимическая и др.) существенно возросла доля техники и оборудования либо приближающихся к своему критическому возрасту, либо уже отработавших нормативный срок. С другой стороны, вновь вводимые техника и оборудование в целях снижения затрат на материал все чаще изготавливаются из экономно–легированных материалов, требующих дальнейшего поверхностного упрочнения. В сложившихся условиях актуальной задачей является обеспечение надежного упрочнения рабочих поверхностей деталей механизмов и машин. Для упрочнения поверхности деталей машин и механизмов все шире применяются газотермические технологии порошковой металлургии нанесения износостойких покрытий [3-7]. Газотермическое нанесение порошковых материалов модифицирует только поверхность, а сами детали могут изготавливаться из обычных конструкционных сталей.

Для напыления износостойких покрытий в основном используются самофлюсующиеся сплавы на никелевой или кобальтовой основе и их смеси с тугоплавкими металлами, карбидами, нитридами и т.д. В России это порошки марок: ПГ-СР2, ПГ-СР3, ПГ-СР4, СНГН-50, СНГН-55, СНГН-60, ПР-Н65Х25С3Р3 и др. на основе систем Ni-Cr-B-Si, Fe-C-Cr-V, Ni-Al и др. Практически применяются гомогенные порошки (металлов, сплавов, оксидов, карбидов, нитридов, боридов и т.д.), гетерогенные со сложной структурой (композиционные) и их механические смеси. Систематизированные сведения о методах получения и свойствах порошка, составах и свойствах покрытий различного назначения приведены в [6].

Для повышения физико-механических свойств покрытий перспективным оказывается применение порошковых смесей из промышленных порошков с ультрадисперсными модификаторами из тугоплавких металлов, карбидов, оксидов, нитридов и т.д. с характерным размером частиц до $\approx 0,1$ мкм. Введение в смесь дополнительных компонентов позволяет формировать в матрице твердого раствора дополнительные ультрадисперсные и наноразмерные упрочняющие фазы [1,9-11].

Целью такого модифицирования расплава является получение мелкозернистой структуры с дисперсными или скоагулированными выделениями избыточных фаз (карбидов, боридов, интерметаллидов и т.д.). По физико-химической природе воздействия на образование кристаллических зародышей в расплаве модифицирующие добавки делятся на модификаторы I и II рода. Модификаторы I рода - вещества, образующие в расплаве высокодисперсные твердые частицы, на которых формируются центры кристаллизации, а II рода - растворимые вещества, адсорбирующие на гранях зародышей, изменяющие межфазное поверхностное натяжение и рост кристаллов [2]. Таким образом, в качестве модифицирующих добавок I рода могут применяться ультрадисперсные частицы тугоплавких металлов, карбидов, оксидов, нитридов, минеральных ассоциаций и т.д. [11]. По классификации Глейтера, приведенной в работе [9], покрытия с ультрадисперсными добавками относятся к первой категории наноматериалов.

Классические условия для выбора добавок с наибольшей модифицируемой активностью, по данным [12-14] следующие:

- необходимо использовать самостоятельную фазу (чем больше температура плавления вещества дисперсной частицы, тем значительнее энергетический выигрыш при образовании на ее основе кластера);
- более эффективны дисперсные частицы с большой суммарной поверхностью раздела фаз и сопоставимые по размерам с ультрадисперсными кластерами (порядка 1-100 нм);
- частицы твердой фазы должны подчиняться принципу структурного и размерного состояния.

Однако эксперименты показывают, что модифицирующим эффектом обладают также многие дисперсные частицы, которые не подчиняются принципу структурного и размерного состояния, в основном это дисперсные частицы оксидов и других неметаллических включений. Если их вводить в расплав в виде порошка, то в начальный момент эффекта не наблюдается, однако через некоторое время частицы активируются и начинают проявлять модифицирующий эффект. Предполагается, что на поверхности частиц образуется особый моноатомный слой, который облегчает последующее сращивание кристаллов с частицей, хотя причины активации примесей пока до конца не ясны. В соответствии с физической классификацией наноматериалов, размер структурного фрагмента имеет порядок характерного размера физического явления [2,9]. В случае модификаторов I рода, характерный размер физического явления – объемного модифицирования имеет порядок размеров высокодисперсных твердых частиц. Таким образом, порошковые покрытия с ультрадисперсными добавками относятся к наноструктурным материалам типа нанодисперсий Зигеля [9].

В 90-е годы прошлого столетия появились первые работы по использованию ультрадисперсных порошков для газотермического напыления, в частности по разработке композиционных порошков из смеси порошков железа и ультрадисперсного Si_3N_4 [2,15,16]. Покрытия из них обладают высокой износостойкостью и хорошей обрабатываемостью вследствие упрочнения металлической матрицы включениями твердых частиц Si- содержащих соединения.

В работах [15,16] проведены металлографические, микрорентгеноспектральные исследования композиционных порошков на основе железа с добавками ультрадисперсного нитрида кремния и покрытий из них, полученных методом плазменного напыления. Композиционный порошок на основе железа с добавками ультрадисперсного нитрида кремния изготавливался методом конгломерирования в шаровой фарфоровой мельнице. Исходными компонентами были порошки технического железа марки ПЖ4МЗ (ГОСТ 9849-86) дисперсностью 20-50 мкм, 10% (масс.) порошка нитрида кремния,

полученного по плазмохимической технологии, размер частиц которого составлял 10-500 нм (удельная поверхность – не менее 30 м²/г), а также 4% (масс.) хлорида железа FeCl₃•6H₂O (ГОСТ 4147-74). Проведены топографический анализ поверхности частиц порошка, дифференциальный термический анализ исходных порошков, двойных смесей их них, и самой композиции, структура и физико-механические свойства покрытий из композиционных порошков на основе железа с добавками ультрадисперсного нитрида кремния, полученных методом плазменного напыления. Покрытия получали на установке УПУ-3ДС с плазмотроном ПД-3Р конструкции ЭКТБ «Антикор» (г. Рига) при напряжении 70-80 В, силе тока 280-320 А на воздухе с напылением дистанции 100-130 мм. В качестве материала подслоя использовали порошок ПН85Ю15. Для исследования покрытий были применены методы металлографии («Neophot-30»), измерения микротвердости (микротвердомер фирмы «Леко»), методы растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа (СЕМ-515 с микроанализатором фирмы «Линксистемз»), рентгеноструктурного фазового анализа. На основе проведенных исследований композиционных порошков выявлено, что в результате газотермического нагрева конгломераты не разрушаются, но содержание кремния и азота в них понижается. При плазменном напылении композиционного порошка Fe-Si₃N₄ формируется гетерогенная структура, представляющая собой относительно мягкую металлическую матрицу (H_μ=2000-3000 МПа) с включениями твердых частиц кремнийсодержащей фазы (H_μ=9000-11000 МПа), что обеспечивает высокую износостойкость покрытия.

В настоящее время с интенсивным развитием производства и использования наноструктурированных материалов появились и работы по разработке наноразмерных тугоплавких порошковых материалов для высокоэнергетических технологий нанесения покрытий [9,17].

Наноструктурные материалы для газотермического напыления — это порошки, частицы которых имеют размер несколько десятков микрон и содержат в своем составе зерна размером менее 100 нм. Например, у твердосплавного порошка Mechano-made Т 308 частицы представляют конгломераты

размером около 50 мкм. Эти конгломераты содержат 70 % карбида вольфрама в виде зерен размером около 30 нм и 30 % кобальта как металлической связки. Наноструктурные порошки с зернами такого размера производит итальянская компания MBN (<http://www.mbn.it>). Размер зерен вычисляется по формуле Шеппера (Scherrer) для расчета крупности кристаллов по данным рентгеновской дифрактометрии. Между тем, как известно, в традиционных твердосплавных порошках зерна WC в частицах-конгломератах имеют размер 1 мкм и выше.

При сильном нагреве порошковых частиц, который необходим для получения прочных покрытий, возможно изменение структуры и состава напыляемого материала. В тех же карбидовольфрамовых твердых сплавах деструкция и декомпозиция материала связаны с взаимодействием WC с расплавленным кобальтом. В результате диффузии углерода и вольфрама в кобальт в покрытии появляется фаза W_2C , свободный вольфрам и аморфный кобальт, насыщенный вольфрамом и углеродом. При высокоскоростном газопламенном напылении (High Velocity Oxy Fuel - HVOF) [3,18] твердосплавных материалов наноразмерные зерна WC в частицах WC—Co подвергаются большей деструкции, чем микронные зерна WC в традиционных материалах. Очевидно, это связано с тем, что площадь межфазной поверхности WC-Co у нанозерен значительно больше, чем у микронных зерен и это приводит к более активной деструкции WC. В результате покрытия из наноструктурных порошков имеют даже худшие трибологические свойства, чем покрытия из традиционных порошков WC-Co (аморфный кобальт является хрупким материалом и провоцирует более быстрый износ). HVOF-методом наносятся покрытия из порошка WC—Co-88/12 с размером частиц 5—40 мкм и размером зерен WC 30-50 нм. Установлено, что покрытия из наноструктурных порошков имеют стойкость против абразивного износа на уровне наилучших покрытий из микроструктурных порошков того же состава, т.е. явного преимущества у покрытий из наноструктурных порошков нет. Причем при температуре напыления выше 1950-2000 °C износостойкость наноструктурных покрытий

снижается. Этот факт говорит о том, что наноструктурные порошковые материалы более чувствительны к перегреву, чем микроструктурные. Между тем некоторые авторы обнаружили преимущество нанесенных плазменным способом покрытий из наноструктурных порошков над покрытиями из микроструктурных материалов. По их данным наноструктурные покрытия WC...12 % Co имеют почти в 2 раза большую износостойкость, чем покрытия того же состава, но с микронными зернами WC. Испытания проводили по стандарту ASTM G65-94 (dry-sand, rubber wheel wear testing). Полученные детонационным напылением наноструктурные покрытия WC-Co имеют более высокую износостойкость, чем микроструктурные. Но проведенное в этой работе сравнение представляется не совсем корректным по двум причинам. Во-первых, сравнивается износостойкость покрытий с разным составом. А именно, использованный в экспериментах микроструктурный порошок Amdry 9831 содержит 17 % кобальта, а наноструктурный Mechano-made 301 - 12 %. Уже по одной этой причине износостойкость покрытий может сильно различаться. Во-вторых, покрытия наносили при существенно разных режимах напыления. Так, наноструктурный порошок напыляли, используя детонирующие смеси пропан—кислород в соотношениях 1:3,3 и 1:3,8, а микроструктурный — в соотношении 1:2,9. Возможно, что указанные режимы могут не совпадать с оптимальными режимами напыления для того или иного материала.

Таким образом, в научно-технической литературе имеются противоречивые данные по сравнительным свойствам нано- и микроструктурных газотермических покрытий, содержащих тугоплавкие модификаторы. Необходимо провести дополнительные исследования, в которых сравнение свойств покрытий проводилось бы для одного и того же состава материала и с учетом того, является ли режим напыления оптимальным для обладающего данной структурой материала, т.е. обеспечивающим наилучшие трибологические и прочностные свойства покрытия. Имеет смысл сравнивать покрытия одного или близкого состава, обладающих наилучшими характеристиками, в одинаковых режимах трения.

1.2. Методы исследование структуры и свойств износостойких порошковых покрытий

Известно, что физико-механические свойства покрытия существенно зависят от его структуры. Формирование структуры функциональных покрытий зависит от большого числа случайных факторов и этим объясняется сложность теоретического описания структуры покрытий. Поэтому исследования формирования структуры покрытия, носят в основном экспериментальный характер [19-32].

В некоторых работах были сделаны попытки классификации элементов структуры функционального покрытия. Так, в основополагающих работах [19,22] структура функционального покрытия анализирована с выделением структурных элементов, разделенных следующими границами:

- граница между покрытием и подложкой, определяющая адгезию покрытия;
- граница раздела между слоями, полученными за один проход напыляющего устройства;
- границы раздела между частицами в слое;
- поры.

Прочность самого покрытия, его когезия зависят от свойств границ раздела между слоями и частицами в зоне, где образуются участки «схватывания». Детальный анализ структуры оксидных покрытий, выполненный в работе [22], позволил оценить характерные размеры структурных элементов, границ и неоднородностей:

- толщина границы между слоями – 1–10 мкм;
- толщина деформированных частиц – 2–20 мкм;
- толщина границ между частицами – до 1 мкм.

В работе [19] поры, как элементы структуры функционального покрытия, классифицированы по трем диапазонам размеров:

- крупные и сверхкрупные поры, имеющие средний диаметр от 1 до 100 мкм и более;
- микропоры, имеющие средний диаметр от 0,1 до 1 мкм;
- субмикропоры и мезопоры со средним диаметром меньше 0,1 мкм.

Значительное количество исследований посвящено анализу агрегатного состояния и формы частиц, образующих покрытие. Так, в работе [20] проведены металлографические исследования структуры функционального покрытия из никелевого порошка, полученного плазменным напылением, и проведена классификация его основных элементов.

Исследования позволили провести классификацию основных типов частиц, формирующих покрытие:

I тип – частицы исходного порошка, которые не нагрелись до расплавления и поэтому их форма и микроструктура практически сохраняются;

II тип – частицы с формой тел вращения (шары, эллипсоиды) и объемом, равным объему исходных частиц в случае напыления порошков. Частицы II типа проходят стадию плавления и затвердевают до соударения с подложкой;

III тип – диски неправильной формы с объемом, близким к объему исходных частиц. Они формируются на подложке при деформации жидких напыляемых частиц, толщина их – от 1 до 15 мкм.

IV тип – частицы с формой тел вращения (шары, эллипсоиды) и объемом в несколько раз меньшим объема исходных частиц. Они образуются в результате разбрызгивания частиц III типа [2].

Характеристики высокотемпературного потока влияют на агрегатное состояние частиц порошкового материала в момент соударения с поверхностью основы. В работе [23] исследовано влияние параметров двухфазного высокотемпературного потока на формирование структуры напыленного покрытия, для чего был осуществлен комплексный эксперимент по исследованию процессов газотермического напыления, который включал:

— определение параметров незагруженного потока низкотемпературной плазмы;

- комплексное изучение высокотемпературного запыленного потока;
- выявление закономерностей формирования структуры напыленного материала.

В качестве порошкового материала для напыления был выбран электрокорунд двух фракций: 20—28 мкм (М28) и 50—63 мкм (М63). Напыление производилось плазмотроном с самоустанавливающейся длиной дуги на круглые образцы диаметром 60 мм. Установлено, что в формировании макроструктуры покрытия могут принимать участие частицы, находящиеся в различных агрегатных состояниях: жидкие; имеющие твердое нерасплавленное ядро и жидкую оболочку; имеющие жидкое ядро и твердую внешнюю оболочку.

Металлографическим методом определены характер и размер элементов структуры покрытий. В качестве характеристики структуры выбрана пористость газотермического покрытия, исследована её зависимость от технологических параметров напыления. Установлено, что зависимость уровня открытой пористости от дистанции напыления имеет характерную точку излома. Авторы объясняют наличие точки излома изменением механизма формирования покрытия, т.к. с увеличением дистанции напыления многие расплавленные частицы затвердевают с поверхности, что приводит к резкому росту пористости покрытия. Важный факт, установленный в этой работе, состоит в том, что пористость газотермического покрытия зависит от статистического распределения частиц различного типа [2].

Хотя экспериментальные исследования макроструктуры газотермических покрытий ограничены по выбору порошкового материала, прослеживаются общие закономерности формирования макроструктуры. Особенно подробно изучена макроструктура покрытий из тугоплавких оксидов.

В работе [24] подробно исследована структура, пористость и плотность плазменно-напыленного оксида алюминия Al_2O_3 и их зависимость от технологических параметров напыления. Использованы методы петрографии, растровой электронной микроскопии и ртутной порометрии. По механизму образования выделены следующие элементы пористости макроструктуры:

1. Микро- и мезопоры, образующиеся вследствие неплотной укладки частиц в слой, формируемый за один проход плазмотрона. К этому классу относятся наиболее крупные поры напыленного материала, их геометрия может быть разнообразной.

2. Поры, образующиеся вследствие взаимодействия частиц материала с газовой средой: в покрытии могут локализоваться пустоты, соответствующие по своему размеру крупным микропорам.

3. Поры, образующиеся вследствие разбрызгивания частиц при соударении с основой и формируемым материалом; они имеют сложную форму.

4. Микро- и мезопоры, возникающие вследствие дендритной кристаллизации материала плазменно-напыленных частиц Al_2O_3 .

5. Трещины, микротрещины и субмикротрещины, которыми зачастую пронизаны частицы.

Напыление проводилось в атмосфере нормального давления (открытая пористость газотермического покрытия изменялась в пределах от 0,06 до 0,24), и в разреженной контролируемой атмосфере (открытая пористость—в пределах от 0,045 до 0,15) [1]. Было установлено, что технологическими параметрами напыления, наиболее сильно влияющими на макроструктуру, являются дистанция напыления и сила тока дуги. Авторы считают причиной этого тот факт, что оба указанных параметра напрямую влияют на температуру и скорость частиц порошкового материала в потоке. В работе также был определен средний диаметр пор на основе цилиндрической аппроксимации их формы. Существенное влияние на него оказывают дистанция напыления, ток дуги и дисперсность материала. Экспериментально были определены удельные объем и поверхность пор. Характер зависимости удельного объема пор от технологических параметров был схожим с зависимостью открытой пористости покрытия. Удельная поверхность пор имела немонотонную зависимость от внешних параметров процесса, что авторы объясняют влиянием двух противоборствующих факторов — концентрации и размера пор.

А в работе [25] внимание авторов уделено определению общего уровня пористости и изучению элементов структуры напыленного диоксида цирко-

ния ZrO_2 ; исследовано влияние на них технологических параметров: силы тока дуги плазмотрона, дистанции напыления, гранулометрического и химического составов напыляемого материала. В качестве материала для напыления использовались порошки диоксида циркония следующих фракций: 20—28 мкм; 28—40 мкм; 40—50 мкм; 70—100 мкм; 100—160 мкм; 40—63 мкм; 63—100 мкм. Макроструктура плазменного покрытия изучена методами оптической и растровой электронной микроскопии, пористость определялась методами гидростатического взвешивания, ртутной и газовой порометрии, газовой пикнометрии. Изучение состояния порошкового материала к моменту соударения частиц с поверхностью основы показало: подавляющее большинство частиц оказываются непроплавленными полностью. Они находятся либо полностью в твердом состоянии, либо имеют жидкую расплавленную оболочку и твердое ядро. Появление полностью проплавленных гранул характерно для фракций, содержащих частицы размером менее 30—40 мкм.

Исследование макроструктуры покрытия показало:

1. Макроструктура покрытия из диоксида циркония при любых технологических режимах формируется из дисперсных частиц, находящихся в различных состояниях: жидком, твердом, сложном (частично проплавленном).
2. Изменение исходной дисперсности порошка диоксида циркония может происходить по следующим причинам: за счет изменения формы гранул при оплавлении, из-за объема жидкой фазы при оплавлении, а также вследствие хрупкого разрушения частиц, находящихся в твердом состоянии.
3. На макроструктуру напыленного покрытия диоксида циркония оказывают влияние структура и трещины исходного материала частиц.
4. Формирование макроструктуры только из частиц, находящихся в полностью расплавленном состоянии, возможно лишь в случае применения специальных технологических приемов. При этом любое отклонение от такого режима будет неизбежно вызывать появление частиц дисперсной фазы, находящихся в сложном агрегатном состоянии.

В целом, исследования структуры функциональных покрытий показывают, что нанесение порошковых материалов с модификаторами из тугоплавких соединений приводит к структуре с дисперсными и коагулированными выделениями избыточных фаз, которые определяют физико-механические свойства покрытия. Исследование распределения химического состава, неоднородностей структуры и распределения микротвердости газотермических покрытий позволит оценить объем упрочняющей фазы износостойкого материала [1].

В настоящее время с развитием технологий наноструктурированных материалов актуальны исследования свойств нанопокрyтия, наносимого методом т.н. финишного плазменного упрочнения. В работе [29] приведены результаты исследования нанопокрyтия на основе системы Si—O—C—N, наносимого безвакуумным методом финишного плазменного упрочнения. Авторами показано, что при типичных скоростях перемещения плазменной струи 10... 100мм/с покрытие наносится слоями толщиной 30...3 нм. Скорость охлаждения наносимого покрытия составляет порядка — 10^{10} — 10^{12} К/с, что предопределяет его аморфное состояние. Выявлено отсутствие на дифрактограммах линий фаз, не относящихся к материалу подложки, что подтверждает аморфность покрытия. Исследования показали, что покрытие системы Si—O—C—N обладает максимальным упругим восстановлением (91,46...92,53 %) и минимальной пластической деформацией (7,47...8,54 %), что характеризует его как одновременно твердый и эластичный материал. Авторами предположено, что такие физико-механические свойства (высокие твердость и упругое восстановление, низкий модуль Юнга) покрытия должны обеспечивать повышенные характеристики износостойкости изделий [29].

Также широкое применение получают многослойные износостойкие порошковые покрытия. В работе [30] приведены результаты экспериментальных исследований, направленных на изучение возможности использования износостойких плазменных покрытий при восстановлении и упрочнении изношенных поверхностей деталей оборудования предприятий строительной промышленности. Показана целесообразность нанесения много-

слоистого покрытия с чередованием хрупких и вязких слоев. Установлен оптимальный состав плазмообразующего газа для уменьшения термического воздействия плазменной струи на деталь. Авторами статьи был проведен комплекс экспериментальных исследований с целью выяснения возможности использования серийно выпускаемых порошковых смесей для нанесения плазменных покрытий с требуемыми эксплуатационными свойствами. Для этого в качестве материалов покрытия авторы работы [30] использовали порошковые смеси ПС-12НВК-01, ВСНГН—35, ПН-12Н—01. Все покрытия наносили на образцы с предварительным напылением подслоя из алюминид никеля толщиной 0,1...0,15 мм, толщина слоя покрытия не превышала 1,0 мм. Напыление осуществлялось на плазменной установке УПУ-8М плазмотроном ПП-25. Испытания прочности сцепления покрытия с основой проводили на испытательной машине РМ-50 по штифтовому методу. Стойкость покрытий к износу оценивали по показателю относительной износостойкости, который определяли путем сравнения интенсивностей изнашивания исследуемых покрытий с закаленной сталью 45 [30].

В настоящее время среди методов нанесения износостойких покрытий особое внимание привлекают методы плазменного напыления и лазерного легирования поверхности деталей. Плазменное напыление позволяет создавать покрытия большой толщины (>5мм), однако формирующийся при этом наплавленный слой имеет достаточно высокую пористость. Лазерное легирование обеспечивает формирование дисперсно-твердых и ударно-вязких покрытий на основе химических соединений, которые образуются в результате взаимодействия лигатуры и матрицы, однако таким способом сложно обеспечить достаточную глубину зоны обработки при минимальной шероховатости поверхности. Для устранения отмеченных недостатков иногда используются дополнительные операции термической обработки предварительно нанесенного покрытия.

В работе [31] методами рентгеновского фазового, металлографического и дюрOMETрического анализа исследована структура и свойства поверхностных слоев сталей, упрочненных методами плазменного напыления и лазерно-

го легирования. Авторами установлено, что лазерная обработка плазменно-напыленных покрытий приводит к изменению фазового состава поверхностных слоев, значительному диспергированию структуры и повышению уровня внутренних напряжений, что вызывает повышение микротвердости.

Целью данной работы [31] авторы ставили определение возможности упрочнения поверхности железоуглеродистых сплавов путем плазменного напыления порошков карбида хрома и сложных карбидов хрома и титана и последующей лазерной обработки нанесенного покрытия, а также изучение механизмов взаимодействия наплавленных частиц между собой и с материалом подложки в условиях сверхбыстрого лазерного нагрева и охлаждения.

Исследования проводились на образцах армко-железа и Cr-Si-Mn стали 30ХГСА. Покрытия наносились на поверхность образцов методами плазменного напыления и лазерного легирования. Кроме того, использовалась комбинированная обработка, когда поверхность плазменно-нанесенного покрытия подвергалась дополнительному воздействию импульсного лазерного излучения. Порошки карбида хрома ПКХН-15 и карбида хрома-титана ПКХТН-30, плакированные никелем, представляют собой композиционные материалы, в которых твердые частицы карбидов окружены плотной пленкой никеля. В нанесенном из таких порошков покрытии частицы карбидов играют роль износостойкой основы, а никель выступает в качестве пластичной оболочки, обеспечивающей адгезию покрытия к подложке. Лазерное легирование осуществлялось с помощью импульсного лазера КВАНТ-12 ($\lambda=1,06$ мкм, $\tau=4$ мс) с разной плотностью мощности излучения и частотой прохождения импульсов при 70% перекрытии пятен путем оплавления поверхностного слоя образцов с предварительно нанесенной обмазкой или плазменно-нанесенным покрытием.

Рентгеновские исследования показали, что в исходном состоянии основной фазой образцов стали 30ХГСА было ОЦК Fe ($a=0,2866$ нм). Рентгеновский фазовый анализ образцов армко-железо и стали 30ХГСА, подвергавшихся лазерному легированию порошком ПКХТН-30, выявил присутствие в поверхностных слоях основной фазы α -Fe, легирующего соединения

(Ti,Cr) и γ -Fe. Последующее лазерное оплавление этих покрытий привело к повышению совершенства кристаллической структуры под действием лазерного излучения вследствие частичного отпуска [31].

Металлографические исследования зон лазерного влияния в армко-Fe показали, что в них формируются небольшие дендриты, вытянутые в направлении теплоотвода. Микроструктура плазменно-нанесенного на поверхность стали 30ХГСА покрытия характеризуется наличием отдельных частиц, вытянутых параллельно поверхности и сплавленных под воздействием высоких температур плазмотрона. Поверхностная лазерная обработка наплавленного покрытия приводит к уплотнению и сплавлению компонентов поверхностного покрытия и соответственно, уменьшению количества пор. Результаты дюрометрических исследований показали, что увеличение концентраций Ni и наличие атомов Cr, а также дополнительное введение карбидов в сложнолегированную сталь 30ХГСА способствует повышению микротвердости.

Таким образом, лазерное легирование армко-Fe и стали 30ХГСА упрочняющими порошковыми смесями карбидов приводит к возрастанию микротвердости вследствие диспергирования структуры и насыщения поверхностных слоев карбидными частицами легирующего материала. Лазерная обработка плазменных покрытий на основе карбида титана и сложных карбидов хрома и титана, предварительно нанесенных на сталь 30ХГСА, обеспечивает увеличение микротвердости и покрытия и уменьшение числа пор вследствие их коагуляции [31].

В настоящее время наряду с газотермическим напылением также получили дальнейшее развитие технологии наплавки износостойких покрытий.

В работе [32] исследован процесс аргонодуговой наплавки износостойких покрытий с применением присадочных композиционных прутков на основе литейных алюминиевых сплавов, армированных частицами SiC. В качестве наплавочного материала авторами использовались композиционные прутки (диаметром $d=5$ мм) с матрицей из алюминиевых сплавов АК12 и АК12М2МгН, обеспечивающие высокие триботехнические характеристики. Подложкой служил алюминиевый сплав АМг3, предварительно подготов-

ленный механической обработкой. Средний размер частиц SiC составляет 14 мкм и их объемная доля не превышает 10%. Выбор допустимой доли армирующих частиц авторами проводилась на основании результатов измерений краевого угла ϕ между профилем наплавки и поверхностью подложки [32].

Исследования показали, что объемное содержание в прутках частиц SiC со средним размером 14 мкм не должно превышать 8% в матрице АК12М2МгН и 10% в матрице АК12. Повышенное до 13% содержание Si в матрице композиционного материала препятствует интенсивному взаимодействию между армирующей фазой SiC и матричным расплавом в процессе аргонодуговой наплавки.

Авторами работы [32] установлено, что наплавленные слои характеризуются однородным распределением упрочняющей фазы, и по своим механическим и триботехническим характеристикам не уступают литым композиционным материалам аналогичного состава. Изменением объемной доли армирующего наполнителя в наплавленном слое можно регулировать интенсивность изнашивания и коэффициент трения в трибосопряжениях.

Данный метод аргонодуговой наплавки присадочными композиционными прутками может использоваться для нанесения износостойких покрытий, а также в технологиях ремонта литья и восстановления изношенных поверхностей трения.

Таким образом, хорошо апробированные методы исследования позволяют получать новые результаты по химическому и фазовому составам, структуре, физико-механическим и эксплуатационным свойствам упрочняющих покрытий, которые в настоящее время широко используются в современной промышленности.

Одним из основных факторов, определяющих надежность и долговечность покрытия, является прочность его сцепления с основой. Разрушению материала основы, как правило, предшествует нарушение сплошности покрытия или его отслаивание.

До настоящего времени нет достаточно отработанного универсального метода определения прочности сцепления. Несовершенство методик и разно-

образии их часто является источником противоречивых данных о зависимостях прочности сцепления от различных факторов. В основе методов определения прочности сцепления лежит удаление покрытия путем деформации образца с последующей оценкой освобожденной от покрытия поверхности материала. Образцы могут подвергаться различным видам деформации: изгибу, растяжению, сжатию, кручению, воздействию ударных нагрузок. Эти методы позволяют установить относительную величину прочности сцепления, т.е. могут дать только качественную оценку этой характеристики [33].

В основе методов количественного определения прочности сцепления лежит непосредственное изменение усилия, необходимого для отделения покрытия от основы. Наибольшее распространение для количественного определения прочности сцепления покрытия с основой подучили штифтовой и клеевой методы [34].

Штифтовой метод состоит в том, что на плоскую поверхность, образованную путем совместной обработки оправки с вставленным в нее штифтом наносят исследуемое покрытие и с помощью испытательного устройства определяют усилие, которое необходимо приложить для отрыва штифта от покрытия. Суть клеевого метода состоит в том, что к бобышке с покрытием приклеивают штифт с помощью специальных клеев. Затем определяют усилие, необходимое для отрыва покрытия от основы. Оба эти метода имеют существенные недостатки, в частности, на результаты экспериментов сказываются величина зазора в штифтовом методе, качество приклейки и т.д.

Вместе с этим конструкторам важным является знать уровень напряжений, которые может выдерживать покрытие без разрушения. В этом смысле существенный интерес представляет разработка инженерной методики, позволяющей определить номинальные напряжения в системе покрытие-основа до ее разрушения. Разрушению материала основы, как правило, предшествует растрескивание или отслоение покрытия. В данном случае под разрушением системы основа-покрытие будем понимать любое из этих нарушений: растрескивание покрытия или его отслоение. Как в том, так и в другом случае вследствие нарушения сплошности на диаграммах деформи-

рования системы «покрытие-основа» должны быть некоторые изменения. Поскольку широкий класс покрытий разрушается при малых упругих деформациях, то исследования, представленные в данной работе, ограничены именно этим случаем [35].

Для экспериментальных исследований разрушающих напряжений системы "основа-покрытие" были испытаны стандартные образцы (ГОСТ 1497-73) из стали 20Г с плазменным покрытием системы Ni–Cr–B–Si различной толщины и по различным технологическим режимам.

Испытания проводили на испытательной машине «Инстрон» при скорости нагружения 2 мм/мин. Запись диаграммы деформирования производили с использованием деформометра с базой 25 мм [3].

Из диаграммы видно, что при некотором уровне напряжений $\sigma = P/(F_N + F_0)$ на диаграмме наблюдается скачок, который объясняется нарушением, покрытия рисунок 1.1. При дальнейшем увеличении уровня номинальных напряжений наблюдается целая серия скачков, которые возникают вследствие повреждения покрытия в других зонах. Характер разрушения материала основы существенно отличается по уровню деформирования в зонах локализации деформации, но независимо от технологических особенностей подготовки образцов (таблица 1.1.) характер диаграммы деформирования системы оставался одинаковым.

При повреждении покрытия на диаграмме независимо возникали скачки напряжений, т.е. используемая здесь методика может быть с успехом использована для определения предельных напряжений, которые могут быть приложены к системе «основа-покрытие» и может быть использована для выбора технологических режимов нанесения покрытий [35].

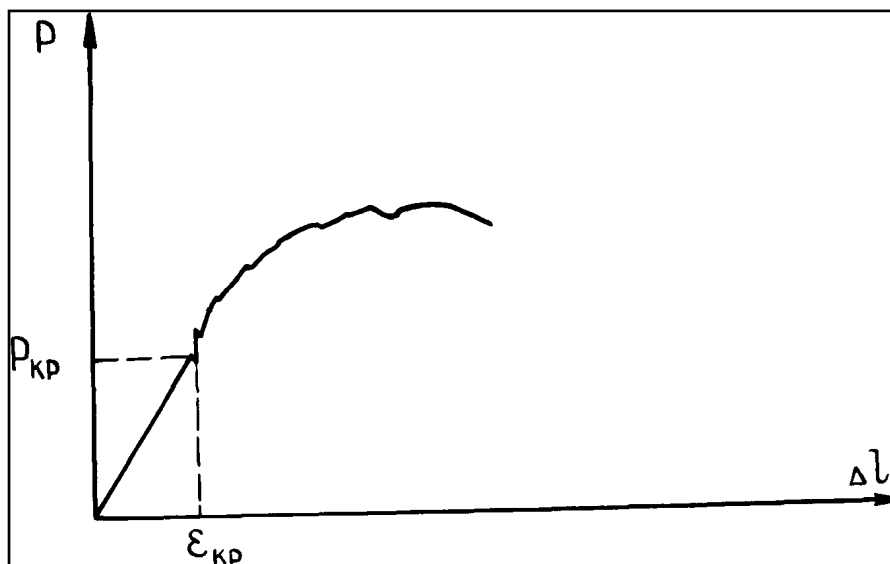


Рисунок 1.1 – Диаграмма деформирования.

Таблица 1.1 – Характеристики образцов с покрытиями

№	Диаметр, мм.	t, мм
1	6	0,13
2	6	1,7
3	6	0,5
4	6	0,3
5	6	1,3
6	6	1,1
7.	6	0,9
8	6	0,85
9	6	0,88
10	6	0,86

1.3. Методы испытаний на износ материалов и порошковых покрытий

Во второй половине прошлого века с развитием машиностроения, новых отраслей промышленности и энергетики активно наращивались объемы трибологических исследований [36-41]. В этот период становление трибологии тесно связано с именами известных ученых: И. В. Крагельского, Б. В. Дерягина, Б. Н. Костецкого, А. С. Ахматова, В. А. Белого, Г. В. Виноградова, М. М. Хрущева, П. А. Ребиндера, а также большой группы других исследователей. В последнее время в отечественной трибологии активно работали и публиковались более 1000 ученых и специалистов; отечественная трибология вплоть до 90-х годов занимала одно из передовых позиций в мире. Распад СССР в 1991 г. привел к нарушению информационных и личных контактов, резкому ухудшению экономической ситуации и, как результат, к снижению финансирования науки государственными структурами и промышленностью. Поэтому в начальный период этого процесса (1991-1993) наблюдался быстрый распад или сокращение многих трибологических коллективов, в результате чего существенно уменьшилось количество активно работающих трибологов. Далее, наступил период относительной активности, формирования новых коллективов, переосмысления стратегии трибологических исследований. Оживился процесс проведения конференций, вновь стали издаваться монографии и сборники, удалось сохранить журнал «Трение и износ», где наиболее полно публикуются результаты исследований ученых и специалистов СНГ.

Основными направлениями развития современной трибологии являются [36]:

— выявление, классификация и детальное изучение структурных уровней трибodeформации и триборазрушения, и построение на этой основе адекватных моделей элементарных фрикционных процессов с учетом новейших знаний в области физики, химии и механики поверхности; совершенствование и доведение до инженерных приложений системного анализа и энергетических представлений основных фрикционных явлений; более полное выяс-

нение роли термических и термомеханических эффектов в трении и изнашивании;

— разработка научных основ конструирования многофункциональных адаптирующихся к внешним условиям с заданной структурой и свойствами триботехнических материалов преимущественно композиционного и гибридного строения применительно к обобщенным условиям эксплуатации;

— создание САПР всех унифицированных триботехнических узлов и деталей и организация отрасли по их централизованному производству; разработка и начало широкого использования триботехнических конструкций, управляемых микропроцессорными устройствами; выявление причин высокой работоспособности биологических трибосистем и использование их в инженерной практике;

— широкое применение упрочняющей технологии, основанной на новейших физических и биологических принципах, и многоцелевых многослойных покрытий;

— существенное увеличение областей применения многопараметрической трибодиагностики и активного использования контрольных сигналов для управления фрикционными свойствами триботехнических систем;

— резкое снижение необоснованных трибоэнергетических затрат и переход к использованию триботехники с заданным ресурсом работы, адекватным заданному сроку службы машины, прибора и механизма в целом; снижение экологического вреда от триботехники;

— создание унифицированных методов сравнительных и паспортных триботехнических испытаний, развитой сети банков триботехнических данных; разработка системы передачи трибологической информации для использования в производственных и учебных целях.

1. До конца 80-х годов СССР старался вести исследования практически по всем разделам трибологии. Сегодня это стало невозможным и выбор направлений исследований, в основном, диктуется интересами работающих групп исследователей и запросами промышленности.

2. Анализ информационной активности показывает, что в наибольшей степени в процессе распада СССР сохранились трибологические школы в России и Беларуси, в меньшей степени — в Украине и других странах СНГ и Прибалтики. Всего в странах бывшего СССР в той или иной степени работает от 120 до 150 научных трибологических центров численностью от 600 до 1000 специалистов.

3. Страны СНГ по-прежнему являются значительным источником трибологических знаний и разработок. Об этом свидетельствуют 90 докладов из стран бывшего СССР, представленных на Первом мировом трибологическом конгрессе, участие в международных проектах, увеличение публикаций в западных странах, усиление информационных и личных контактов.

Трибомеханика в бывшем СССР традиционно была развита на достаточно высоком уровне, что подтверждают результаты исследований. Ее наиболее актуальным направлением является "механическое" описание уже давно обсуждаемых физиками и химиками происходящих на микроуровне фрикционных явлений. Представляет интерес применение для этих целей методов физической мезомеханики, согласно которой структурные элементы деформации разного масштаба (микро-, мезо- и макро-) представляют собой самосогласованную систему. Возникло это научное направление в Сибирском отделении РАН (Томск); согласно этой теории основным на уровне фактической площади касания является мезоскопический уровень деформации и разрушения. При рассмотрении возможных причин формирования фрагментированной фрикционной структуры установлено, что характерный размер фрагментов, который является предельным при определенных условиях трения, связан с достижением дислокационной плотностью критического значения, выше которого силы междислокационного взаимодействия превышают силы внутреннего трения. Дислокационная субструктура определяется минимумом энергии дислокационного ансамбля и поэтому не зависит от его предыстории [36].

Интенсивное развитие получили в последние годы трибологические исследования на наноуровне; наиболее интенсивно эта область развивается в

Республике Беларусь. В них были заложены основные идеи моделирования контакта с учетом молекулярной шероховатости. Новая теория потребовала проведения комплекса исследований, связанных с разработкой и применением компьютерных методов анализа на базе растровой и атомносиловой микроскопии. Оригинальной представляется модель процесса фрикционного взаимодействия твердых тел и сред как замкнутой поперечной волны.

Значительное внимание уделялось исследователями СНГ классическим областям механики. Продолжается развитие феноменологической модели трения при упруго – пластическом контакте; усиливается внимание исследователей к решению статистических контактных задач. Заметно повысился уровень работ в решении тепловых задач трения и износа; проводятся экспериментальные исследования геометрии локальных источников тепла в зоне контакта трущихся тел. Возобновился интерес к трибоусталости и связи ее с трением и износом; большой объем исследований проводится в области механики смазочных материалов.

Трибоматериаловедение в современном представлении аккумулирует знания в области исследования взаимосвязи структуры и свойств триботехнических материалов с целью достижения оптимальных составов и управления фрикционными свойствами в процессе взаимодействия. Эти вопросы рассматриваются практически в каждой третьей публикации. При этом исследования и разработки ведутся практически по всем направлениям триботехнических материалов [36].

Одним из наиболее сложных вопросов в современной трибологии являются оценка фрикционных свойств конструкционных материалов, в том числе и упрочняющих покрытий. Методика испытаний на износ порошковых покрытий основан на методах исследования трибологических характеристик сплошных материалов. Экспериментальные исследования проводятся на машинах трения самых разнообразных типов, число которых уже с большим трудом поддается какому – либо учету и может составить сегодня многие сотни и даже тысячи наименований. Дело в том, что в процессе создания триботехнических технологий и материалов, а также оценки возможности

использования уже существующих в новых специфических условиях эксплуатации машин, как правило, возникает необходимость разработки новых исследовательских методов и устройств. Это является главной причиной осуществления ряда исследовательских программ, посвященных сопоставлению и унификации используемых в мировой практике методов испытаний материалов на трение и изнашивание. Примером такой, реализуемой в настоящее время программы, является международный трибологический проект VAMAS (Versailles Projekt on Advanced Materials and Standarts). Проведенные в нем анализ и классификация методов испытания материалов на трение и изнашивание основываются на наиболее распространенных в международной практике исследовательских процедурах: в США - ASTM, MIL, Великобритании - BS, IP, Германии - DIN, Италии -FIAT, Польши - PN, BN, СНГ - ГОСТ. Реализация систематизированных и предложенных методов испытаний позволила разработать в рамках этого проекта серию компьютеризированных триботестеров. При описании методов испытания материалов на трение и изнашивание используется системный подход Х. Чихоса [44], уже вошедший в международные стандарты и практику трибологических исследований [42-45].

Для порошковых покрытий по сравнению с методологией Х. Чихоса, в известной работе Л.И. Тушинского [46] более точно проведен анализ методов испытаний на износ, в соответствии с которым все выходы в трибологическую систему поделены на две категории – эксплуатационные параметры и помехи. Такое разделение позволяет в явном виде выделить влияние окружающей среды на трущиеся элементы системы. Как известно, еще Г. Хейнке [45] в 70-х годах прошлого столетия было предложено разделение всех испытаний на износ на модельные и испытания элементов машин. Эксплуатационные испытания машин, а также испытания узлов машин на испытательных стендах, трактуются как испытания элементов машин.

В модельных испытаниях, а также в случае испытания элементов машин, испытываемый контакт с геометрической точки зрения может быть определенным или неопределенным. Последний случай имеет место, когда эле-

менты испытываемого сопряжения контактируют с дисперсной абразивной средой, например, частицами песка. Модельные сопряжения, а также сопряжения элементов машин могут образовывать два основных типа контактов: контакт распределенный, например, контакт плоскости с плоскостью или выпуклой поверхности с вогнутой (при одинаковых параметрах кривизны поверхностей) и контакт концентрированный, например, точечный или линейный. В концентрированном контакте может иметь место скольжение, качение, верчение или сочетание некоторых этих видов движений, например, качение с проскальзыванием. Для распределенного контакта единственно возможным видом движения является скольжение. Кроме образующих испытываемое сопряжение элементов, учитываются также промежуточный элемент (смазочный материал и т.п.) и окружающая среда (например, воздух, инертный газ, вакуум) [46].

Наиболее распространенные испытательные машины, а также методы исследования процессов трения и изнашивания (например, испытания на четырехшариковой машине трения) используются в нормах многих стран. Однако полное сопоставление результатов трибологических тестов, осуществляемых в разных странах, практически невозможно вследствие несопоставимости условий испытаний. Это объясняется отсутствием единого методологического подхода к контролю и управлению значениями входов трибологической системы [46].

Температура является одним из важнейших параметров, характеризующих трибологические процессы, так как является источником большей части потерь, а также помех. Например, тепловое расширение трущихся элементов может быть причиной значительных погрешностей при непрерывной оценке линейного износа испытываемых сопряжений. В ряде случаев в процессе трибологических тестов оценивают форму и количество частиц износа, фрикционные автоколебания узлов, фактическую площадь контакта взаимодействующих тел, толщину смазочного слоя и некоторые другие параметры. Информативность трибологических испытаний может быть существенно увеличена путем более широкого применения в практике мониторинга аку-

стических и электрических методов, а также новых методик, позволяющих осуществлять прецизионный контроль изнашивания тонких поверхностных слоев материалов [48].

Отдельные виды испытываемых контактов учтены стандартами и нормами только некоторых стран. Примером этому является метод исследования износа по PN-79/H-04329 (концентрированный линейный контакт при трении качения с проскальзыванием в присутствии смазочного материала), который, однако может быть реализован на широко используемой в мировой практике трибологических испытаний машине трения Амслера. Некоторые другие важные и известные методы испытаний, например, на устройстве типа стержень – диск, до настоящего времени не стандартизованы.

В таблице.1.2 представлены методы трибологических испытаний материалов SBT и соответствующие этим методам устройства для исследований материалов на трение и изнашивание [43]. Устройства, обозначенные в таблице символами от T-01 до T-10, были сконструированы в Отделе трибологии и серийно выпускаются опытно – промышленным производством НТЦ (г. Новосибирск). Эти триботестеры по целому ряду конструктивных признаков отличаются от своих аналогов, однако реализуют те же самые типы испытываемых сопряжений.

Таблица 1.2 – Система методов трибологических испытаний материалов SBT

Метод испытаний SBT	Испытательное оборудование		Стандарты	Измеряемые величины	
				Трение со смазочным материалом	Трение без смазочного материала
1.1.0/1	Тестер типа диск - стержень	T-01	-	I, F	I, F
1.1.0/2	Тестер типа плоскость-кольцо	-	ГОСТ 23.210	-	I, F
1.1.0/3	Тестер Optimol-SRV	-	-	I, F	I, F
1.1.0/4	Стенд инерционный	-	BN-81/3612-21	-	I, F, T
1.1.0/5	Стенд инерционный	-	BN-81/3612-21	-	I, F, T
1.1.0/6	Тестер типа вал-вкладыш	T-08	PN-82/H-04332	I, F, T, P	I, F
1.1.0/7	Тестер типа вал-вкладыш	T-08	-	I, F, T, P	I, F
1.2.1/1	Четырехшариковая машина трения	T-02	ASTM D2596, DIN 51350, ГОСТ 9.490, PN-76/H-04147	I, F	-
1.2.1/2	Четырехшариковая ма-	T-02	ASTM D2596, DIN	I, F	-

	шина трения		51350, ГОСТ 9.490, PN-76/H-04147		
1.2.1/3	Четырехшариковая машина трения	T-02	ASTM D2596, DIN 51350, ГОСТ 9.490, PN-76/H-04147	I, F	-
1.2.1/4	Тестер типа 3 цилиндра-конус	T-03	PN-83/H-04302	I, F	I, F
1.2.1/5	Тестер типа 3 цилиндра-конус	T-03	PN-83/H-04302	I, F	I, F
1.2.1/6	Тестер типа вал-вкладыш	T-08	-	I, F, T, P	I, P
1.2.1/7	Четырехшариковая машина трения	T-04	IP 300/82	I, F, P	-
1.2.1/8	Тестер для усталостных испытаний подшипников	T-06	IP 309/79	I, F, P	-
1.2.2/1	Тестер типа Falex	T-09	ASTM D2625, ASTM D2670, PN-75/M-04308	I, F, P	I, F, P
1.2.2/2	Тестер типа вал-вкладыш	T-08	-	I, F, T, P	I, F
1.2.2/3	Тестер типа вал-вкладыш	T-08	-	I, F, T, P	I, F
1.2.2/4	Тестер типа вал-вкладыш	T-05	ASTM D3704	I, P	-
1.2.2/5	Тестер типа вал-вкладыш	T-05	ASTM D2971	-	I, F, P
1.2.2/6	Машина трения типа Amsler	-	PN-79/H-04329	I, F, P	I, F, P
1.2.2/7	Тестер типа вал-вкладыш	T-08	-	I, P	-
2.1.0/1	Устройство для испытания фрикционных материалов	-	ASTM B526	-	I, F, T
2.1.0/2	Устройство для испытания фрикционных материалов	-	ASTM B461	I, F, T	I, F, T
2.1.0/3	Устройство для испытания шарнирных соединений	-	ASTM D3428	I, F, T	-
2.1.0/4	Стенд испытательный Вика-Викерса	-	ASTM D2882	I, T	-
2.2.1/1	Стенд для испытания подшипников скольжения	-	DIN 51821	I, T	-
2.2.2/1	Тестер типа кулачок-толкатель	-	BN-76/0535-29	I, T	-
2.2.2/2	Стенд FZG	-	DIN 51354, PN-78/C-04169	I, T, P	-
2.1.0/1	Тестер для испытания материалов на абразивное изнашивание	T-07	ГОСТ 23.208	-	-

Во всех типах представленного оборудования Т-01 - Т-10 для трибологических испытаний материалов в приводах регулирования частоты вращения (скорости) использованы асинхронные электродвигатели электронным управляющим блоком. Все тестеры оснащены универсальной микропроцессорной системой управления, выполненной по модульному принципу и позволяющей автоматизировать процесс трибологических испытаний. Использование микропроцессорной системы позволяет производить тщательный контроль всех функций тестера, осуществлять прецизионное управление значениями всех входящих в исследуемую систему величин, надежную регистрацию, статистическую обработку и наглядное графическое представление результатов исследований.

Выводы к главе 1

Несмотря на многочисленные работы по разработке порошковых материалов остаются актуальными работы по созданию и разработке новых составов порошков и их смесей с ультрадисперсными и тугоплавкими металлами, оксидами, боридами, нитридами, шпинелями и т.д. Применение модифицирующих добавок обеспечивает возможность повышения износостойкости обработанной поверхности, что позволит повысить ресурс и работоспособность упрочненных поверхностей в условиях высоких контактных и ударных нагрузок.

В научно-технической литературе имеются противоречивые данные по сравнительным трибологическим свойствам нано- и микроструктурных газотермических покрытий, содержащих тугоплавкие модификаторы. Необходимо провести дополнительные исследования, в которых сравнение свойств покрытий проводилось бы для одного и того же состава материала и с учетом того, являются ли режимы напыления и изнашивания оптимальным для обладающего данной структурой материала, т.е. обеспечивающим наилучшие трибологические и прочностные свойства покрытия. Имеет смысл сравнивать покрытия одного или близкого состава, обладающих наилучшими характеристиками, в одинаковых режимах трения.

2. ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТРТЕЛ

2.1. Методика экспериментальных исследований

В диссертационной работе исследовались износостойкие газотермические покрытия с модифицирующими добавками ультрадисперсных шпинелей CoAl_2O_4 , CuAl_2O_4 (рис.2.1), получаемых в процессе плазмохимического синтеза (порошки производства АО НЕОМАТ Латвии, средний размер частиц порядка ~ 100 нм). Выбор ультрадисперсных добавок был основан, во-первых, на их соответствии требованиям, предъявляемым к модификаторам I рода, а во-вторых, соединения шпинелей труднее активируются на контакте при трении, и в случае образования в покрытии упрочняющей фазы (учитывая скорости протекания процессов плавления и охлаждения) повышение износостойкости будет возможно как за счет модифицирования структуры, так и за счет формирования упрочняющей фазы. Область концентраций ультрадисперсных добавок была выбрана на основе обзора и анализа основополагающих работ [2,15,16]. И хотя оптимальный по износостойкости состав покрытий с ультрадисперсными добавками шпинелей запатентован [49,50], остается недостаточно выясненным вопрос о фрикционном взаимодействии данных модифицированных покрытий с различными металлическими контртелами.

Как видно из рисунка 2.1, ультрадисперсные добавки в обычном состоянии агломерированы и осаждаются на поверхности частиц матрицы порошкового материала. Это обеспечивает сохранность ультрадисперсных модификаторов в технологических процессах предварительной подготовки порошкового материала и его нанесения. Для полного учета процессов, происходящих при газотермическом напылении и формировании покрытия, граница области содержаний была расширена и исследования проведены для составов с содержанием ультрадисперсных добавок от 0,02% до 1,0% масс. (таблица 2.1). Матрицу порошкового материала для напыления составляет

промышленный самофлюсующийся порошок ПР-Н70ХТ7С4Р4 системы Ni-Cr-B-Si (таблица 2.2, рисунок 2.1).

Покрyтия нанесены на цилиндрические образцы для испытаний на износ [2], диаметром 40-50 мм и шириной 10-12мм, толщина покрытия - до 1,5мм. Напыление и оплавление проводилось газовой горелкой «Mogul-9» при следующих технологических режимах:

- расход C_2H_4 - 12л/мин;
- расход O_2 - 18л/мин;
- расход порошка - 8кг/ч;
- дистанция напыления -100мм.

Таблица 2.1 – Составы модифицированных порошковых материалов, % масс.

№ состава	$CoAl_2O_4$	$CuAl_2O_4$	ПР-Н70Х17С4Р4
1	0,02	-	Ост.
2	0,05	-	Ост.
3	0,1	-	Ост.
4	0,2	-	Ост.
5	0,5	-	Ост.
6	1,0	-	Ост.
7	-	0,02	Ост.
8	-	0,05	Ост.
9	-	0,1	Ост.
10	-	0,2	Ост.
11	-	0,5	Ост.
12	-	1,0	Ост.
13	-	-	100%

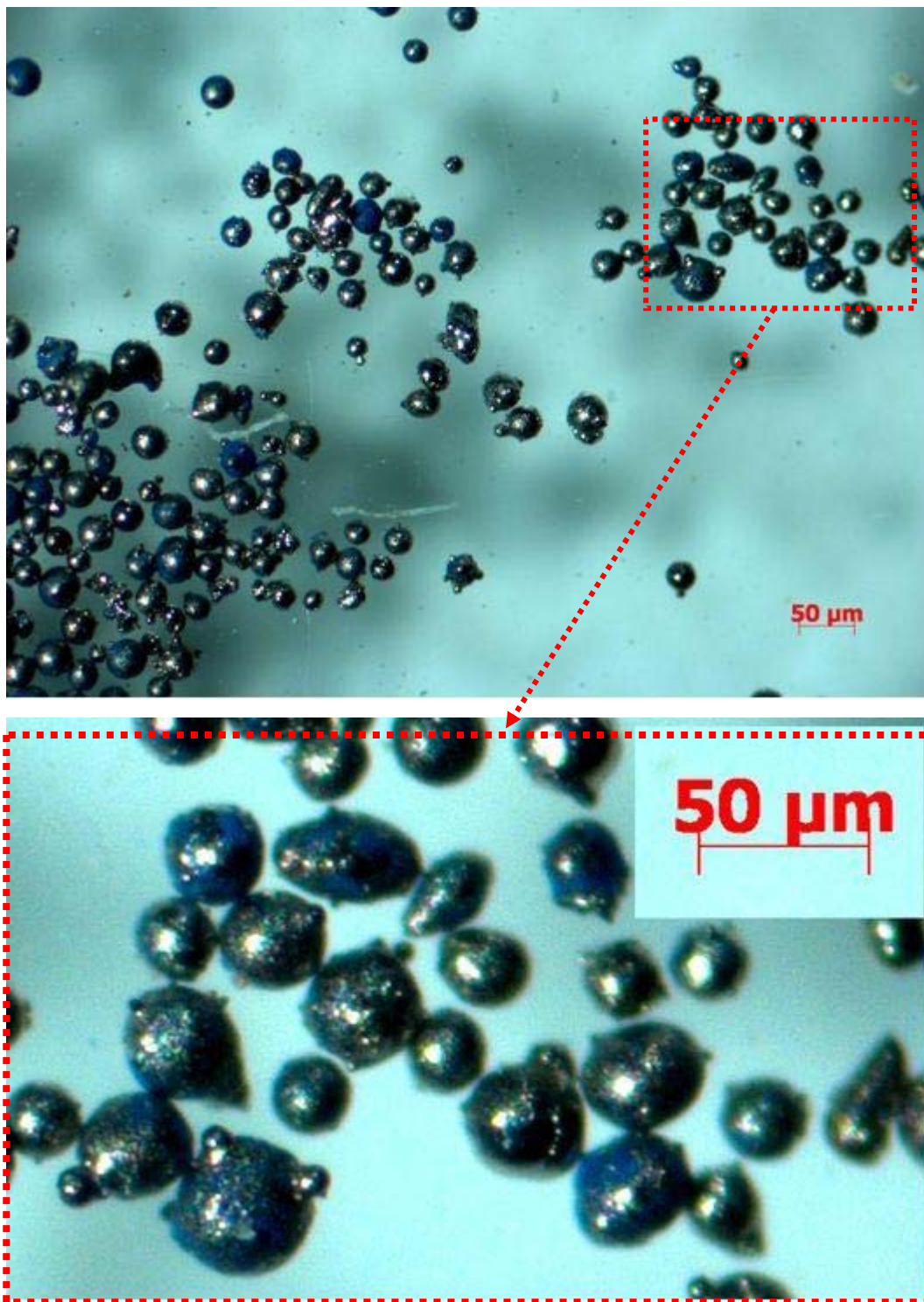


Рисунок 2.1 - Порошковый материал с ультрадисперсными добавками

Таблица 2.2 – Химический состав матрицы покрытия ПР-Н70ХТ7С4Р4, % масс.

Химический элемент	C	Si	Cr	Fe	Ni	B
Содержание, масс. %	0,8-1,2	3,8-4,5	16,0-18,0	0,5	основа	2,4-4,0

Химический анализ материалов проведен на спектрометре «WAS Foundry-Master» (рисунок 2.2).

Металлографические исследование структуры контактных поверхностей трения проведены на микроскопах «Axio Observer D1m», «Stemi 2000-C» и «Neophot-32» при увеличениях от $100\times$ до $1000\times$ (рисунок 2.3). Чтобы реализовать метод непосредственного наблюдения исследования структуры были изготовлены качественные шлифы покрытий по следующему способу:

- вырезаны образцы (секторы) размерами $10\times 15\times 10$ мм;
- образцы были цементированы в цилиндрические оправы диаметром 20-40мм и высотой 10-20мм так, чтобы поверхность для анализа находилось вблизи торца;
- поверхность образцов в оправе была шлифована на шлифовальных бумагах с уменьшающейся дисперсностью абразивных частиц (100, 50, 25, 14, 10, 7мкм); при этом качество шлифования контролировалось под оптическим микроскопом ММР-2Р при увеличениях $50\times$ - $100\times$ раз;
- поверхности образцов в оправе были полированы с помощью алмазных паст, последовательно уменьшая зернистость абразива (20, 10, 5 и 0,5мкм); качество полировки также контролировалось под микроскопом ММР-2Р при увеличениях $200\times$ - $400\times$;
- шлифы далее были очищены, обезжирены с помощью органических растворителей [2].

Испытание на износ покрытий с модифицирующими добавками ультрадисперсных шпинелей были проведены на машине трения СМЦ-2

(рисунок 2.4,а). На основе анализа работ и методик испытаний на износ [2,37,46,51-64] выбрана стандартная схема трения «диск-колодка», которая представлена на рисунке 2.4,б.

Для проверки стабильности частот вращения вала были проведены 15-20 измерений на машине трения по всем схемам передачи «двигатель-вал». По полученным данным были определены средние значения и среднеквадратические отклонения частот, установлена удовлетворительная стабильность частоты вращения вала машины трения СМЦ-2. Тарировка нагружающей установки машины трения СМЦ-2 проведена с помощью динамометра испытательной машины «Инстрон» [2].

По соответствующим размерам [2,33,46,51-52] были изготовлены контртела в виде колодок из сплава ВК6 и из стали марки Ст6 (рисунок 2.4,в). Известно, что данные материалы существенно отличаются по твердости. Поэтому этот подход обеспечивает отдельно исследовать влияние твердости и структуры материала на процессы изнашивания контактных поверхностей трения. Твердость контртела из сплава ВК6 составляет ~ 79-91 по шкале HRA, а у контртела из Ст6 ~ 40-47 по шкале HRA. Измерения микротвердости покрытий с ультрадисперсными модифицирующими добавками и материала контртел проводились на приборе ПМТ-3.

Основные режимы испытаний на износ: нагрузка 372,4 Н и 735 Н, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое. Массовый износ измерялся взвешиванием на электронных весах ПетВес (рисунок 2.5), позволяющих проводить измерение с точностью до $\pm 0,001$ г. Сущность весового метода заключается в оценке износа путем взвешивания деталей трения до и после изнашивания [2,33,46,51-64]. Данный метод дает возможность оценить интегральный износ, т.к. при взвешивании находится суммарная потеря массы со всей площади рабочей поверхности трения. Весовой метод предполагает тщательную очистку всего изделия от частиц износа, масла, нагара и т.д. Поэтому перед каждым взвешиванием образцы для трения тщательно очищались, промывались спиртом и просушивались фильтровальной бумагой [52]. Измерения массового износа проводились

через 4500 циклов машины трения; по выбранной схеме трения один цикл соответствует пути трения, равному $1,96 \times 10^{-2}$ м.

Важнейшей количественной характеристикой микрогеометрии поверхности трения, показывающей динамику изнашивания в зависимости от параметров – нагрузки, скорости скольжения, температуры и т.д., является шероховатость. Существуют многочисленные работы, исследующие шероховатость поверхности трения в процессе его изнашивания [2,37,51-52,59,64]. Согласно определению, шероховатость – это нерегулярные микроотклонения от геометрического профиля волнистой поверхности твердого тела, вычисляемые по формуле:

$$Ra = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |y_i|$$

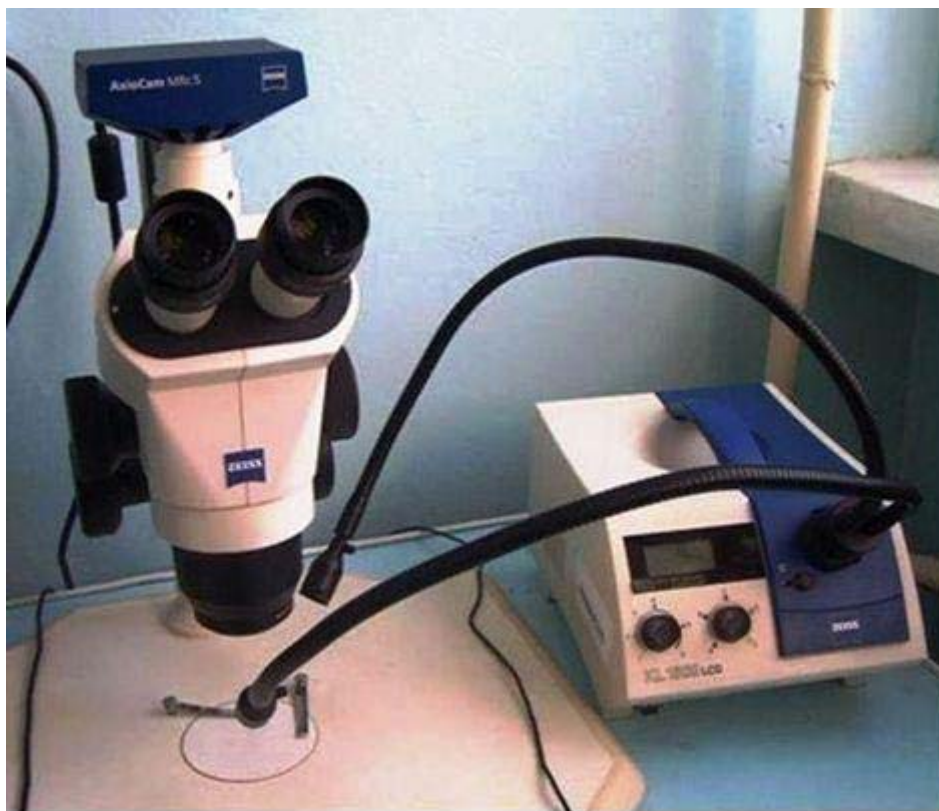
где y_i - отклонение профиля от средней линии, N – число разбиений профиля.

Шероховатость и другие характеристики поверхностей трения покрытий и материалов контртел определялись с помощью профилометра SJ-201P фирмы «Mitutoyo» (Япония) (рисунок 2.6) в стадиях приработки и установившегося износа также через каждые 4500 циклов трения.

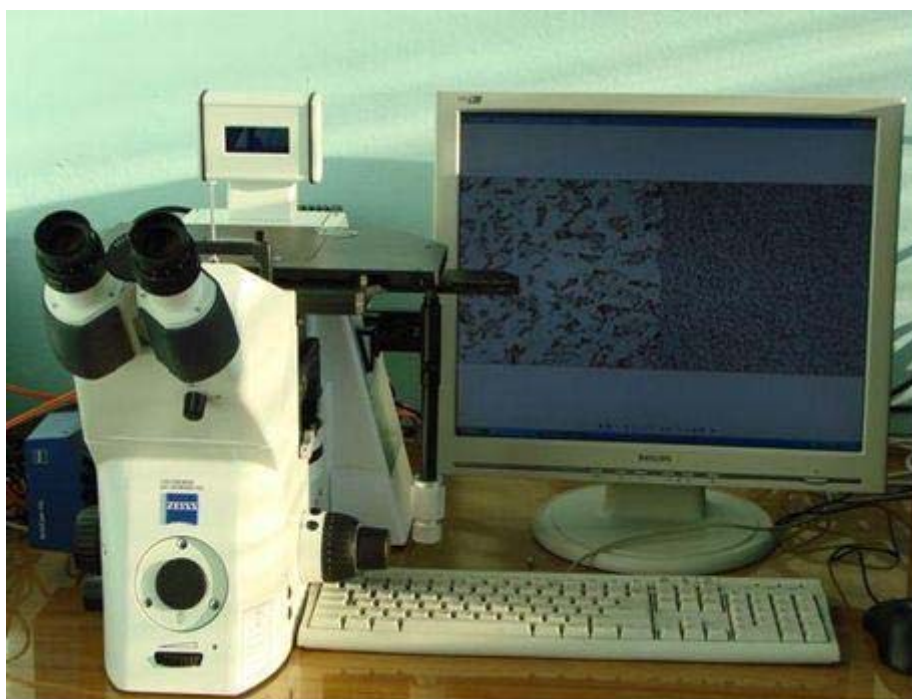
Были измерены и определены шероховатость Ra , среднеквадратическое отклонение Rq , размах отклонений Rz , параметр Ry , автокорреляционные функции профилей контактных поверхностей трения модифицированных покрытий и материала контртел, которые определялись из профилограмм по известным формулам трибологии [33,37,51,52]. Измерения характеристик поверхностей трения проводились на четырех маркированных диаметрально противоположных участках покрытия контртела, затем данные усреднялись по всей поверхности трения [2]. Обработка профилограмм проводилась в электронных таблицах Excel, для этого использовались программы на языке Visual Basic.



Рисунок 2.2 - Спектрометр «WAS Foundry-Master»



а)

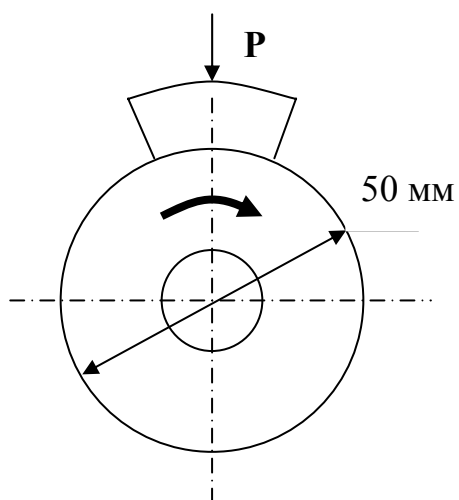


б)

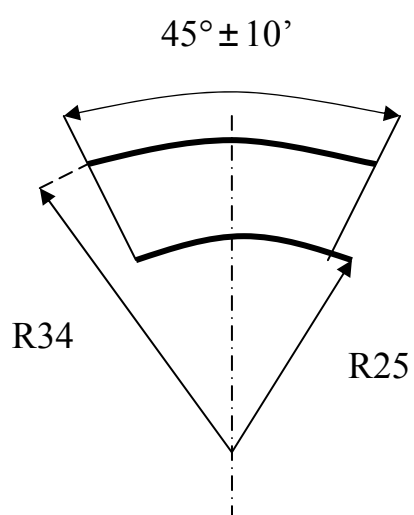
Рисунок 2.3 – Приборы для исследования структуры поверхности трения - стереоскопический микроскоп Stemi 2000-C (а) и металлографический микроскоп «Axio Observer D1m» (б)



а)



б)



в)

Рисунок 2.4 – Методика испытаний на износ. а) машина трения СМЦ-2 и узел трения; б) схема испытания «диск-колодка» и диск с покрытием; в) размеры контртела и колодка из Ст6.

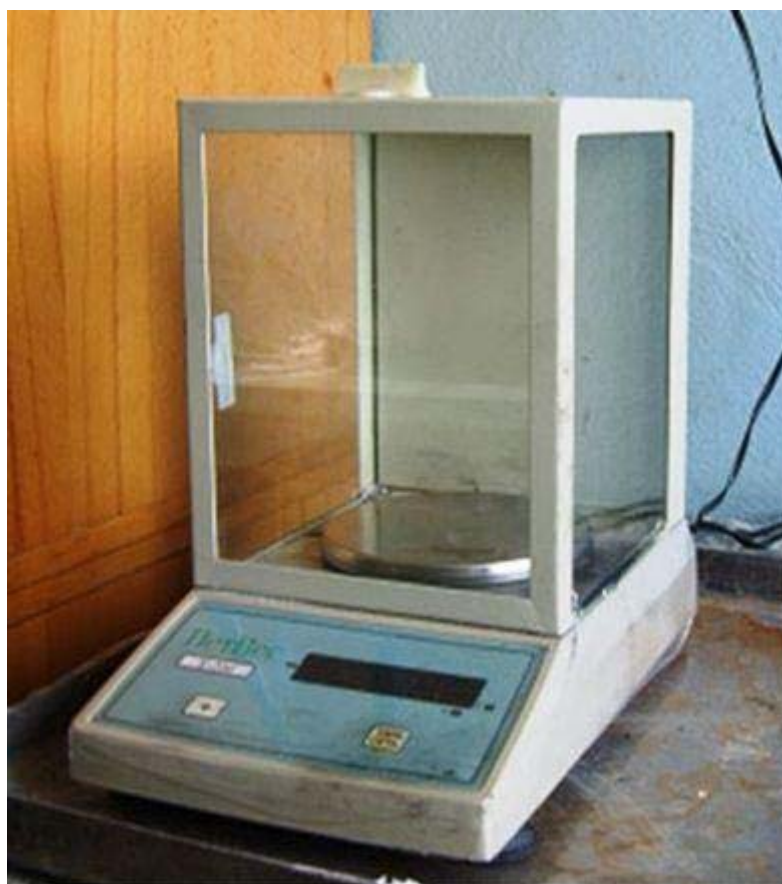


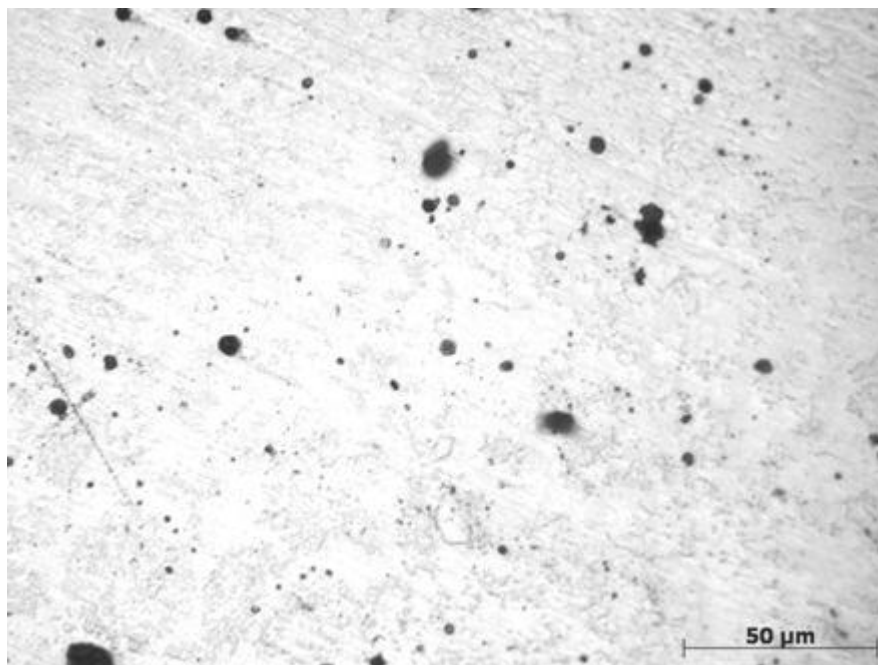
Рисунок 2.5 – Электронные весы ПетВес



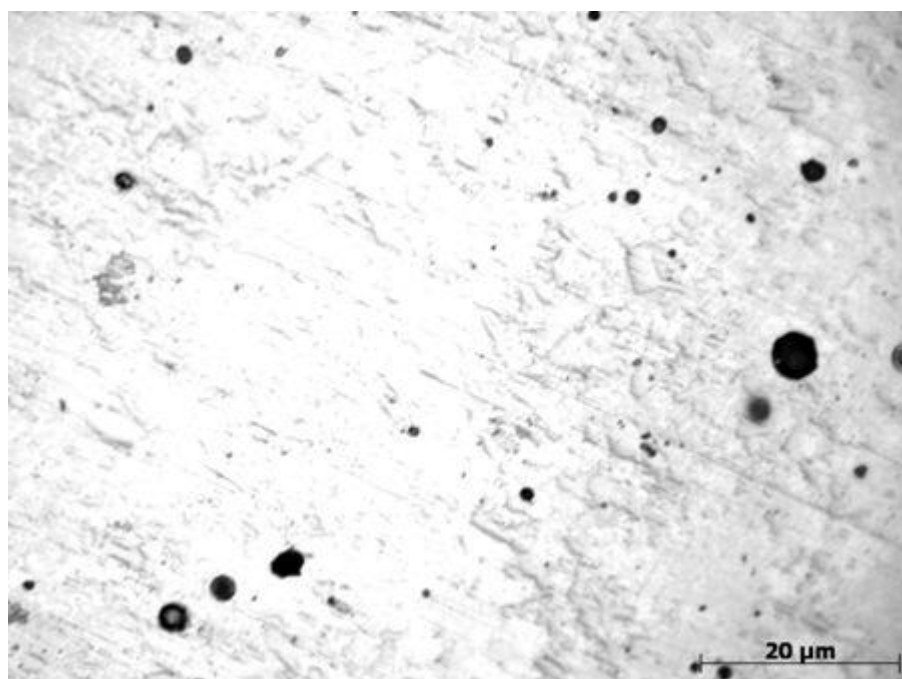
Рисунок 2.6 – Прибор для определения характеристик поверхности трения - профилометр SJ-201P фирмы «Mitutoyo» (Япония)

2.2. Результаты металлографического анализа микроструктуры контактных поверхностей при трении скольжения износостойких покрытий

Сначала на основе анализа предыдущих исследований ИФТПС были оценены и обобщены свойства покрытий с ультрадисперсными добавками шпинелей (таблица 2.3). Металлографический анализ показал, что введение ультрадисперсных добавок влияет на структуру оплавленных покрытий следующим образом: при введении 0,02% добавок структура практически не меняется (рисунок 2.7), однако микротвердость повышается до 8000-9000 МПа в сравнении с микротвердостью покрытия из чистого самофлюсующегося порошка без модификаторов (6500-7700 МПа). Увеличение содержания ультрадисперсных добавок с 0,05% до 0,2% приводит к повышению дисперсности упрочняющих фаз (рисунок 2.8), равномерности их распределения, а также степени пресыщения твердого раствора на основе Ni. Вследствие этого микротвердость покрытия повышается (таблица 2.3), и при содержании 0,2% ультрадисперсных добавок превышает микротвердость покрытия из чистого порошка в 1,3-1,4 раза. Дальнейшее увеличение содержания ультрадисперсных добавок ведет к росту содержания неметаллических включений в покрытии, расположенных по границам частиц, формирующих покрытие при напылении, и сохраняющих свою форму при оплавлении (рисунок 2.8). Эти включения представляют собой конгломерат частиц ультрадисперсных добавок, пропитанный флюсом, образующимся при оплавлении. Как видно из рисунка 2.9, увеличение содержания ультрадисперсных добавок приводит к появлению макроструктуры покрытия, в которой отдельные частицы сохраняют индивидуальность по форме и объему. Это, безусловно, приводит к снижению микротвердости покрытия (таблица 2.3). По данным микрорентгеноспектрального анализа предыдущих работ, с увеличением содержания ультрадисперсных добавок в исходной смеси, его содержание увеличивается в неметаллических включениях.

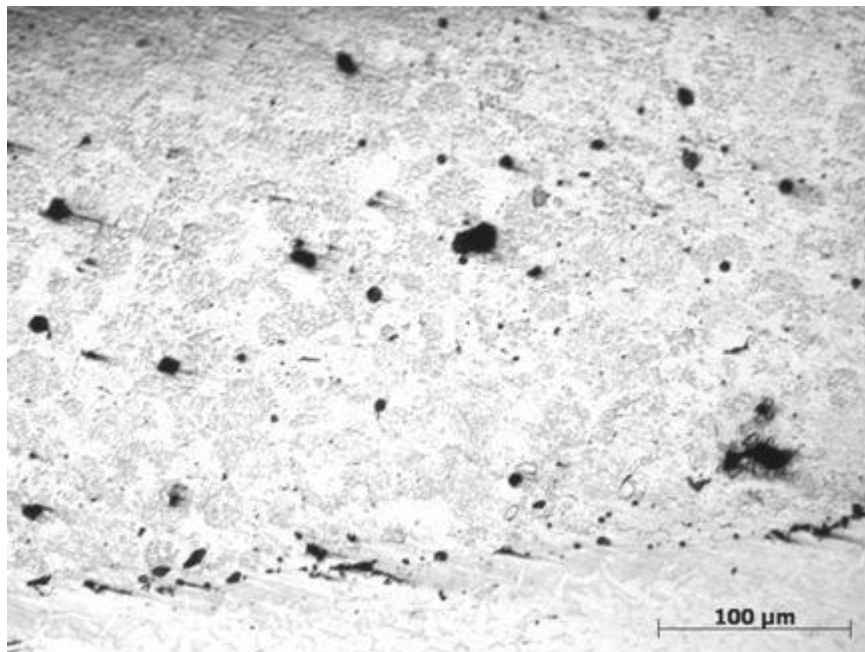


увеличение $200\times$

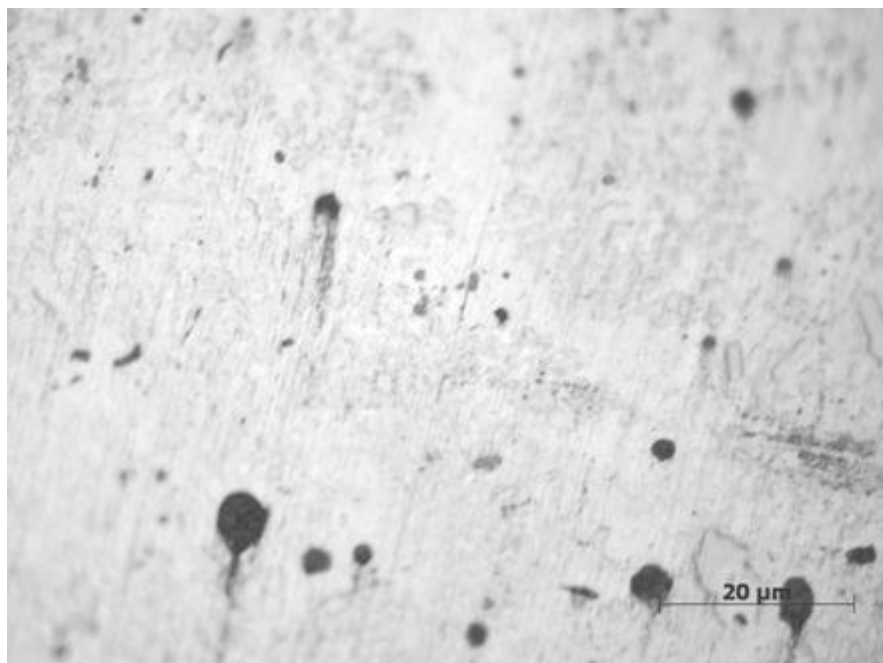


увеличение $500\times$

Рисунок 2.7 – Микроструктура газотермического покрытия
с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 0,02%

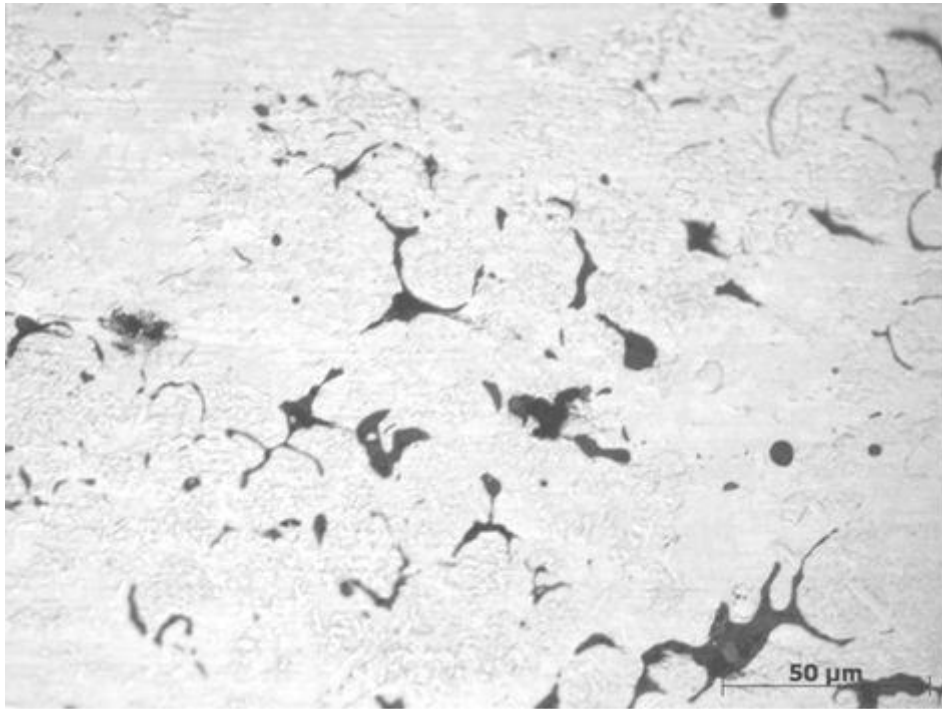


увеличение $100\times$

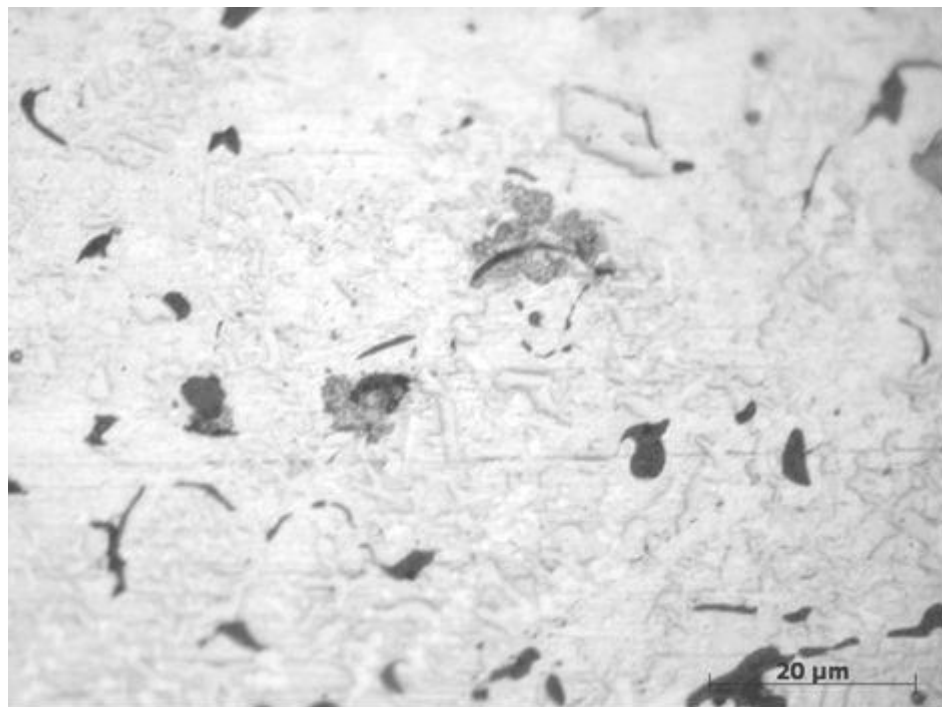


увеличение $500\times$

Рисунок 2.8 – Микроструктура газотермического покрытия
с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 0,2%



увеличение 200[×]



увеличение 500[×]

Рисунок 2.9 – Микроструктура газотермического покрытия
с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 1%

Количество неметаллических включений достигает 6% при 1% CoAl_2O_4 . В то же время дисперсность структуры снижается, а микротвердость уменьшается на 10-15% по сравнению с максимальной (табл.2.3). Дальнейшее увеличение содержания ультрадисперсных добавок приводит к появлению в структуре неметаллических включений, расположенных по границам напыленных частиц в количестве до 6% для CoAl_2O_4 и до 4% CuAl_2O_4 при содержании ультрадисперсных добавок 1%.

Таблица 2.3 – Анализ свойств покрытий с ультрадисперсными добавками

№ состава	Микротвердость покрытий, МПа	Линейный износ, мкм	Относительная износостойкость
1	6700-9400	0,98	1,45
2	6100-8100	1,4	1,01
3	9400-10300	0,99	1,43
4	9200-12600	0,99	1,43
5	10300-12600	0,95	1,49
6	9700-11400	0,82	1,73
7	8400-9700	1,07	1,33
8	8400-9700	1,07	1,33
9	9400-10300	0,99	1,43
10	9400-11200	1,29	1,10
11	8900-11200	0,99	1,43
12	7700-9200	1,03	1,38
13	6400-7700	1,42	1

Некоторые трудности возникли при подготовке металлографических шлифов твердосплавного материала контртела ВК6. Для проведения металлографического анализа был подготовлен поперечный шлиф (рисунок 2.10) шлифованием на грубых наждачных бумагах и полированием с помощью алмазной пасты. Металлографическим анализом выявлено, что микроструктура вольфрамокобальтовых твердых сплавов является плотной, мелкозернистой. На шлифах до травления наблюдаются темные до почернения области, вероятно, поры, однако согласно ГОСТ 4872 – 75 пористость не должна превышать 0,2%, поэтому данная особенность микроструктуры требует отдельных подробных исследований.

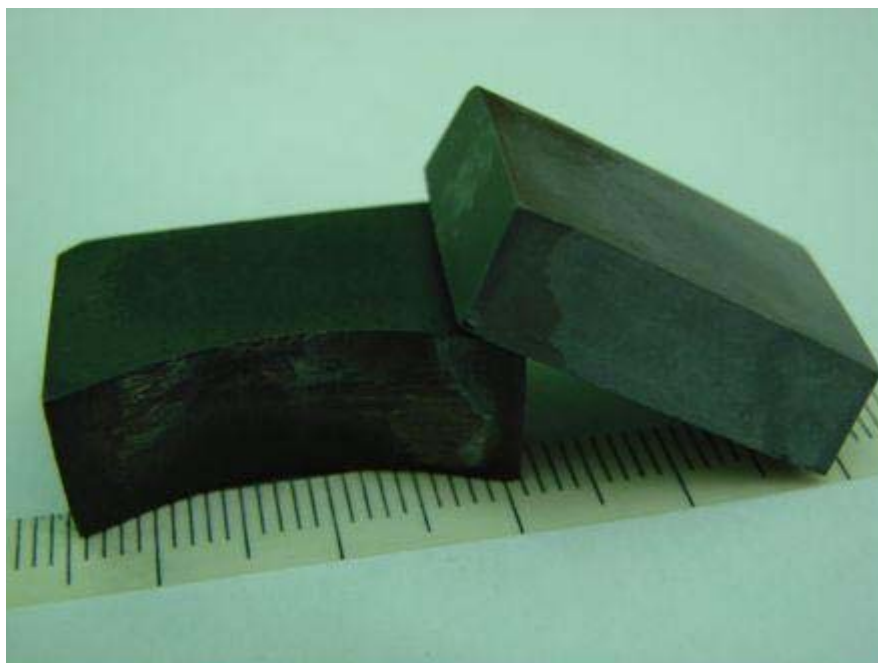
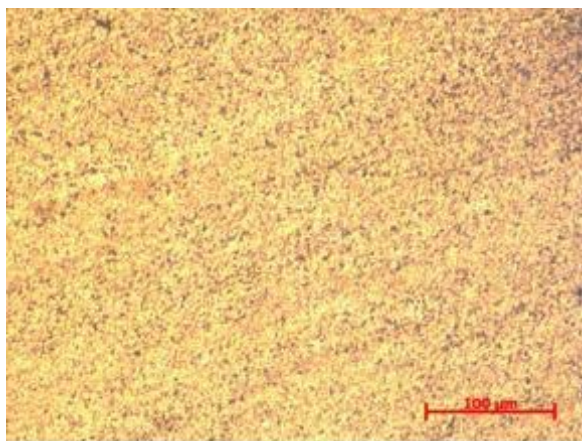


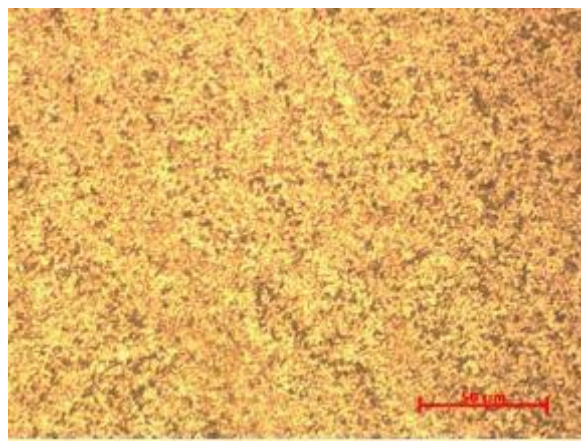
Рисунок 2.10 – Твердосплавное контртело и его металлографический шлиф

Как известно, твердосплавный материал ВК6 содержит 94 % масс. WC и 6% масс. Co. Также известно, что твердые сплавы химически пассивны к воздействию кислот и щелочей, а некоторые из них практически не окисляются на воздухе даже при температурах 600 – 800°C. Поэтому травление твердосплавных контртел проводилось путем погружения шлифа в кипящие концентраты соляной кислоты (HCl) и воды, затем в смесь персульфата аммония ((NH₄)₂S₂O₈) и воды. Кипящая концентрированная соляная кислота выявляет структуру порошковых сплавов Co и WC, после травления в течении 10-15 минут сильно вытравляется металлическая основа. Таким образом, последовательное травление в кипящей концентрированной соляной кислоте и в кипящем растворе персульфата аммония позволяет выявить микроструктуру порошковых сплавов WC-Co: включения η-фазы (содержание кобальта) нерастворимы в HCl, но растворяются при 15-минутном травлении в кипящем растворе ((NH₄)₂S₂O₈).

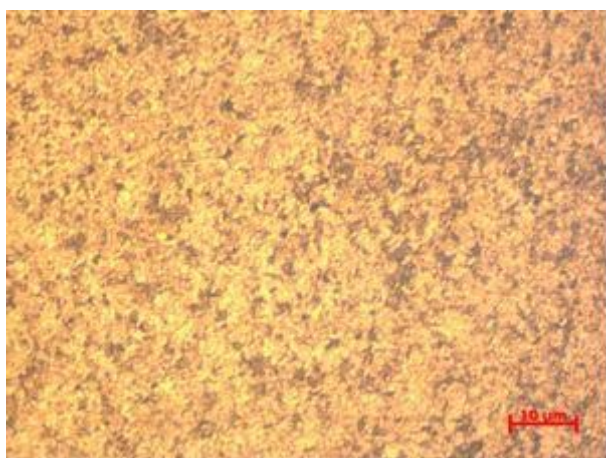
Установлено, что микроструктура вольфрамокобальтового сплава двухфазная (рисунок 2.11): состоит из светлых угловатых и шпалообразных кристаллов WC и протравленных темных участков твердого раствора WC в кобальте. При малых увеличениях (рисунок 2.11 а, б) видны равномерные расположения частиц твердого раствора WC в кобальте. Шпалообразные зерна карбида отчетливо видны на рисунке 2.11 в, г. Характерные размеры шпалообразных зерен WC составляют ≈1 - 3 мкм, что указывает на мелкозернистую структуру. Светлые зерна WC имеют очень высокую твердость, в режущем инструменте они составляют элементарные режущие области, а менее твердый раствор WC в кобальте является более вязким и служит связкой, соединяющей между собой зерна WC. Чем мельче частички (зерна) WC и равномернее они распределены в микроструктуре, тем лучше режущие свойства и выше прочность порошкового вольфрамового твердого сплава данной марки.



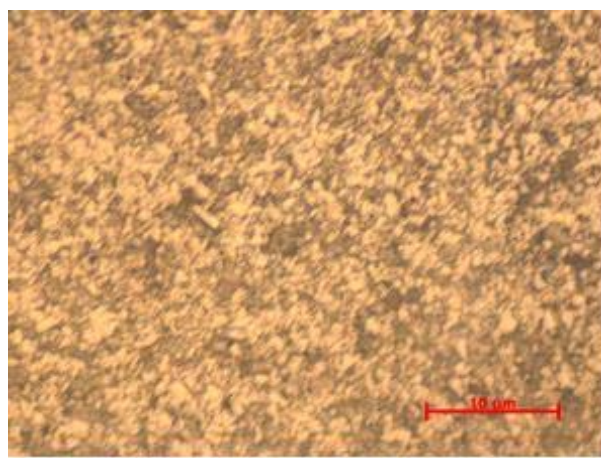
а)



б)



в)



г)

Рисунок 2.11 – Микроструктура твердосплавного материала контртела
при разных увеличениях:
а) – 100[×], б) – 200[×], в) – 500[×], г) – 1000[×];

Фазы WC и Co не разделялись, несмотря на различие в удельных весах, по-видимому, из-за хорошей смачиваемости WC кобальтом и, возможно, значительной взаимной растворимости при температурах $\sim 3000\text{K}$.

Толщина кобальтовых прослоек и характер распределения кобальтовой фазы оценивались на нетравленном шлифе или после его травления в перекиси водорода.

Как известно, изнашивание определяется динамическим воздействием на металл и вызывает остаточные деформации в металле и нагрев трущихся тел. Длительное действие циклической нагрузки приводит к возникновению микроскопических трещин, которые являются очагами выкрашивания, скалывания и смятия менее твердых участков материала.

Исследование поверхности трения стального контртела показывает срез рельефа в виде стружки, что подтверждает более высокую твердость поверхность модифицированных покрытий (таблица 2.3). Глубина следов от стружки незначительная, также наблюдаются царапины и риски, которые показывают процесс изнашивания.

Марка стали по химическому составу пробы соответствует Ст6 (таблица 2.4). Как видно из рисунка 2.12, исходная микроструктура контртела неоднородная, представляет ферритно-перлитную структуру, в основном наблюдается выделение зеренного перлита (темные области). Как известно, феррит высокопластичен и мягок, хорошо обрабатывается давлением в холодном состоянии. Поэтому следует предположить, что при трении скольжения с модифицированным покрытием ферритные области более подвержены циклическим деформациям (смятию) и, следовательно, изнашиванию. По сравнению с ферритом перлит – более твердая механическая смесь феррита и цементита (содержащая 0,8% углерода); как известно, перлит образуется при перекристаллизации (распаде) аустенита при температуре 727°C .

Поскольку ферритно-перлитная микроструктура стали подвержена существенному изменению при термообработке, становится возможным и целесообразным исследование влияния микроструктуры стального контртела

на процессы изнашивания поверхности трения модифицированных покрытий.

С этой целью для обеспечения необходимой однородности микроструктуры и более высокой твердости стального контртела была проведена термообработка.

Таблица 2.4 – Химический состав контртела из стали Ст6, % масс.

Элемент	C	Mo	Al	Si	Cu	Mn	Co	Cr	Ni	Fe
Содержание	0,41	0,027	0,011	0,29	0,22	0,55	0,01	0,16	0,12	ост.

Для выбора режимов термообработки температура закали определялся исходя из массовой доли углерода и соответствующего ей значения критической точки. Как известно, температура нагрева при закалке доэвтектоидных сталей (0,02-0,8% C) определяется следующим образом:

$$T_{\text{зак}} = A_{c3} + (30-50^{\circ}\text{C}),$$

где A_{c3} для 0,41% C составляет 790°C ($A_{c1} = 725^{\circ}\text{C}$).

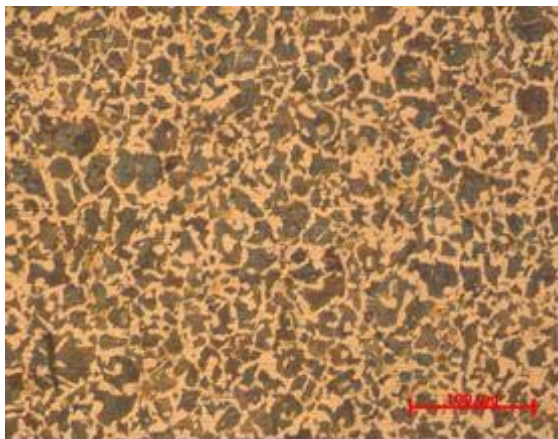
Таким образом, была определена температура закали $820\div 840^{\circ}\text{C}$.

С целью не допущения снижения твердости и прочности закаленной стали был проведен низкий отпуск. Таким образом, были выбраны следующие режимы термообработки с учетом размера образцов:

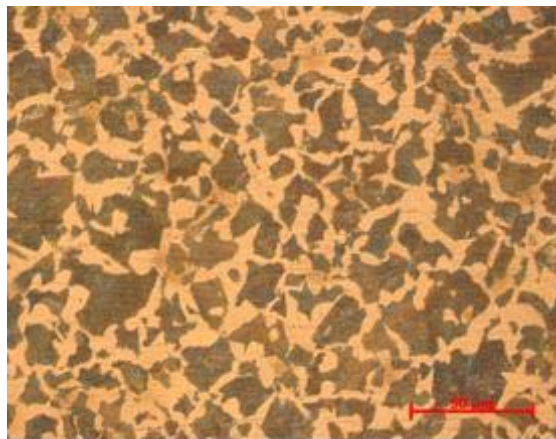
- нагрев образца до 830°C с выдержкой в течении 14 мин.,
- закалка в машинном масле;
- низкий отпуск при 250°C в течении 1-1,5 ч.

Также для сравнения были проведены средний отпуск образцов стальных контртел при 420°C и высокотемпературный отпуск при 560°C .

Как видно из рис. 2.13, ферритно-перлитная микроструктура материала контртела после термообработки стала более однородной.



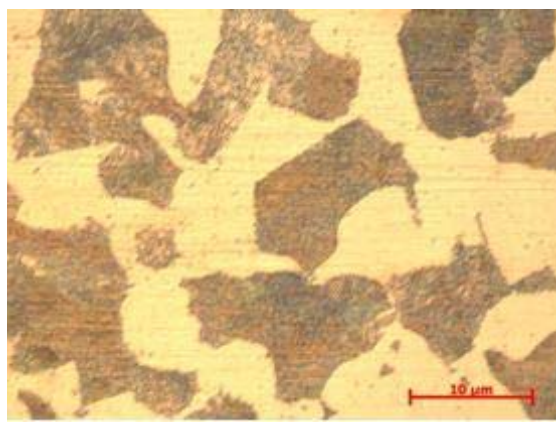
а) 100[×]



б) 200[×]

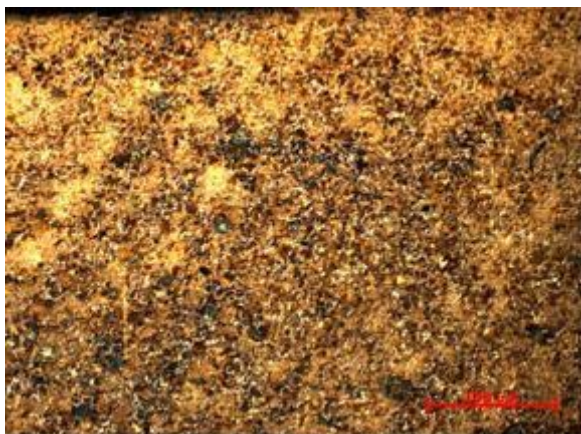


в) 500[×]

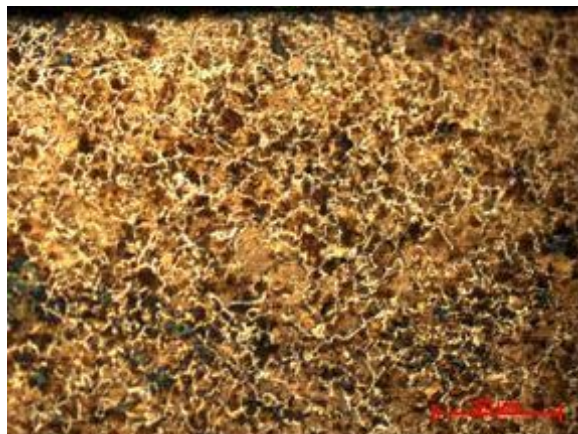


г) 1000[×]

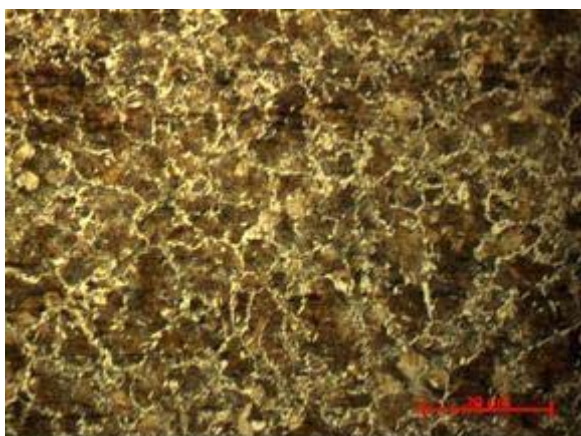
Рисунок 2.12 – Исходная микроструктура контртела из Ст6 при разных увеличениях



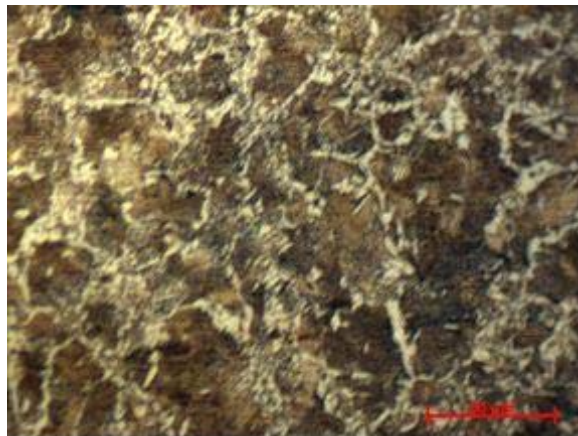
а) 100[×]



б) 200[×]



в) 500[×]



г) 1000[×]

Рисунок 2.13 – Микроструктура контртела из Ст6 после термообработки
при разных увеличениях

2.3. Результаты исследования микротвердости поверхностей контртел при трении скольжения износостойких покрытий

Для исследования распределения микротвердости были изготовлены шлифы образцов, на которых были проведены измерения на микротвердомере «ПМТ–3М» с нагрузкой на индентор 100 г.

В таблице 2.5 приведены характеристики микротвердости твердосплавного материала контртела. Как видно из таблицы, твердосплавный материал в целом характеризуется высокой микротвердостью, является сравнительно однородным по твердости.

Гистограмма частот микротвердости (рисунок 2.14) показывает, что распределение микротвердости является практически двухмодальным. Это свидетельствует о том, что микроструктура твердосплавного материала состоит из менее твердой (8500-9000 МПа) матрицы с включениями более твердой (9500-10000 МПа) фазы карбида вольфрама (рисунок 2.14). Аналитическими исследованиями выявлено, что в целом микроструктура вольфрамокобальтового твердого сплава мелкозернистая (рисунок 2.11). Как отмечено выше, микроструктура вольфрамокобальтового сплава является двухфазной (рисунок 2.11): состоит из светлых угловатых и шпалообразных кристаллов WC и протравленных темных участков твердого раствора WC в кобальте. Таким образом, видимо, двухмодальность распределения микротвердости в определенной степени связана с двухфазной особенностью микроструктуры исходного состояния контртела (рисунок 2.14).

Таблица 2.5 – Характеристики микротвердости твердосплавного материала

Среднее значение, МПа	Стандартное отклонение, МПа	Наибольшая микротвердость, МПа	Наименьшая микротвердость, МПа
9041,6	870,2	10864,3	7186,8

Как видно из рисунка 2.15, микротвердость стального материала контртела после термообработки стала более высокой.

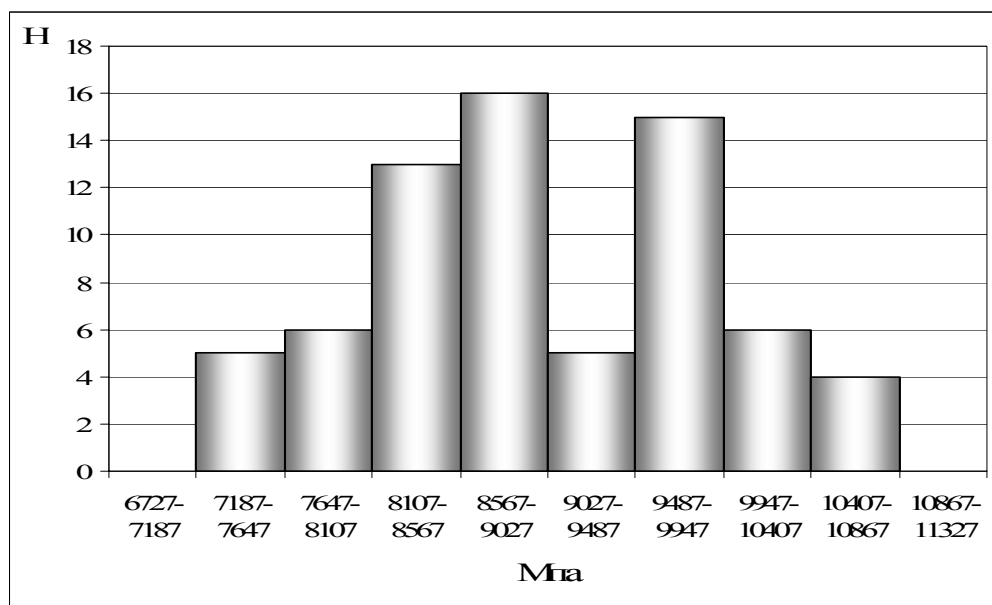
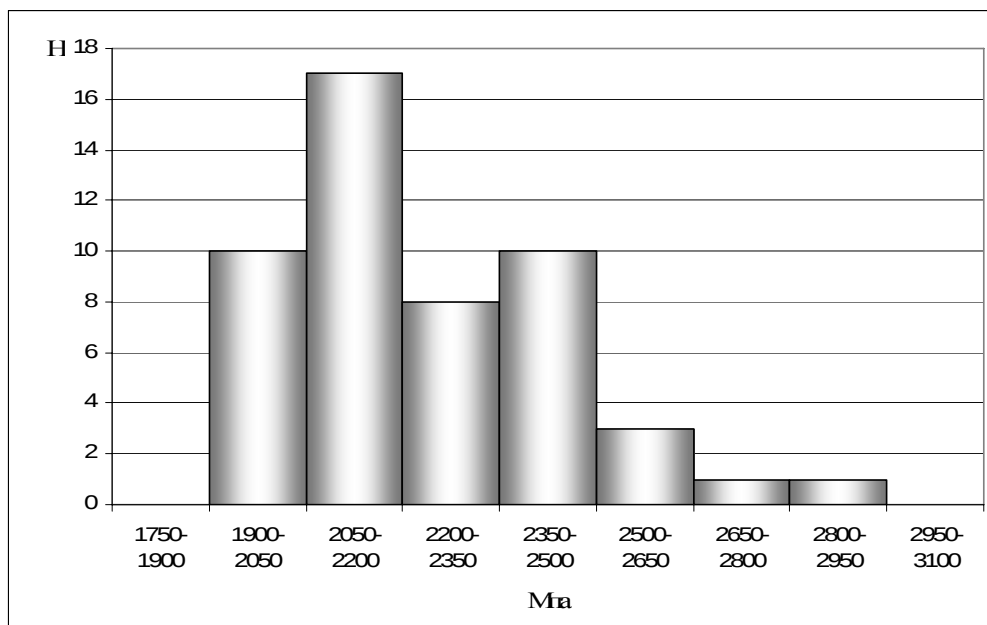
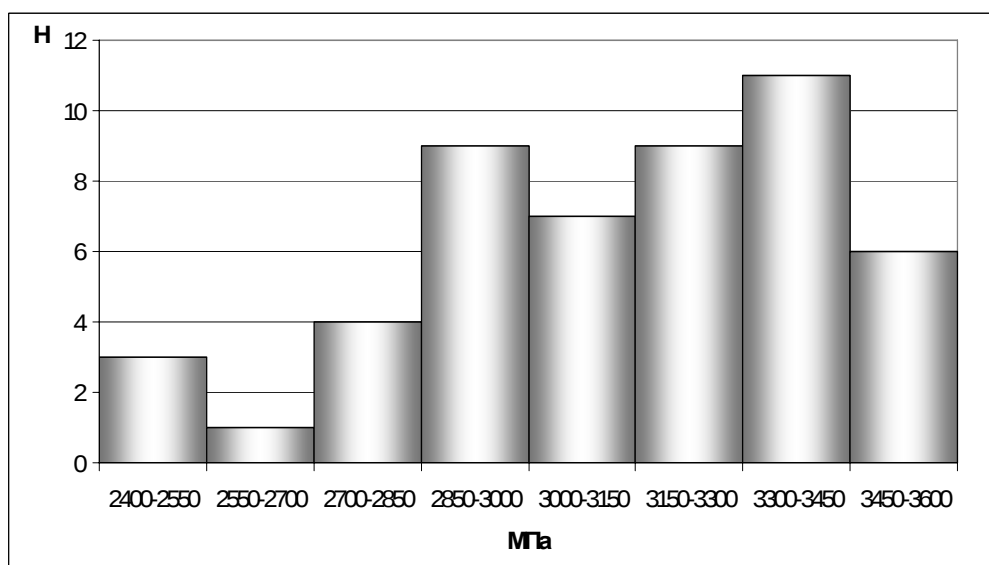


Рисунок 2.14 – Распределение микротвердости контртела из твердого сплава ВК6



а)



б)

Рисунок 2.15 – Распределение микротвердости контртела из Ст6: а) исходное состояние; б) после термообработки

Происходит значительное смещение (практически на ~ 1000 МПа) в большую сторону, как среднего значения микротвердости (медианы), так и точки максимума (моды) распределения. Выше было отмечено, что ферритно-перлитная микроструктура материала Ст6 контртела после термообработки становится более однородной (рисунок 2.12, 2.13).

Построение гистограмм микротвердости (рисунок 2.15 а) показывает, что распределение микротвердости контртела из Ст6 в исходном состоянии является также двухмодальным, хотя она и менее выражена, чем в случае твердосплавного материала ВК6 (рисунок 2.14). Это свидетельствует о том, что исходная микроструктура состоит из менее твердой матрицы (1750-2200 МПа) с включениями чуть более твердой (2350-3000 МПа) фазы (рисунок 2.12). Аналитическими исследованиями было выявлено, что в целом исходная микроструктура контртела является ферритно-перлитной (рисунок 2.12) и также двухфазной (рисунок 2.12): состоит из светлых областей феррита и темных участков перлита. Небольшая разница микротвердости фаз, видимо, является причиной в меньшей выраженности двухмодальности распределения микротвердости (рисунок 2.15 а).

Выводы к главе 2

Металлографический анализ показал, что введение ультрадисперсных добавок влияет на структуру покрытий немонотонным образом: при введении 0,02% добавок структура практически не меняется, однако микротвердость повышается до 8000-9000 МПа в сравнении с микротвердостью покрытия из чистого самофлюсующегося порошка без модификаторов. Увеличение содержания ультрадисперсных добавок с 0,05% до 0,2% приводит к повышению дисперсности упрочняющих фаз, равномерности их распределения. Вследствие этого микротвердость покрытия повышается, и при содержании 0,2% ультрадисперсных добавок превышает микротвердость покрытия из чистого порошка в 1,3-1,4 раза. Дальнейшее увеличение содержания ультрадисперсных добавок ведет к

росту содержания неметаллических включений в покрытии, расположенных по границам частиц, формирующих покрытие при напылении, и сохраняющих свою форму при оплавлении. Это приводит к снижению микротвердости покрытия.

Установлено, что микроструктура контртела из вольфрамокобальтового сплава ВК6 является двухфазной: состоит из светлых угловатых и шпалообразных кристаллов WC и участков твердого раствора WC в кобальте. Распределение микротвердости является практически двухмодальным; микроструктура твердосплавного материала состоит из менее твердой (8500-9000 МПа) матрицы с включениями более твердой (9500-10000 МПа) фазы карбида вольфрама.

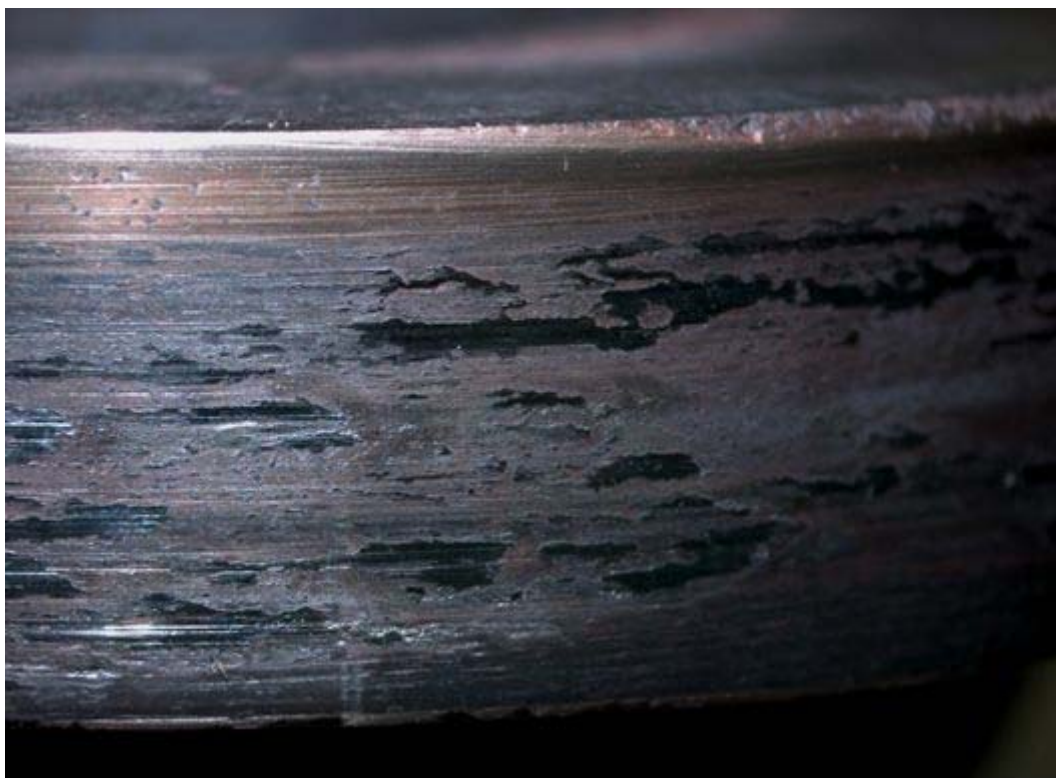
Исходная структура контртела из Ст6 неоднородная, представляет ферритно-перлитную микроструктуру; в основном наблюдается выделение зеренного перлита. Для выявления влияния микроструктуры на поверхность трения модифицированных покрытий, обеспечения необходимой однородности микроструктуры и более высокой твердости была проведена термообработка стального контртела. Ферритно-перлитная микроструктура материала контртела после термообработки становится более однородной, средняя микротвердость повышается.

3. ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТРЕЛ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ

3.1. Исследование структуры контактных поверхностей при фрикционном изнашивании модифицированных износостойких покрытий и стального контртела

В работе проведено металлографическое исследование контактных поверхностей в интервале от 0 до 54000 циклов для выяснения характерных особенностей разрушения материалов модифицированных покрытий и металлических контртел, особенностей фрикционного взаимодействия их структур в условиях сухого трения скольжения (рисунок 3.1).

В исходном состоянии поверхности характеризуются шлифовочными следами различной высоты, края их деформированы, есть заусенцы (рисунок 3.1 а). К началу установившегося износа шлифовочные гребни претерпевают плоское сжатие, формируются площадки контакта в виде борозд, края борозд откалываются и износ на данной стадии происходит по механизму: пластическая деформация → деформационное упрочнение → отрыв. Оторвавшиеся частицы могут попасть в зону контакта, вдавиться и действовать как режущий инструмент (рисунок 3.1 б). После 9000 циклов для покрытия CoAl_2O_4 площадь контакта заметно увеличивается, несущие дорожки расширяются за счет деформирования, поскольку отрыв и унос краев гребней позволил их расширить. В местах соединения гребней наблюдаются небольшие пустоты (рисунок 3.2). Схему механизма износа покрытия в целом можно представить как пластическая деформация → деформационное упрочнение → разрушение и отслоение деформационных «языков». Окисление поверхности для покрытия не характерно. Это обусловлено составом, который способствует образованию трудноактивируемых при контакте шпинелей [65,84].

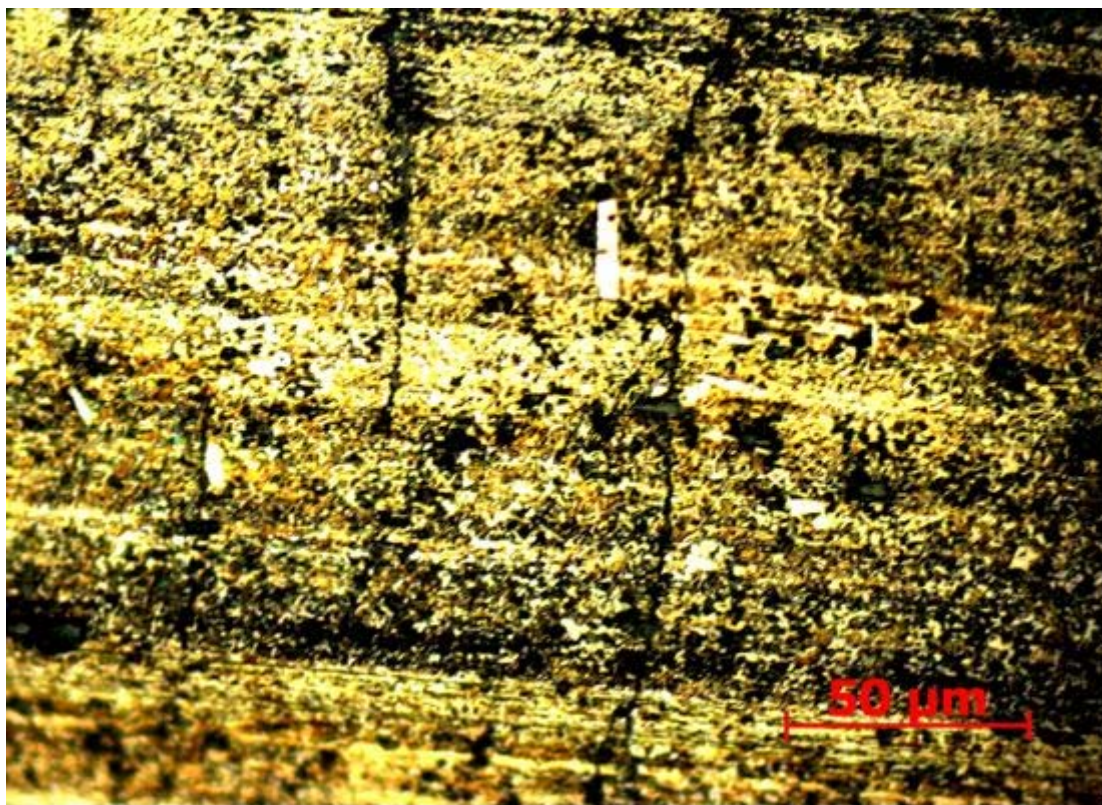


а)



б)

Рисунок 3.1 – Поверхность трения износостойкого покрытия: а) исходное состояние, увеличение $20\times$; б) путь трения 9000 циклов; модификатор CoAl_2O_4 , контртело - термообработанная Ст6, нагрузка 75 кГ, сухое трение.



а)



б)

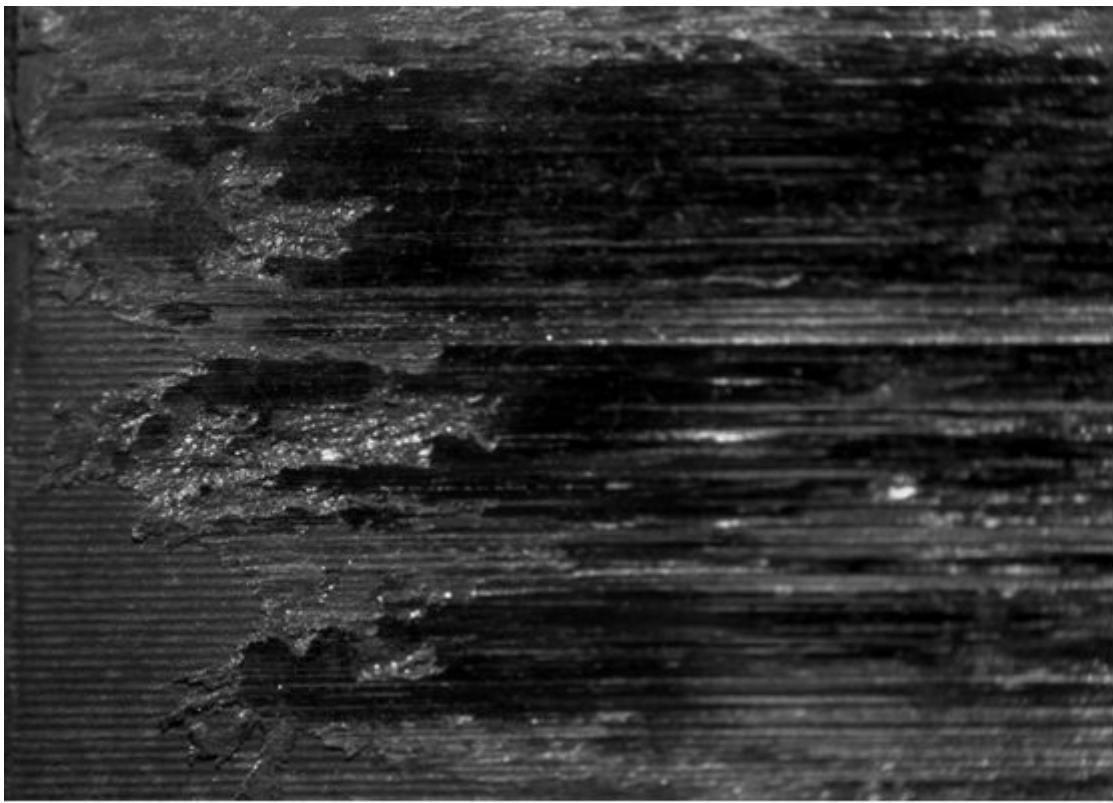
Рисунок 3.2 – Поверхность трения износостойкого покрытия:
а) область контакта; б) пустоты; модификатор CoAl_2O_4 ;
путь трения 54000 циклов; увеличение $20\times$.

Поверхность трения износостойкого покрытия с CuAl_2O_4 , также имеет менее выраженный рельеф с относительно ровными дорожками трения как на рисунке 3.2 и более тонкими бороздками. Элементы пластического оттеснения на поверхностях не очень развиты. В образовании микроучастков со следами глубинного расслоения и вырывания участвуют силы адгезионного взаимодействия. Наблюдается переход материала прилипанием стального контртела в областях выкрашивания покрытия (рисунок 3.2 б).

Начиная с 9000 циклов испытаний, состояние поверхности при изнашивании данных материалов становится различным. Для стального контртела при 10^4 циклов продолжается расширение площади контакта, явно выраженная бороздчатость сохраняется до конца испытаний – 54000 циклов. Деформирование гребней с образованием заусениц и языков отрыва проявляется и при такой длительной наработке. В некоторых локальных участках видны следы заедания, вырывы (рисунок 3.3). В режиме установившегося износа поверхности покрытия чистые, с плоскими мелкими наплывами - «языками» с четко выраженным направлением скольжения.

Для термообработанного контртела Ст6 ТО с 9000 циклов начинается окисление поверхности за счет тепла, выделяющегося при трении скольжения (рисунок 3.3). У деформированных чешуек, состоящих из металлических и оксидных частей, края раскрошены, в местах выкрашивания частиц скапливаются дисперсные продукты износа.

В целом анализ поверхностей износа образцов показывает, что наблюдаются все основные механизмы повреждения контактных зон: упругое и пластическое оттеснение, микрорезание, выкрашивание, отслоение, вырывы. В основном наблюдается механизм повреждения микрорезанием, обуславливаемый внедрением частиц покрытия в сталь и последующим их перемещением по ее поверхности с образованием борозд, канавок и рисок различной ширины. Вследствие образования окалины поверхность «разрыхляется» что выражается в рельефности поверхности.



а)



б)

Рисунок 3.3 – Поверхность трения термообработанного стального контртела
Ст6 ТО, путь трения: а) 9000 циклов б) 54000 циклов; увеличение 20×.

Таким образом, для стального материала контртела Ст6ТО также основным механизмом разрушения является: пластическое деформирование → деформационное упрочнение → отрыв. Однако, вследствие интенсивного окисления и уноса материала в виде окислов интенсивность изнашивания для стального контртела является существенно большим.

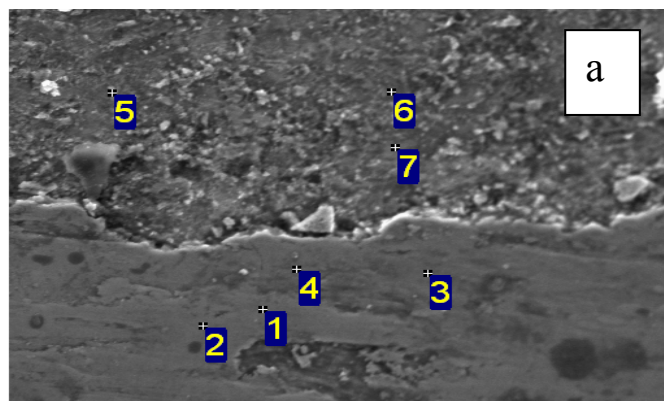
3.2. Микрорентгеноспектральные исследования поверхностей модифицированных износостойких покрытий и стального контртела

В данном параграфе приведены результаты микрорентгеноспектральных исследований перехода материалов контактных поверхностей при трении модифицированных покрытий с контртелами. Микрорентгеноспектральные исследования проведены также с целью выявления взаимосвязи профилей поверхностей трения с фактической площадью контакта.

Как известно, процесс изнашивания порошковых покрытий при трении скольжения зависит от фактической площади контакта, величина которой определяется текущим состоянием микрогеометрии поверхности трения порошкового покрытия. Структура порошкового покрытия, которая формируется при неравновесных условиях напыления, безусловно, влияет на микрогеометрию поверхности трения. Поэтому закономерности, наблюдаемые при формировании структуры износостойких покрытий, проявляются и в процессе их изнашивания.

Для идентификации перехода материала выбраны основные элементы сопряженных поверхностей трения: на поверхности покрытия – железо, на поверхности контртела – никель (таблице 3.1).

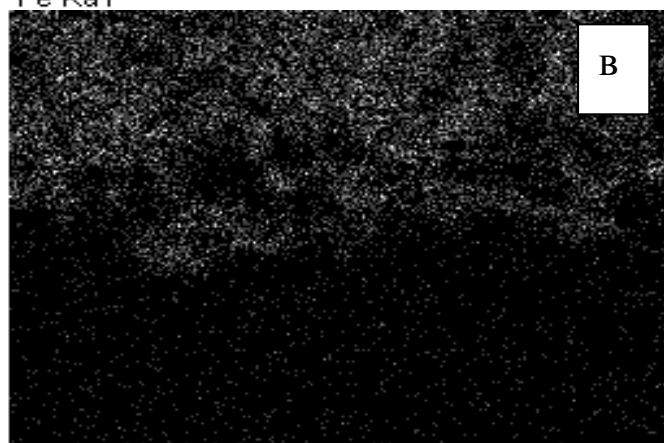
На рисунке 3.4 приведены электронно-микроскопическое изображение поверхности трения модифицированного покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 при трении с контртелом из Ст6 (а) и элементные карты железа, никеля и кислорода (б,в,г) (приложение 2).



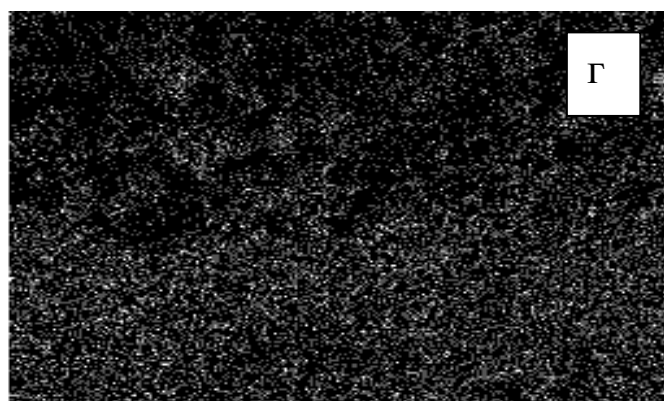
Electron Image 1



Fe Ka1



Ni Ka1



O Ka1

Рисунок 3.4 – Поверхность трения (а) модифицированного покрытия с УДП CuAl_2O_4 и элементные карты: б – железо; в – никель; г – кислород. Таблица

3.1 – Содержание химических элементов поверхности покрытия с УДП



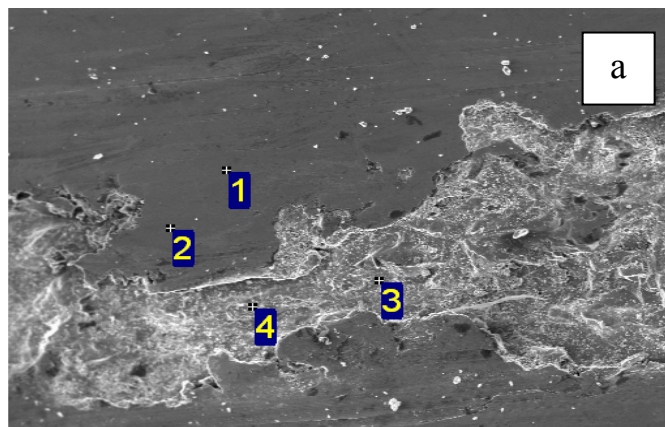
Spectrum	C	O	Na	Al	Si	Cl	Cr	Mn	Fe	Ni
1		23.45			0.27		0.76	0.61	72.69	2.21
2		25.05			0.29		0.53	0.33	72.07	1.73
3		23.60			0.45		0.79	0.58	72.72	1.85
4		24.02			0.35		0.78	0.58	72.18	2.09
5	11.84	18.46			0.11		2.87	0.53	33.76	32.43
6	9.91	8.77		0.05	1.94		1.81	0.33	26.62	50.56
7	6.89	1.88		0.34	0.60		25.85	0.78	43.19	20.47
Sum Spectrum	10.35	19.90	0.62		0.63	0.25	2.52	0.47	49.39	15.87
Max.	11.84	25.05	0.62	0.34	1.94	0.25	25.85	0.78	72.72	50.56
Min.	6.89	1.88	0.62	0.05	0.11	0.25	0.53	0.33	26.62	1.73

Как видно из микрорентгеноспектральных данных (рисунок 3.4, 3.5 и таблицы 3.1,3.2), наблюдается переход материала Ст6 контртела к покрытию и наоборот, в областях, которые определяются микрогеометрией контактной поверхности трения (рисунок 3.1-3.3).

В участках контакта поверхности модифицированного покрытия с УДП CuAl_2O_4 1, 2, 3, 4 (рисунок 3.4 и таблица 3.1) видно, что поверхностный слой в основном содержит железо Fe и только малое содержание никеля Ni, когда как покрытие состоит в основном из никеля Ni. Это объясняется переходом материала контртела в поверхность покрытия в виде прослоек и частиц. В участках 5, 6, 7 наблюдается высокое содержание никеля Ni, предполагается, что это сам материал покрытия с продуктами износа (на основе Fe) контртела из Ст6 после ТО.

Как видно из элементных карт на рисунке 3.5, распределение железа и кислорода отражают микрогеометрию поверхности трения контртела из Ст6 ТО (а) при трении с покрытием, содержащим CuAl_2O_4 . Таким образом, можно оценить фактическую площадь контакта поверхностей трения.

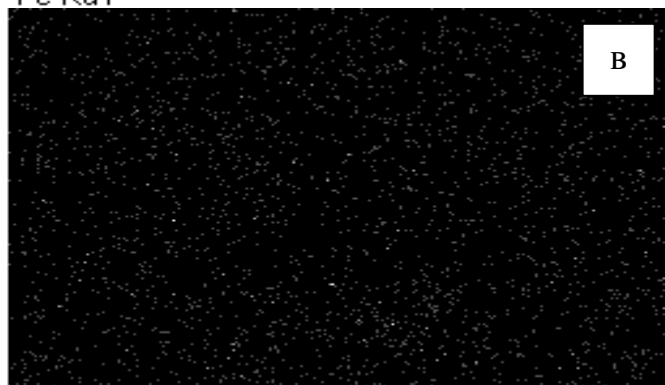
Перспективным является изучение фактической площади контакта с сопоставлением опорной кривой профиля, поперечного пути трения.



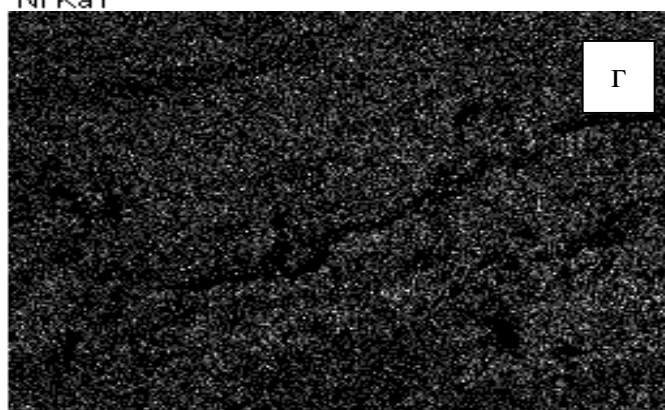
Electron Image 1



Fe Ka1



Ni Ka1



O Ka1

Рисунок 3.5 – Поверхность трения контртела из Ст6 ТО (а) при трении скольжения с покрытием CuAl_2O_4 и элементные карты: б – железо; в – никель; г – кислород.

Из рисунка 3.5 поверхности трения Ст6 ТО после износа при трении с покрытием CuAl_2O_4 , элементных карт и таблицы 3.2, видно, что поверхность контртела содержит более 2% Ni, когда как химический состав контртела Ст6 содержит Ni – 0,12% это объясняется переходом на атомном уровне, а также происходящим внедрением частиц износа покрытия в сталь.

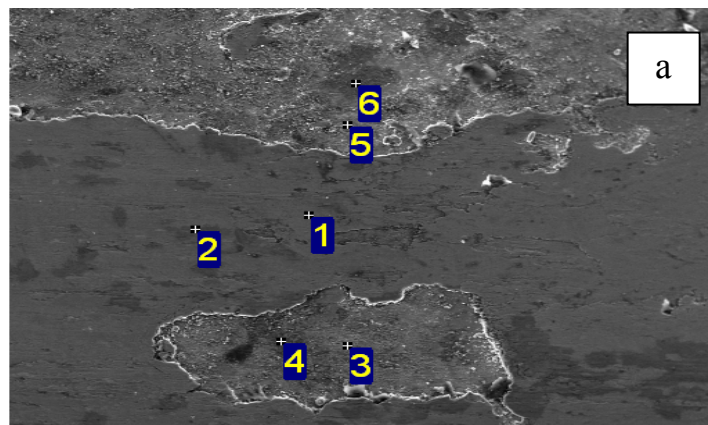
Таблица 3.2 – Содержание химических элементов поверхности контртела Ст6 ТО

Spectrum	In stats.	C	O	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
1	Yes		28.57	0.35	0.70	0.09	68.17	0.96	1.18
2	Yes		31.17	0.43	0.85	0.22	64.91	0.40	2.03
3	Yes		28.50	0.30	0.77	0.43	67.87	1.05	1.08
4	Yes		28.12	0.56	0.75	0.10	68.59	0.43	1.46
Sum Spectrum	Yes	6.51	28.29	0.37	0.62	0.25	61.92	0.24	1.79
Max.		6.51	31.17	0.56	0.85	0.43	68.59	1.05	2.03
Min.		6.51	28.12	0.30	0.62	0.09	61.92	0.24	1.08

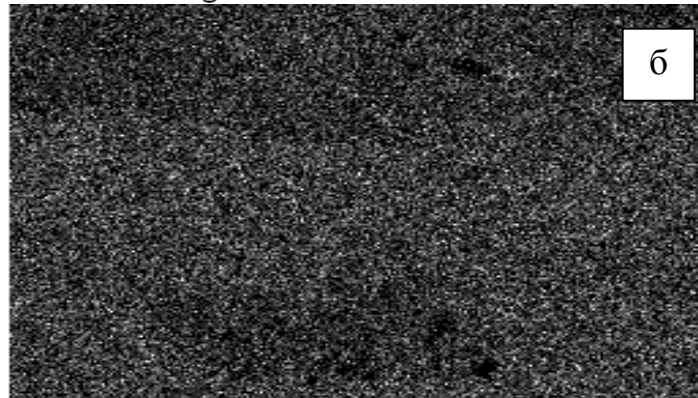
Таким же образом в случае пары трения - модифицированного покрытия с УДП CoAl_2O_4 и контртела из Ст6 после ТО, выраженно наблюдается переход материала покрытия к контртелу и обратно (рисунке 3.6, 3.7 и таблицы 3.3, 3.4), что влияет на формирование микрогеометрии контактных поверхностей трения модифицированного покрытия и металлического контртела.

Как видно из элементных карт на рисунке. 4.6, распределение никеля и кислорода отражают микрогеометрию поверхности трения покрытия с CoAl_2O_4 (а) при трении с контртелом из стального материала. По элементным картам данных элементов также можно оценить фактическую площадь контакта поверхностей трения.

Следует отметить, что данные микрорентгеноспектрального анализа позволяют оценить фрикционное контактное взаимодействие обеих видов покрытий (п.3.3).



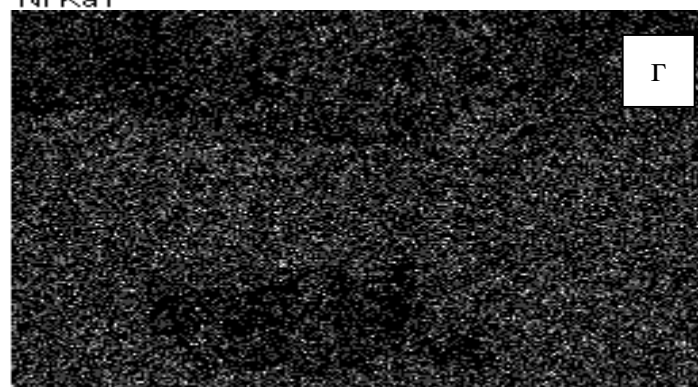
Electron Image 1



Fe Ka1



Ni Ka1



O Ka1

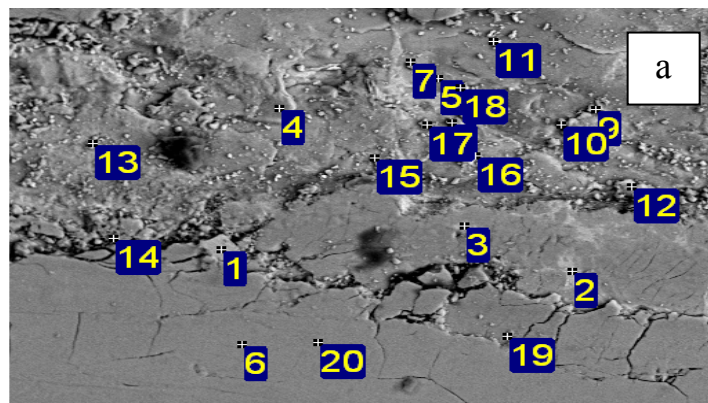
Рисунок 3.6 – Поверхность трения модифицированного покрытия с CoAl_2O_4 (а) и элементные карты: б – железо; в – никель; г – кислород.

Таблица 3.3 – Содержание химических элементов поверхности покрытия с
УДП CoAl_2O_4

Spectrum	C	O	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Total
1	0.96	26.98	0.61	0.89	0.61	67.38	0.45	2.31	-0.20	100.00
2	8.82	28.08	0.35	0.92	0.31	58.26	0.74	2.38	0.12	100.00
3	6.06	14.57	1.02	3.34	0.35	32.88	0.15	41.93	-0.29	100.00
4	14.0 2	17.90	0.98	2.49	0.34	33.71	0.43	30.14	-0.02	100.00
5	6.14	14.06	0.84	2.90	0.30	34.37	0.39	41.48	-0.47	100.00
6	10.3 7	14.64	0.19	3.35	-0.01	56.30	0.78	14.72	-0.33	100.00
Sum Spec- trum	7.88	23.89	0.44	2.36	0.36	55.02	0.47	8.55	0.18	100.00
Max.	14.0 2	28.08	1.02	3.35	0.61	67.38	0.78	41.93	0.18	
Min.	0.96	14.06	0.19	0.89	-0.01	32.88	0.15	2.31	-0.47	

Таблица 3.4 – Содержание химических элементов поверхности контртела
Ст6 ТО

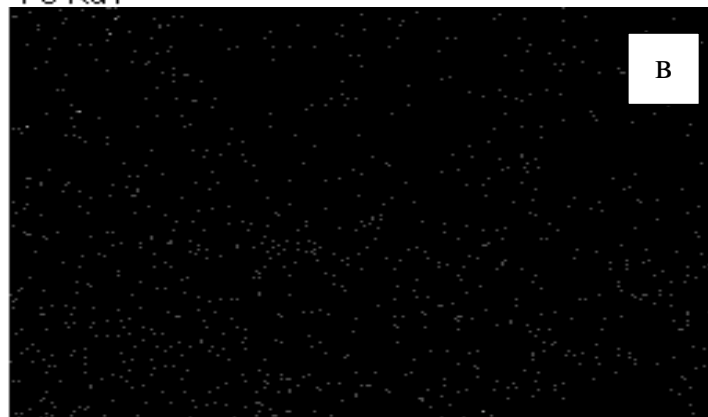
Spectrum	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Total
1	15.67	0.00	0.04	1.43	0.44	78.32	0.75	3.26	0.10	100.00
2	12.22	-0.03	0.18	-0.05	0.44	85.35	0.69	0.62	0.58	100.00
3	15.40	-0.08	-0.08	0.24	0.43	82.51	0.43	1.31	-0.16	100.00
4	26.74	0.26	0.39	0.33	0.28	70.18	0.62	1.12	0.07	100.00
5	23.22	0.29	0.29	0.42	0.18	73.67	0.41	1.11	0.43	100.00
6	27.22	-0.07	0.56	1.68	0.45	62.84	0.32	7.05	-0.04	100.00
7	21.05	0.01	0.26	0.25	0.22	77.13	0.24	1.16	-0.32	100.00
8	31.84	0.03	0.55	0.82	0.27	63.77	0.57	1.95	0.20	100.00
9	22.46	0.33	-0.15	0.72	0.24	72.14	0.62	3.10	0.53	100.00
10	23.98	-0.09	0.15	0.43	0.52	73.47	0.07	0.90	0.57	100.00
11	31.64	0.03	0.39	0.54	0.47	64.51	0.52	1.94	-0.04	100.00
12	32.91	-0.09	0.35	0.69	0.26	63.90	-0.13	1.99	0.10	100.00
13	32.85	0.03	0.63	0.78	0.45	60.91	0.53	3.98	-0.16	100.00
14	31.10	0.02	0.43	1.10	0.41	62.02	0.25	4.12	0.54	100.00
15	15.49	-0.05	0.34	0.54	0.34	81.35	0.23	1.37	0.41	100.00
16	16.24	-0.07	0.30	0.48	0.69	79.81	0.62	2.10	-0.17	100.00
17	17.24	-0.15	0.22	0.95	0.26	78.40	0.42	2.48	0.18	100.00
18	34.34	0.17	0.24	0.63	0.26	60.24	0.88	2.76	0.47	100.00
19	23.06	-0.04	0.45	1.53	0.45	69.04	0.21	5.25	0.06	100.00
20	27.14	0.19	0.42	1.41	0.42	64.76	0.59	4.95	0.13	100.00
Sum Spec- trum	24.69		0.43	0.74	0.33	71.09	0.19	2.53		100.00
Max.	34.34	0.33	0.63	1.68	0.69	85.35	0.88	7.05	0.58	
Min.	12.22	-0.15	-0.15	-0.05	0.18	60.24	-0.13	0.62	-0.32	



Electron Image 1



Fe Ka1



Ni Ka1



O Ka1

Рисунок 3.7 – Поверхность трения контртела из Ст6 ТО после износа с покрытием CuAl_2O_4 (а) и элементные карты: б – железо; в – никель; г – кислород.

3.3. Корреляционные характеристики профиля поверхности трения износостойких порошковых покрытий

Как известно, структура и физико-механические свойства порошковых покрытий существенно влияют на эксплуатационные характеристики обработанной поверхности деталей машин и механизмов. При этом остается недостаточно выясненной, как особенности структуры покрытий будут проявляться в процессах изнашивания контактных поверхностей пары трения. Одной из актуальных задач данного направления является установление корреляционных характеристик профиля контактных поверхностей трения, описывающих взаимосвязь частиц покрытия и структурных элементов материала контртела на поверхности, безусловно, связанных с триботехническими свойствами пары трения.

Анализ поперечных профилограмм поверхности трения покрытий и контртел показывает, что их значение при фиксированном значении $x = x_0$ существенно не отличается от значений координат профиля в достаточно малой окрестности точки x_0 . Поэтому следует ожидать существование корреляции между координатами профиля соседних точек контактных поверхностей трения. При изучении автокорреляционных функций профиля поверхности трения был проведен анализ характерного строения поперечных профилограмм. Как известно, поверхность материала при трении скольжения имеет характерные борозды по пути трения, которые отражаются на поперечной профилограмме впадинами. Поэтому для исследования строения поверхности трения целесообразным является изучение ее профилограмм, перпендикулярных к пути трения.

На рисунке 3.8 приведена схема, отражающая поведение автокорреляционной функции в зависимости от профиля борозды на поверхности трения. На графиках введены следующие обозначения координат: X – поперечная, вдоль профиля, Y – по высоте профиля, d – расстояние – аргумент автокорреляционной функции.

Как известно, автокорреляционная функция профиля получается вычислением коэффициента корреляции случайных координат профиля при смещении профилограммы на расстояние d [64,82].

При исследовании поверхности трения порошковых покрытий выяснилось, что автокорреляционная функция профилей имеет 3 характерных участка по расстоянию d (рисунок 3.8 б). Участок I положительных значений автокорреляционной функции соответствует левому склону борозды на схеме 3.8,а; смена знака автокорреляционной функции при нуле происходит на расстоянии d_0 , соответствующему достижению нижней точки борозды.

Далее, участок II отрицательной корреляции соответствует правому склону борозды на схеме рисунка 3.8 а; из-за случайного расположения выступов, модуль автокорреляционной функции на данном участке значительно снижен. При достижении следующего выступа микрогеометрии автокорреляционная функция профиля снова меняет свой знак на положительный - в начале участка III.

Третий участок характеризуется колебаниями автокорреляционной функции профиля вблизи нуля, также вследствие случайного характера поперечного профиля.

Из характера поведения автокорреляционной функции следует, что удвоенное расстояние d_0 , при котором достигается первый нуль автокорреляционной функции, характеризует среднюю ширину борозды поверхности трения порошкового покрытия (рисунок 3.8). С расстоянием d_0 тесно связан т.н. радиус корреляции – расстояние, при котором корреляция падает в $e \approx 2,718..$ раз. Дело в том, что для основных видов случайных процессов автокорреляционная функция описывается зависимостью вида $\exp(-d/r_0)$, где r_0 – радиус корреляции [83].

Расстояние d_0 , при котором достигается первый нуль автокорреляционной функции, является верхней оценкой радиуса корреляции r_0 , также данное расстояние d_0 сравнительно проще определяется математической обработкой профилограмм.

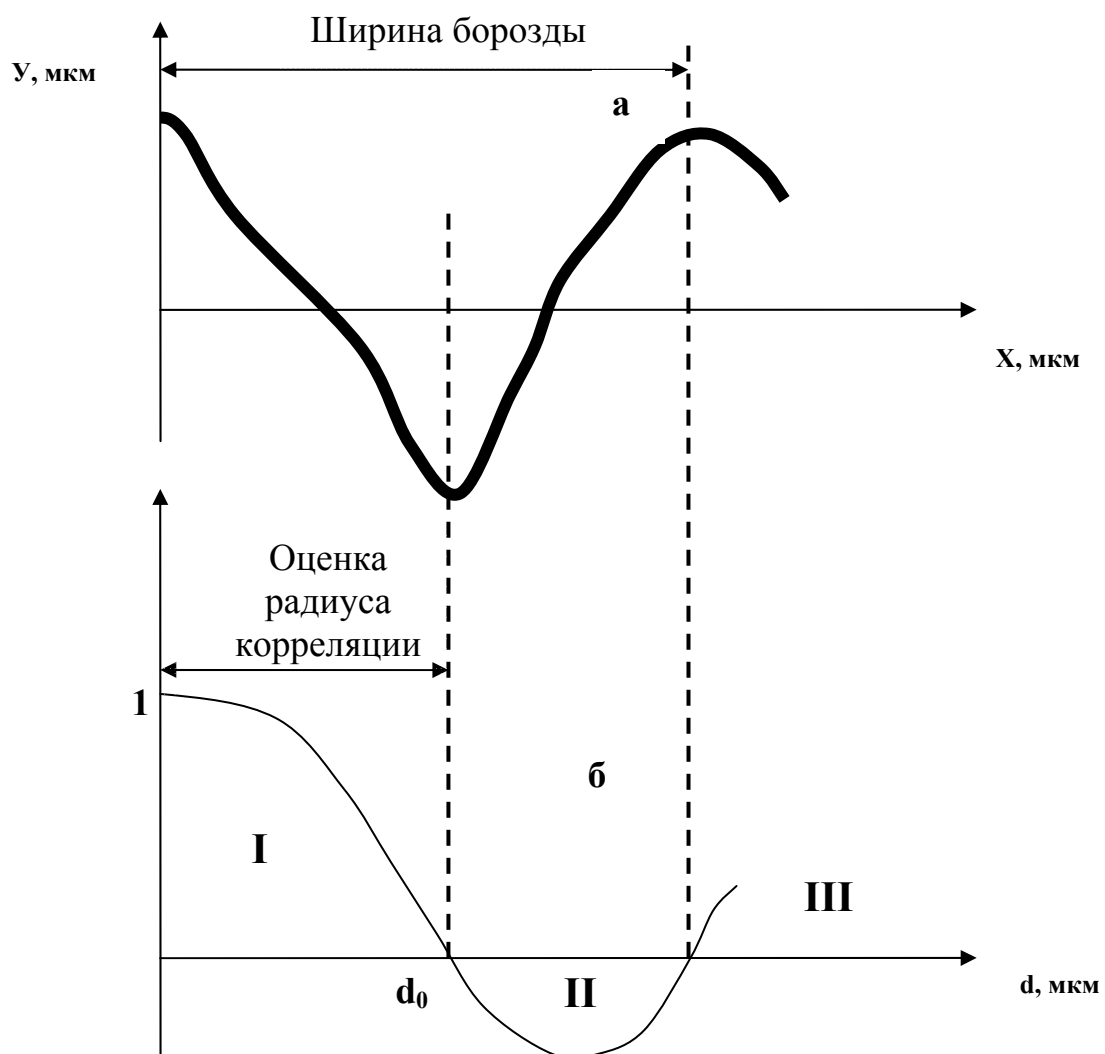


Рисунок 3.8 – Схема участка с бороздой поперечного профиля (а)
и автокорреляционная функция (б)

Таким образом, среднюю ширину борозд можно оценить анализом усредненной автокорреляционной функции; в качестве характеристики поверхности трения целесообразно рассмотреть верхнюю оценку радиуса корреляции – расстояние d_0 , при котором автокорреляционная функция первый раз обращается в нуль; далее, для краткости его и будем называть радиусом корреляции.

Как установлено экспериментальными исследованиями, при установившемся износе порошкового покрытия и контртела микрогеометрия контактных поверхностей трения отличается нестабильностью, отражает динамику изнашивания в зависимости от механизмов износа (рисунок 4.2-4.6, 4.11). Поскольку в строении поверхности трения покрытия преобладают продольные борозды, для их описания перспективным становится исследование автокорреляционной функции профиля, поперечного пути трения. Как обосновано выше, среднюю ширину борозд поверхности трения можно оценить анализом усредненной автокорреляционной функции; в качестве характеристики поверхности трения целесообразно рассмотреть радиус корреляции – координату вдоль профиля, при которой автокорреляционная функция обращается в нуль; по физическому смыслу радиус корреляции отражает среднюю полуширину продольных борозд на поверхности трения.

На рисунке 3.9 приведены автокорреляционные функции участков покрытия с ультрадисперсными добавками шпинели CuAl_2O_4 при трении с контртелом из Ст6. Действительно, существование устойчивой корреляции с коэффициентом корреляции $>0,8-0,7$ между координатами профиля соседних точек поверхности покрытия подтверждается экспериментальной усредненной автокорреляционной функцией (рисунок 3.9), она показывает тесноту взаимосвязи сечений профиля на расстоянии до ≈ 20 мкм. Как видно из графиков, автокорреляционные функции участков в области значительной корреляции несущественно отличаются, характеризуются монотонным убыванием. На расстояниях 100-150 мкм корреляция снижается до практически несущественного уровня, наблюдается статистический разброс данных вблизи нуля и в характерном участке отрицательных значений Π (рисунок 3.8). Ис-

следованиями выявлено, что автокорреляционная функция профиля покрытия с ультрадисперсными добавками шпинелей качественно не изменяется по пути трения, монотонно убывает с увеличением расстояния, практически исчезает при расстояниях свыше 150 - 300 мкм; наблюдаются незначительные характерные колебания функции по расстоянию и по пути трения (рисунок 3.10). Также наблюдается единичное большое значение радиуса корреляции при $\approx 18\,000$ циклов пути трения (рисунок 3.11) (приложение 3).

Как видно из графиков радиусов корреляции на рис. 3.11, поведение оценки радиуса имеет характерные этапы изменения: сначала наблюдаются относительно небольшие колебания около ≈ 250 мкм, далее следует резкое возрастание радиуса (практически вдвое). В дальнейшем происходит обратное снижение до ≈ 250 мкм, и наблюдаются также относительно небольшие колебания. Следует отметить, что такое единичное увеличение наблюдалось для обоих видов покрытий с ультрадисперсными добавками шпинели (рисунок 3.11). Возможно, такая закономерность изменения радиуса корреляции связана с переходом материала или смятием борозд – пластическими деформациями на поверхности трения покрытия при трении пары «покрытие - стальное контртело»; природа резкого увеличения радиуса корреляции поперечного профиля покрытия является предметом будущих исследований.

Установлено, что на автокорреляционную функцию поперечного профиля покрытия существенное влияние оказывает материал контртела. На рисунке 3.12 приведены автокорреляционные функции участков покрытия с ультрадисперсными добавками шпинели CuAl_2O_4 при трении с контртелом из твердосплавного материала ВК6; также наблюдается устойчивая корреляция между координатами профиля соседних точек поверхности покрытия на расстоянии до ≈ 50 мкм с коэффициентом корреляции $>0,8-0,7$ (рисунок 3.12). Как видно из графиков, автокорреляционные функции участков в области значительной корреляции отличаются разбросом, однако, также характеризуются монотонным убыванием. Даже при вдвое меньшей нагрузке корреляция снижается до практически несущественного уровня на больших расстоя-

ниях $\approx 250-300$ мкм, наблюдается статистический разброс данных вблизи нуля и на характерных участках II и III (рисунок 3.8).

Разброс данных корреляционной функции обусловлен тем, что твердосплавный материал контртела из-за большей хрупкости способен к выкрашиванию при трении скольжения [65], этот процесс изнашивания приводит к регулярному появлению нового рельефа трущегося контртела. Выявлено, что высокая износостойкость твердосплавного материала приводит к бороздам большей ширины (рисунок 3.9, 3.12) даже при меньшей нагрузке. При трении покрытия с контртелом из твердосплавного материала ВК6 изменение микрогеометрии контактных поверхностей происходит также с последующим сглаживанием, что приводит к колебаниям их шероховатости [79].

Также установлено, что при трении с твердосплавным контртелом автокорреляционная функция профиля покрытия с ультрадисперсными добавками шпинелей хотя качественно не изменяется по пути трения - монотонно убывает с увеличением расстояния, практически исчезая при расстояниях свыше на расстоянии до ≈ 300 мкм, наблюдаются более значительные характерные колебания функции по расстоянию и по пути трения (рисунок 3.13).

Особенно четко на графике рисунка 3.13 наблюдается сглаживание начальной шероховатости, обусловленной наличием практически регулярно расположенных борозд на исходной поверхности покрытия. Как установлено исследованиями, влияние начальной шероховатости исчезает к концу стадии приработки ($\approx 5000 - 10\,000$ циклов), с началом установившегося износа.

На рисунке. 3.14 приведен также график оценки радиуса корреляции профиля поверхности трения покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 при трении с контртелом из твердосплавного материала ВК6 [65]. Как видно из графика, радиус корреляции изменяется с чередующимися колебаниями в интервале $\approx 150-350$ мкм; резкого единичного возрастания, как в случае стального контртела (рисунок 3.11), не наблюдается.

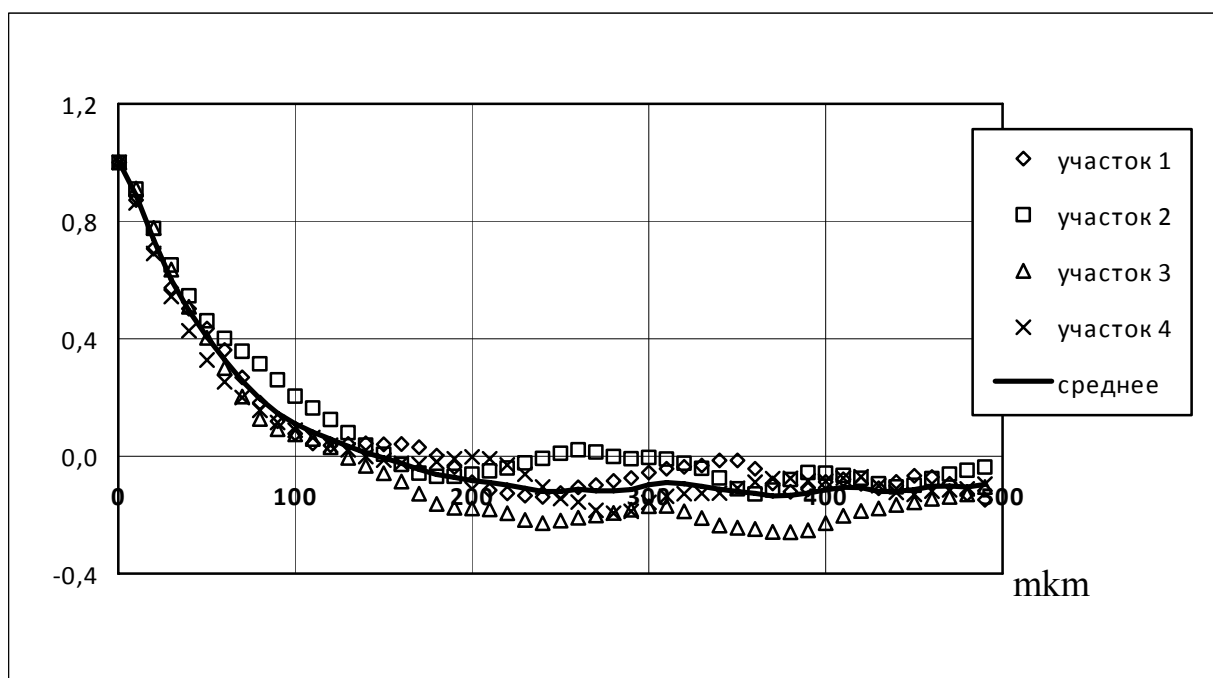


Рисунок 3.9 – Автокорреляционная функция профиля участков поверхности трения; Покрyтия с ультрадисперсными добавками. покрытие с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 , контртело Ст6, нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, путь трения 54 000 циклов (3 часа), трение сухое.

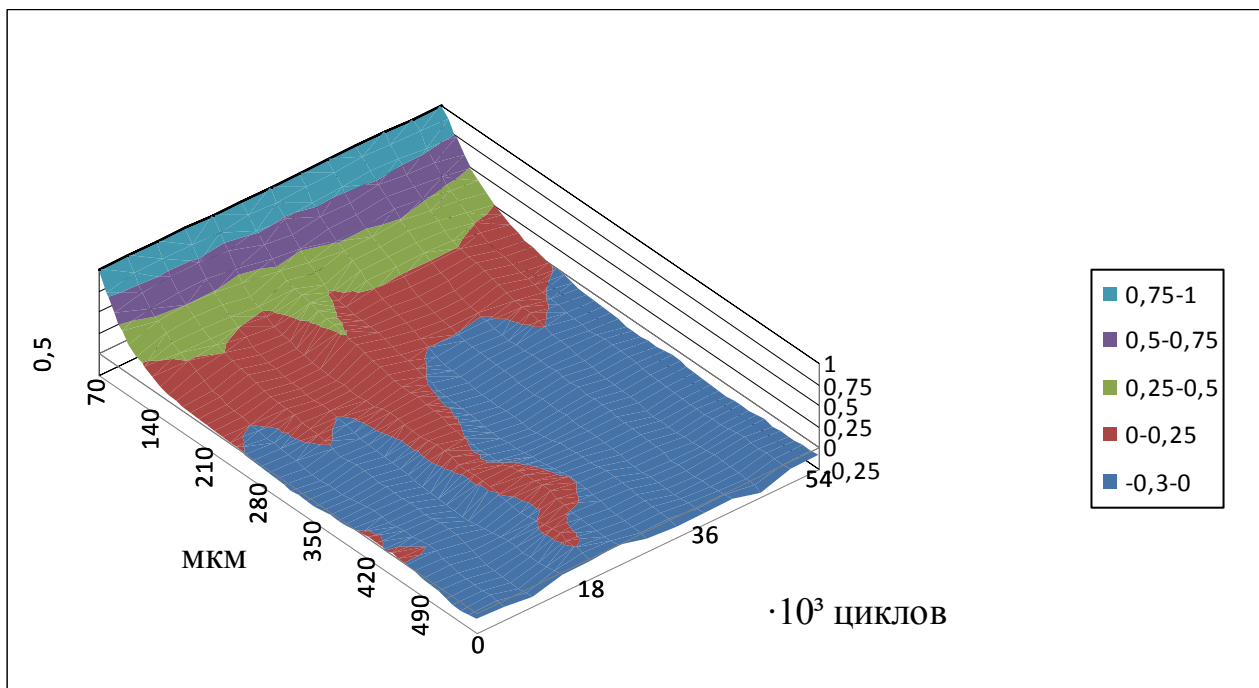


Рисунок 3.10 – Усредненная автокорреляционная функция профиля поверхности трения покрытия с ультрадисперсными добавками; покрытие с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 , контртело Ст6, нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.

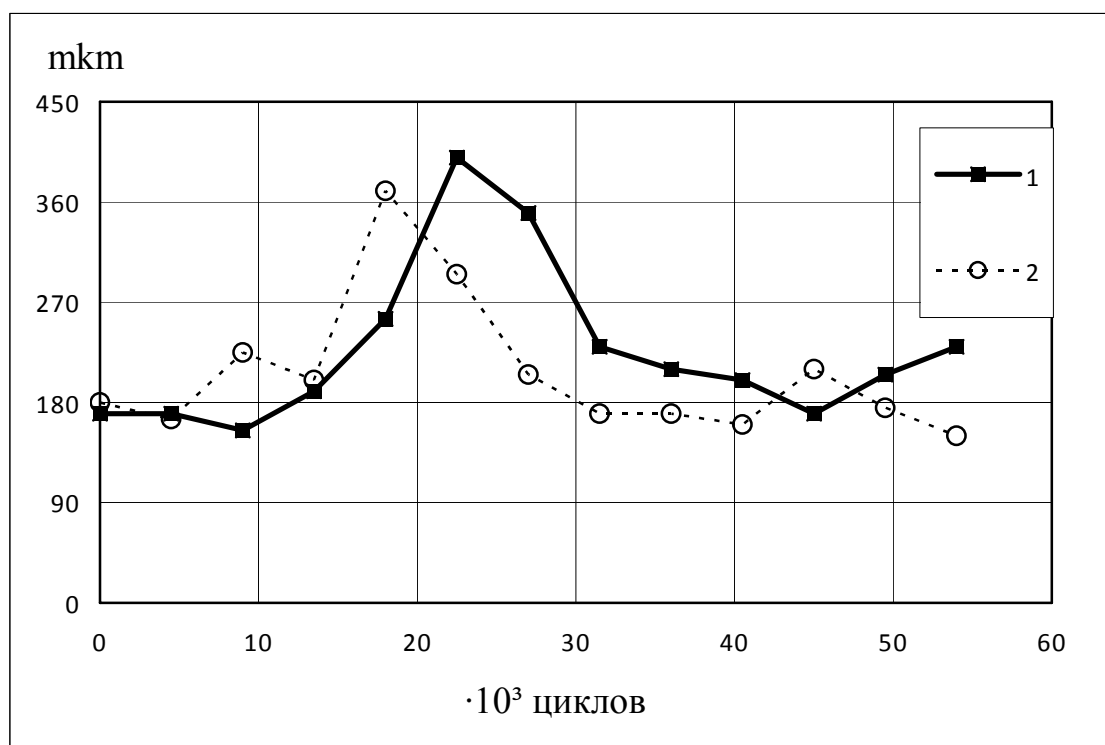


Рисунок 3.11 – Радиус корреляции поперечного профиля поверхности трения покрытия с ультрадисперсными добавками; ультрадисперсные добавки покрытия: 1 - CoAl_2O_4 ; 2- CuAl_2O_4 ; контртело Ст6, нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое

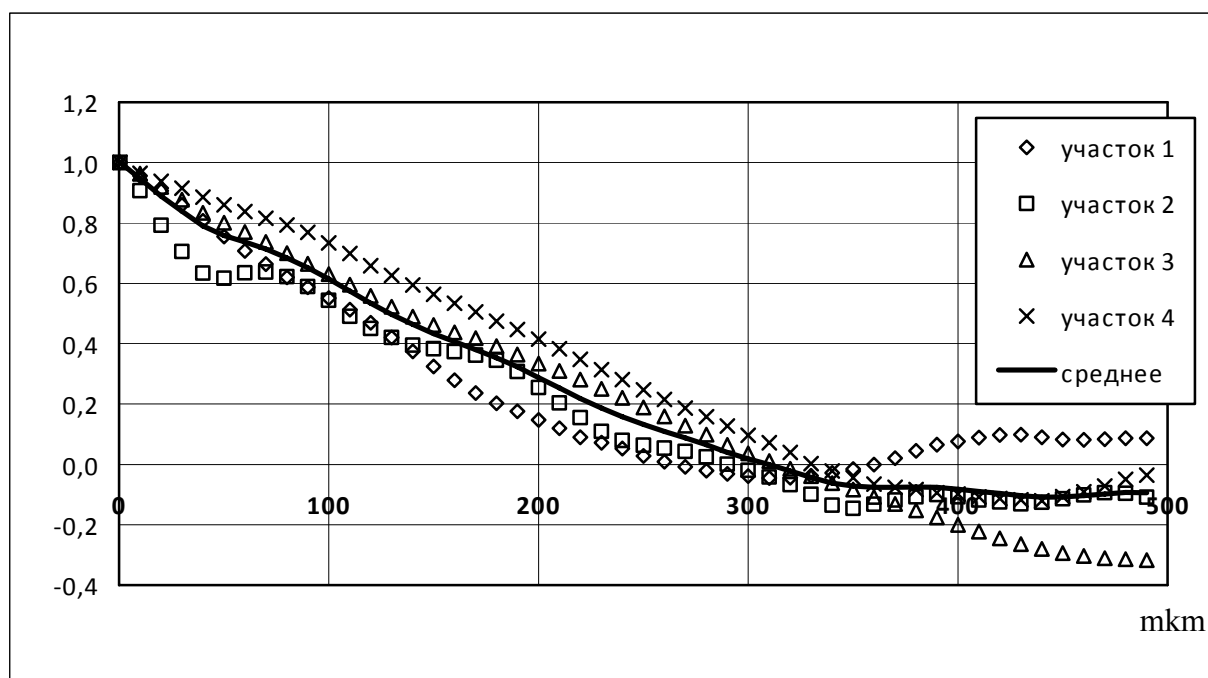


Рисунок 3.12 – Автокорреляционная функция профиля участков поверхности трения покрытия с ультрадисперсными добавками; покрытие с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 , контртело ВК6, нагрузка 38 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, путь трения 36 000 циклов (2 часа), трение сухое.

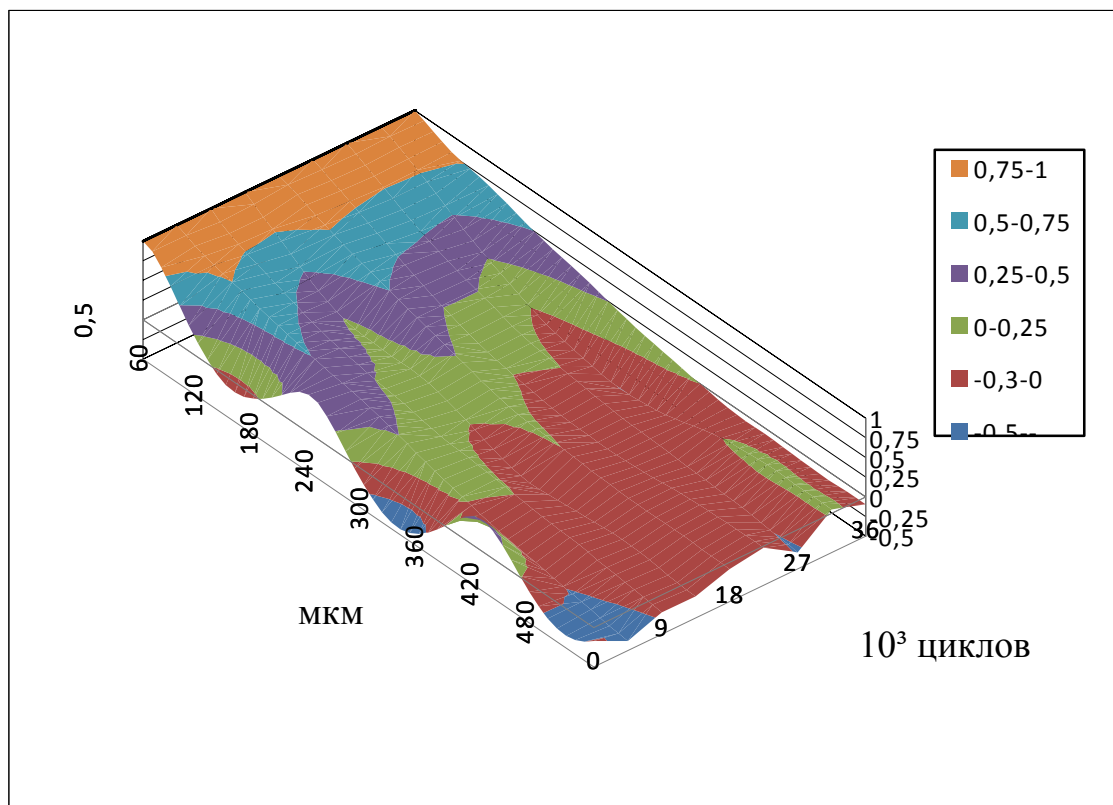


Рисунок 3.13 – Усредненная автокорреляционная функция профиля поверхности трения покрытия с ультрадисперсными добавками; покрытие с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 , контртело ВК6, нагрузка 38 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.



Рисунок 3.14 – Радиус корреляции поперечного профиля поверхности трения покрытия с ультрадисперсными добавками; покрытие с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 , контртело ВК6, нагрузка 38 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое;

На рисунке 3.15 приведены профили поверхности трения контртела из твердосплавного материала в зависимости от времени испытаний. Как видно из графиков, профиль поверхности трения твердосплавного материала изначально и по пути трения является существенно развитым, неоднородным, имеет множество выступов, неровностей, изломов; такой исходный вид профиля практически сохраняется, многократно восстанавливаясь по пути трения. Как отмечено выше, это обусловлено тем, что твердосплавный материал из-за большей хрупкости способен к разрушению выкрашиванием при трении скольжения, происходит формирование нового профиля. Далее, по пути трения выступы снова сглаживаются, разрушаясь под воздействием контактного трения с покрытием. Фрикционное изнашивание твердосплавного материала состоит из чередования таких механизмов постепенного усталостного разрушения поверхностного слоя [65].

На рисунке 3.16 приведены экспериментальные зависимости максимальных отклонений профиля твердосплавного материала от количества циклов.

Как видно из графиков, интервал средних отклонений к концу испытаний (36000 циклов) незначительно расширяется; прослеживается симметричность интервала относительно средней линии профиля, за исключением отдельных значений разброса.

На рисунке 3.17 приведена экспериментальная гистограмма отклонений профиля поверхности трения контртела из твердосплавного материала. Как установлено профилометрическими исследованиями, распределение высот равновесного профиля поверхности трения твердосплавного материала в основном является одномодальным и характеризуется симметричностью (рисунок 3.17).

Как установлено профилометрическими исследованиями, распределение отклонений профиля поверхности трения твердосплавного материала остается таким же одномодальным по всему пути трения и характеризуется симметричностью (рисунок 3.18).

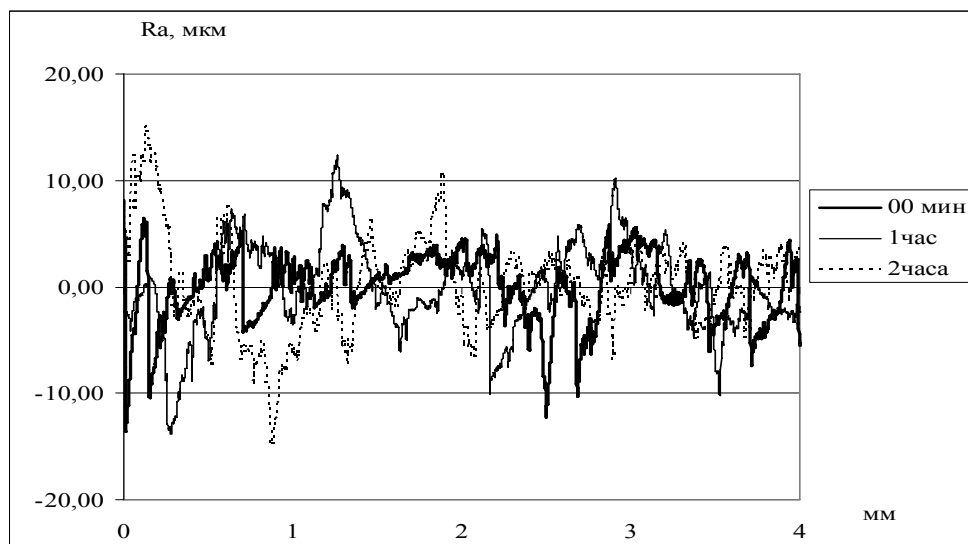


Рисунок 3.15 – Изменение профиля поверхности трения контртела из твердосплавного материала по времени испытаний; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.

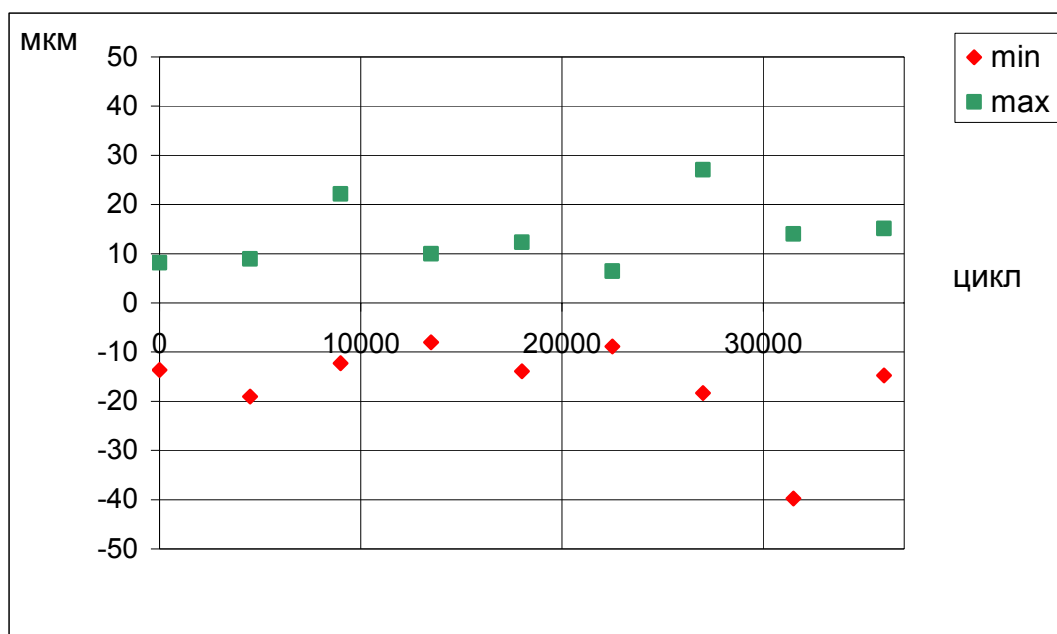


Рисунок 3.16 – Зависимость максимальных отклонений профиля поверхности трения твердосплавного материала от количества циклов; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое

Как известно, профиль равновесной поверхности трения не зависит от начального состояния, а определяется внешними условиями трения скольжения (текущее состояние поверхности контртела, смазка, температура и т.д.). Классические представления трибологии основываются на том общепринятом положении, что высоты профиля равновесной поверхности трения описываются нормальным распределением, симметричным относительно математического ожидания. Поэтому обнаруженные экспериментальные зависимости максимальных отклонений, распределения отклонений профиля поверхности трения твердосплавного материала от количества циклов не противоречат данной гипотезе (рисунок 3.16-3.18).

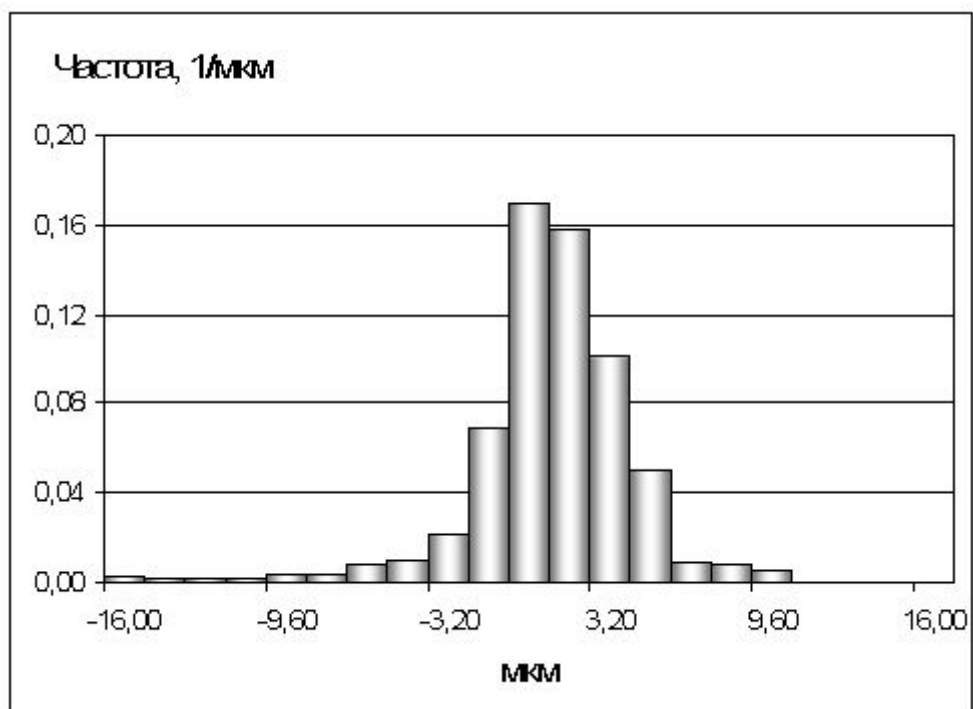


Рисунок 3.17 – Гистограмма отклонений профиля поверхности трения контртела из твердосплавного материала; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое, путь трения 4500 циклов.

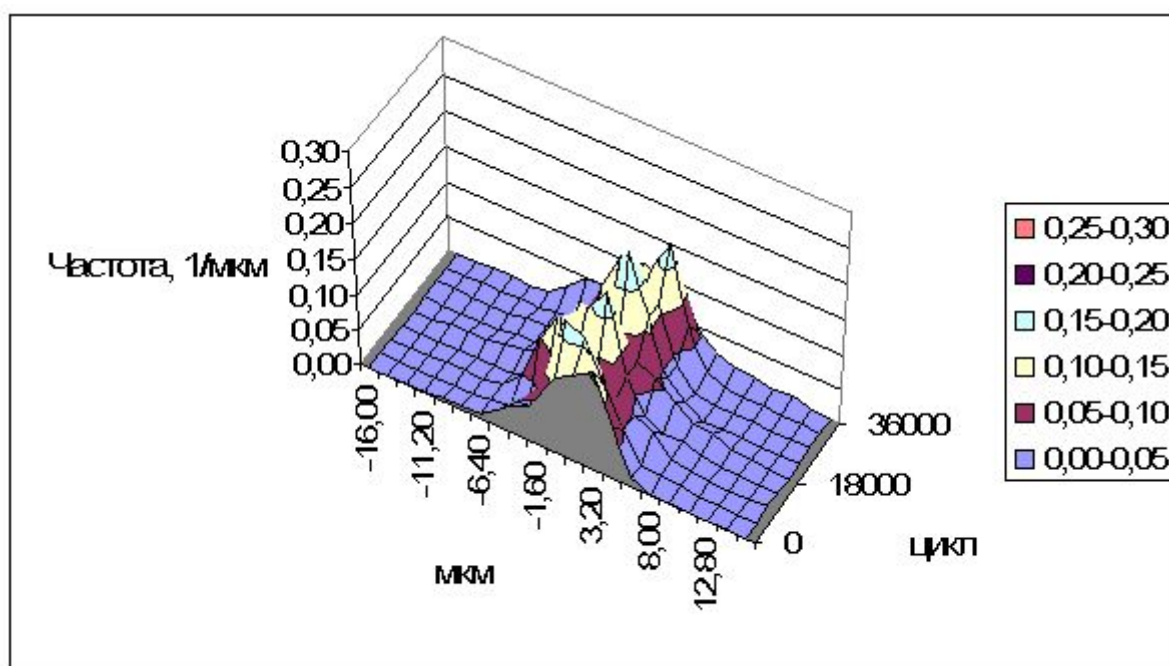


Рисунок 3.18 – Изменение отклонений профиля поверхности контртела из твердосплавного материала по пути трения; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.

Металлографическими и профилометрическими исследованиями изучены поверхности трения износостойких покрытий с модифицирующими добавками ультрадисперсных шпинелей CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 при трении скольжения со сталью Ст6.

В качестве характеристики поверхности трения исследованы автокорреляционные функции поперечного профиля износостойких покрытий с модифицирующими добавками ультрадисперсных шпинелей CoAl_2O_4 , CuAl_2O_4 и тугоплавкого оксида алюминия Al_2O_3 при трении скольжения с металлическими материалами – сталями Ст6 и вольфрамокобальтовым сплавом ВК6. Для всех износостойких покрытий обнаружено существование устойчивой корреляции координат соседних точек поперечного профиля с коэффициентом корреляции $>0,8-0,7$, что отражает наличие характерных продольных борозд на поверхности трения по всему пути трения.

Автокорреляционные функции поперечного профиля износостойких покрытий качественно не изменяются по пути трения - в режиме установившегося износа монотонно убывают с увеличением расстояния, практически исчезая на расстоянии, зависящем от материалов покрытия и контртела, а также от условий трения скольжения. В качестве характеристики структуры поверхности трения износостойких покрытий предлагается рассматривать верхнюю оценку радиуса корреляции, который отражает среднюю полуширину характерных продольных борозд на поверхности трения.

4. ИССЛЕДОВАНИЕ ФРИКЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СТРУКТУРЫ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТРТЕЛ

4.1. Исследование износостойкости модифицированных порошковых покрытий и металлических контртел

Для установления определяющих этапов и форм взаимодействия при одинаковых условиях трения были исследовано изнашивание поверхности трения газотермического покрытия с одинаковыми по размерам контртелами-колодками из двух материалов: из твердого сплава класса ВК и из стали Ст6. Данные материалы существенно отличаются по твердости, поэтому для них наиболее четко проявляется различие в закономерностях фрикционного изнашивания контактных поверхностей трения [65,66-70].

На рисунке 4.1, приведены данные массового износа M покрытий из порошковых покрытий с ультрадисперсными добавками двух составов от количества циклов. Как видно из рисунка 4.1, для покрытий наблюдаются незначительные участки приработки, далее идет процесс установившегося изнашивания. В начальной стадии износа (до $\approx 10\,000$ циклов) интенсивность изнашивания отличается от установившегося износа, в зависимости от материала покрытия и начальной шероховатости имеет различные значения. Разные значения интенсивности изнашивания в стадии приработки объясняется, видимо, изменением фактической площади контакта, которая к началу режима установившегося износа увеличивается и стабилизируется. Далее, когда начинается режим установившегося износа покрытия, начиная с $\approx 10\,000$ циклов, интенсивность изнашивания стабилизируется, наблюдается более равномерное повышение массового износа вплоть до 36 000 циклов [2,65].

Как видно из графиков на рисунке 4.1, состав покрытия с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 характеризуется более высокой износостойкостью, чем состав, содержащий CuAl_2O_4 .

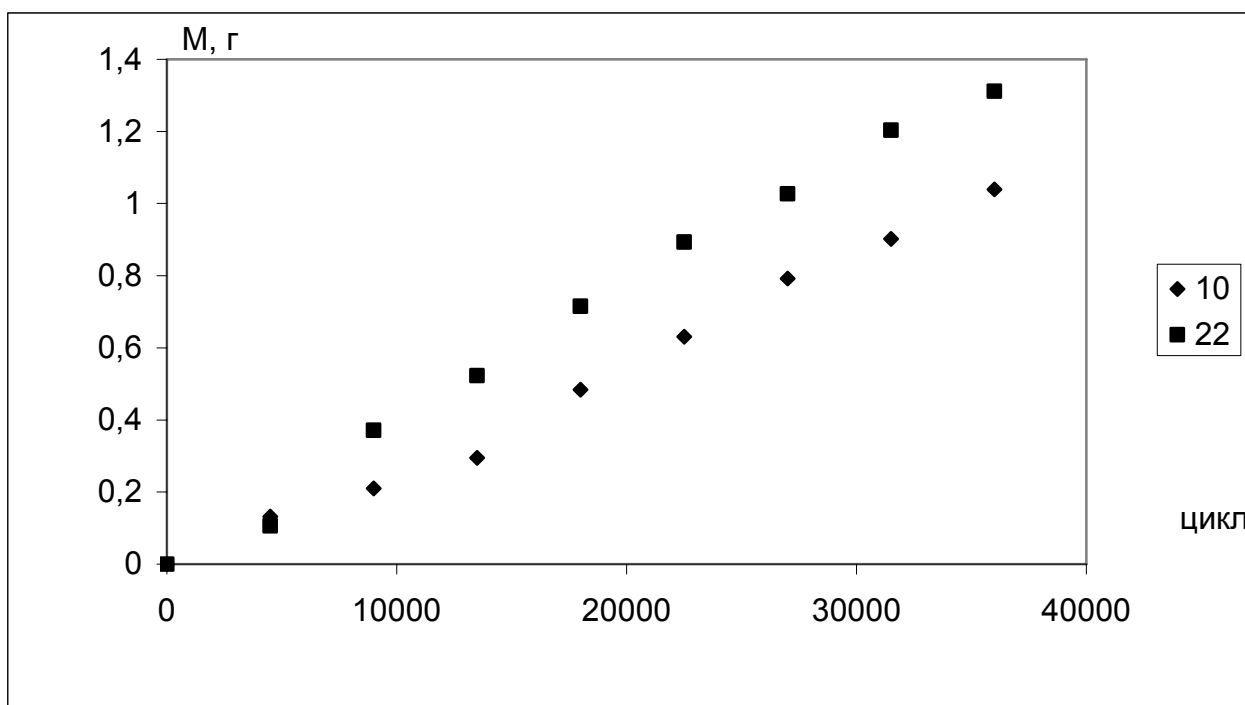


Рисунок 4.1 – Массовый износ покрытий с ультрадисперсными добавками;
образец №10 - CoAl_2O_4 ; образец №22 - CuAl_2O_4 ;
содержание ультрадисперсных добавок 0,2%.

На рисунке 4.2 приведены сравнительные данные массового износа твердосплавного контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 от количества циклов [65]. Как установлено экспериментальными исследованиями, в кривой массового износа твердосплавного контртела также присутствуют характерные участки приработки и установившегося износа (рисунок 4.2). В стадии приработки интенсивность износа отличается нестабильностью, имеет различные значения в зависимости от условий трения и начальной шероховатости. Далее, начиная с $\approx 15\,000$ - $25\,000$ циклов, начинается режим установившегося износа твердосплавного контртела, интенсивность изнашивания стабилизируется, наблюдается медленное неравномерное повышение вплоть до $\approx 36\,000$ циклов. Незначительное снижение массового износа покрытия, приводящее к неравномерности в поведении графика в участке при $\approx 5\,000$ циклов трения, обусловлено переходом удаленных пластических частиц износа покрытия к твердосплавному материалу с последующим закреплением в углублениях рельефа поверхности трения (лунки, борозды). Как отмечено выше, кривые массового износа износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками характеризуются небольшим участком приработки, практически с $\approx 10\,000$ циклов трения начинается установившийся износ. Наблюдаемая разница участков приработки определяется отличием твердости материалов в контактной паре. Контакт износостойкого упруго-пластичного покрытия с твердосплавным материалом приводит к быстрому установлению равновесной микрогеометрии поверхности трения покрытия. Более высокая интенсивность изнашивания твердосплавного материала в стадии приработки объясняется малой фактической площадью контакта, которая к началу режима установившегося износа увеличивается и стабилизируется, снижая массовый износ. В целом наблюдается существенная разница массовых износов твердосплавного материала и износостойкого покрытия, для приведенных данных износ покрытия практически на порядок превышает износ твердосплавного материала (рисунок 4.2) [65].

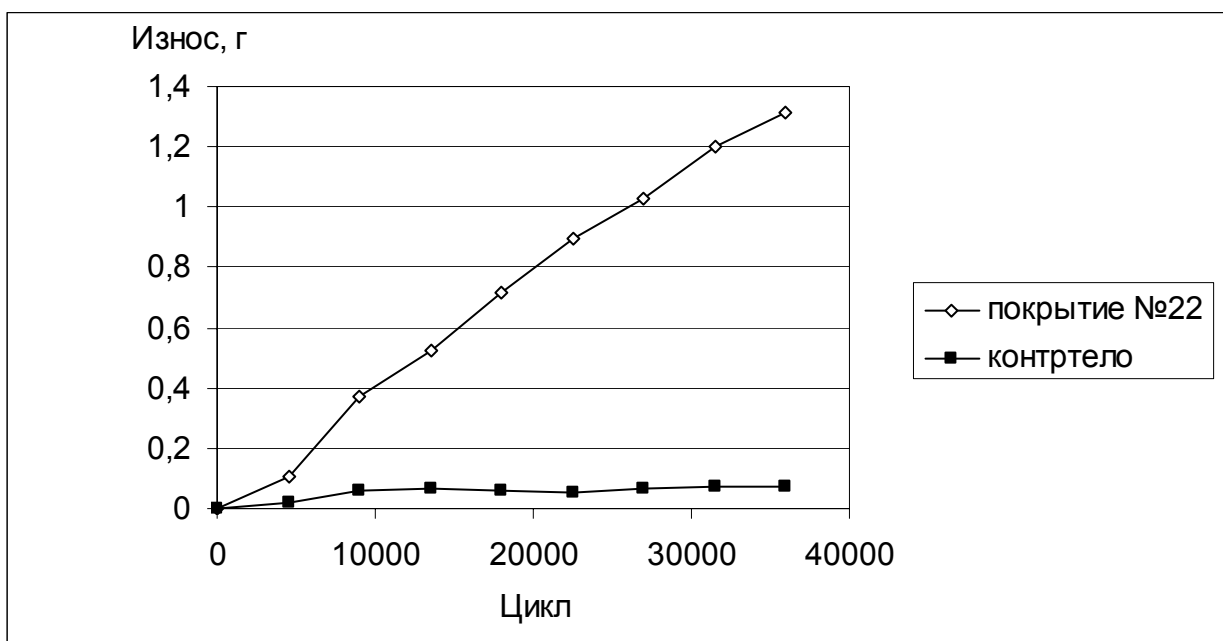


Рисунок 4.2 – Данные массового износа твердосплавного контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 ; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.

Как отмечено выше, с целью установления закономерностей фрикционного взаимодействия покрытия при одинаковых условиях трения были исследовано изнашивание поверхности трения газотермических покрытий с колдочкой - контртелом из Ст6 [66]. На рисунках 4.3, 4.4. приведены сравнительные данные массового износа стального контртела и износостойких покрытий с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 и CoAl_2O_4 от количества циклов. Как установлено экспериментальными исследованиями, в кривых массового износа стального контртела и покрытия практически не наблюдается существенных участков приработки, сразу начинается установившийся износ (рисунок 4.3, 4.4). Примерно с $\approx 5\,000$ циклов, когда начинается режим установившегося износа стального контртела, интенсивность изнашивания стабилизируется, наблюдается медленное равномерное повышение вплоть до 54 000 циклов. Незначительные разбросы массового износа покрытий с ультрадисперсными добавками от прямой линии, приводящие к неравномерности в поведении графика (рисунок 4.3.), обусловлены переходом удаленных пластических частиц износа контртела к более износостойкому покрытию также с последующим закреплением в углублениях рельефа поверхности трения [65].

Отсутствие существенных участков приработки определяется отличием твердости материалов в контактной паре «стальное контртело- покрытие». Контакт износостойкого упруго-пластичного покрытия со стальным контртелом приводит к быстрому установлению равновесной микрогеометрии обеих поверхностей трения. В целом наблюдается существенная разница массовых износов стального контртела и износостойкого покрытия, износ покрытий практически на порядок ниже износа стального контртела [65,68,70-75].

Также был построен сравнительный график массового износа покрытий и контртел из Ст6 ТО (рисунок 4.5.), из графиков видно, что контртело из Ст6 ТО является более износостойким, износ покрытия повышается, участок приработки незначителен. В целом наблюдается существенная разница массовых износов покрытия и контртела, обусловленная различной твердостью материалов контактных поверхностей.

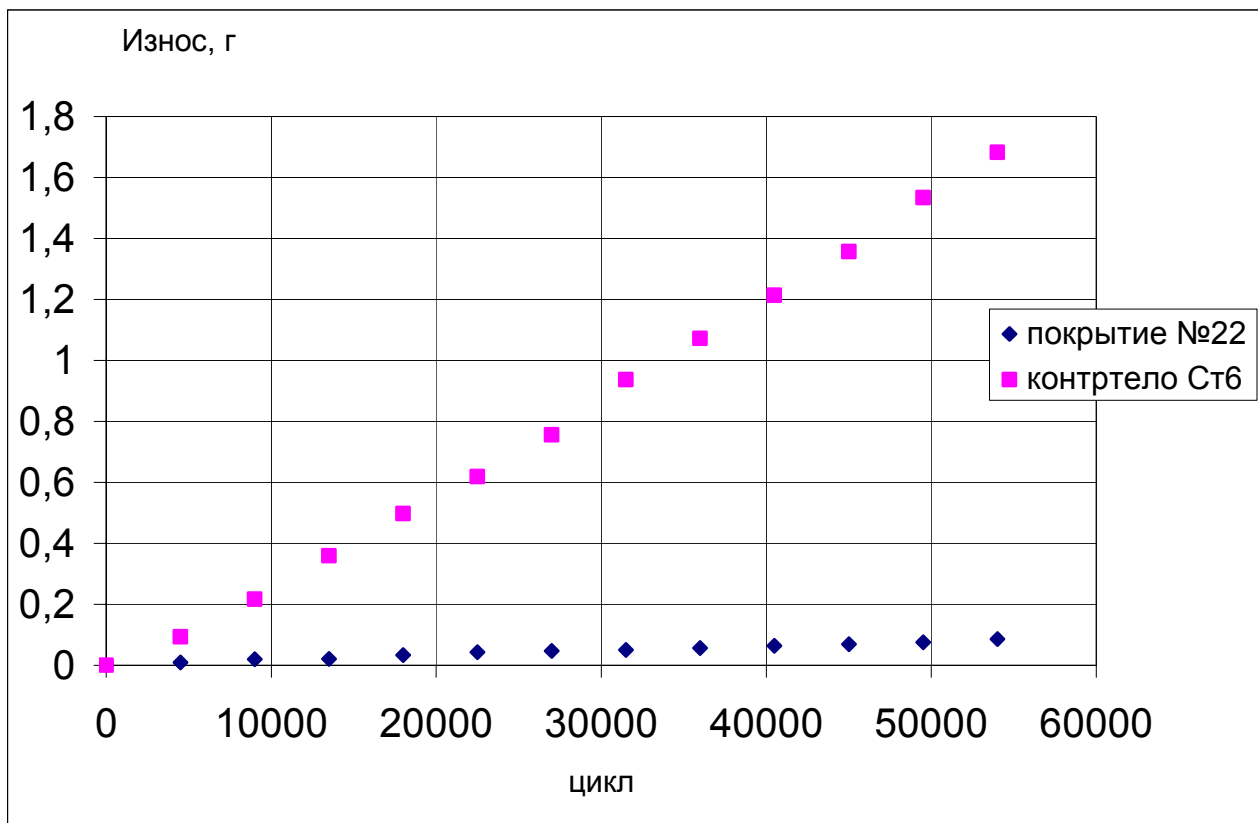


Рисунок 4.3 – Данные массового износа стального контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 ; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.

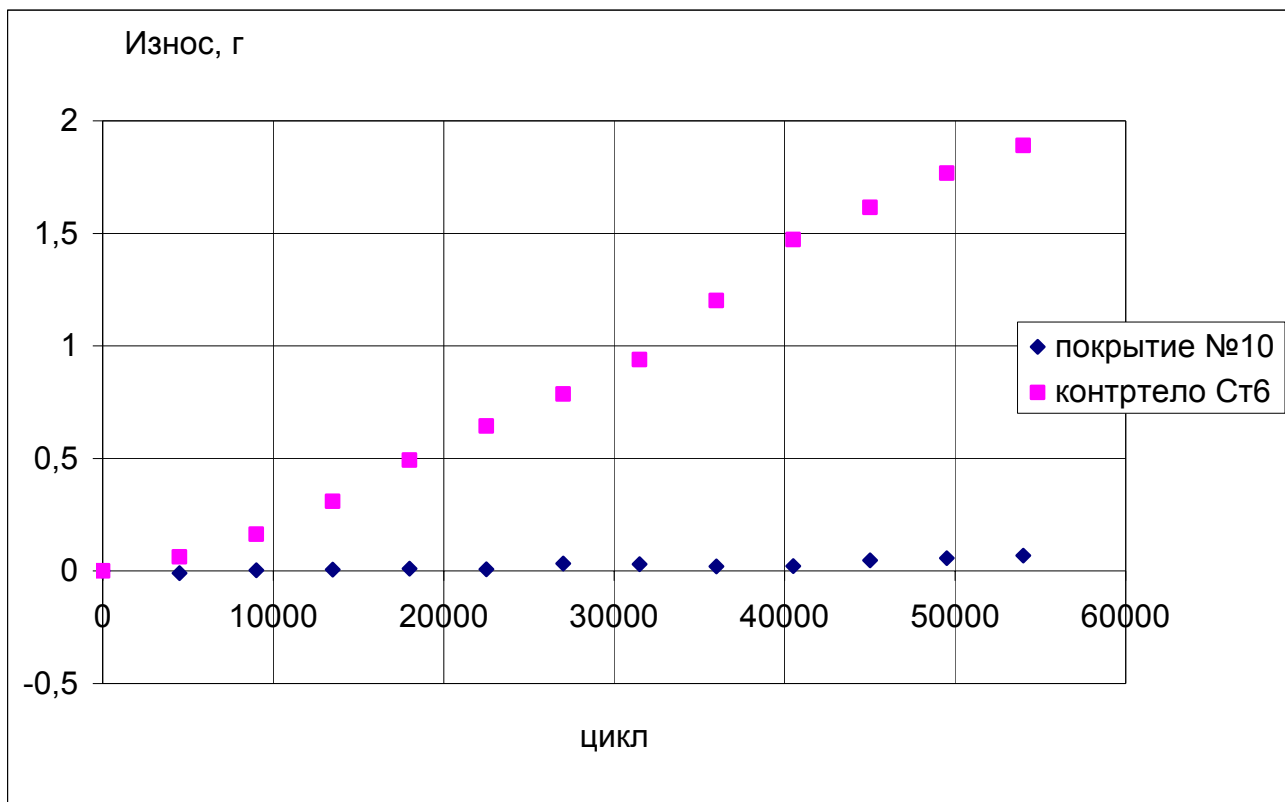
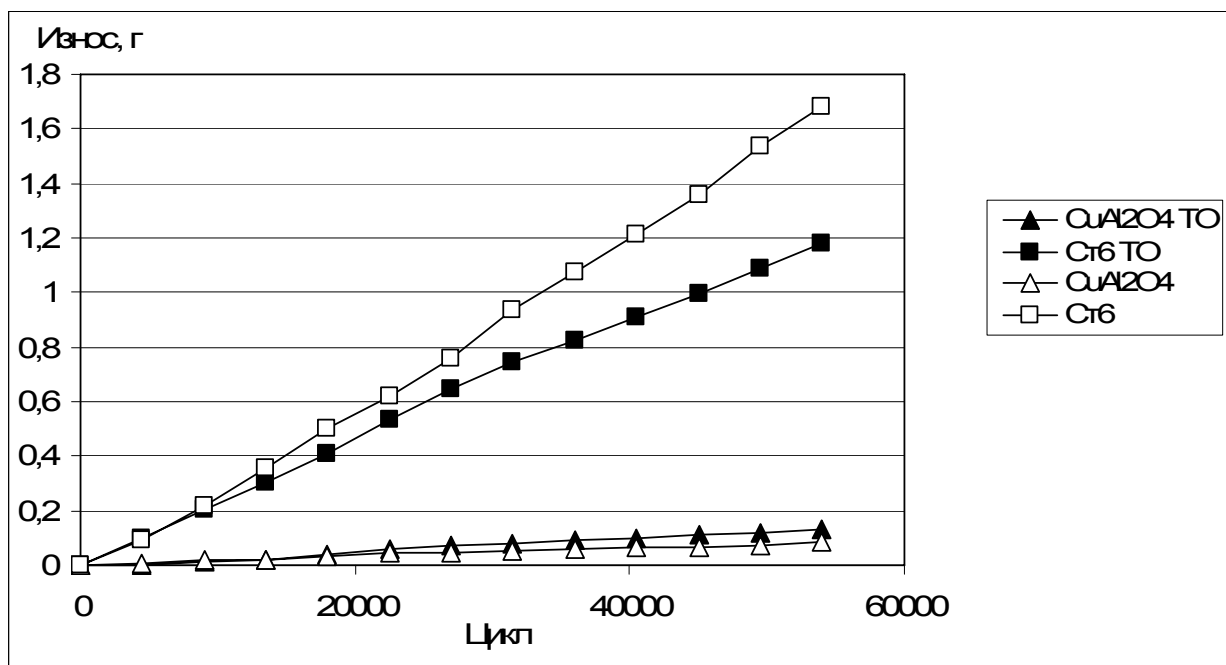
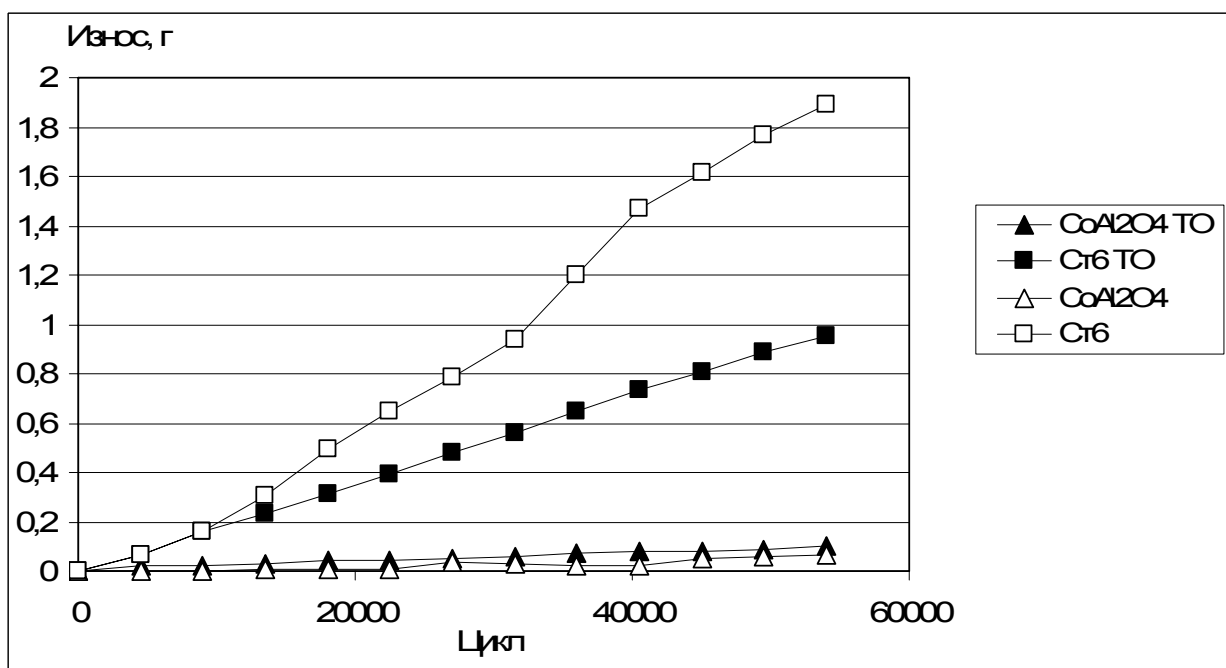


Рисунок 4.4 – Данные массового износа стального контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 ; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.



а)



б)

Рисунок 4.5 – Влияние термообработки контртела на массовый износ износостойких покрытий с ультрадисперсными добавками; а) Ст6, Ст6 ТО – CuAl_2O_4 ; б) Ст6, Ст6 ТО – CoAl_2O_4

4.2. Характеристики микрогеометрии контактных поверхностей при фрикционном взаимодействии модифицированных износостойких покрытий

На рисунках 4.6 и 4.7, соответственно, приведены зависимости средних шероховатостей R_a (а), среднеквадратических отклонений R_q (б) и размахов отклонений R_z (в) профиля поверхности трения твердосплавного материала и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками $CoAl_2O_4$ и $CuAl_2O_4$ от количества циклов [65].

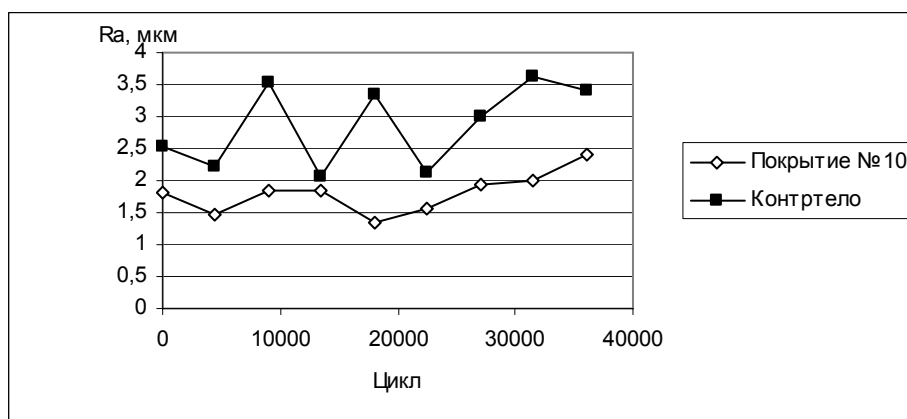
Как видно из графиков, примерно к $\approx 5 \times 10^3$ циклов, когда заканчивается участок влияния начальной шероховатости поверхности трения из-за ее приработки [66], шероховатости и контртела из твердосплавного материала и модифицированного покрытия снижаются (рисунок 4.6 а). Далее, начинается превалирование влияния механизма износа материалов, что приводит к существенной разнице в поведении характеристик поверхности трения твердосплавного материала и покрытия. Тогда как характеристики поверхности трения покрытий (особенно размах профиля R_z) имеют относительно стабильные значения, характеристики твердосплавного материала отличаются большим разбросом, обусловленным периодическими колебаниями (рисунок. 4.6, 4.7). Это обусловлено тем, что твердосплавный материал из-за большей хрупкости способен к выкрашиванию при трении скольжения, что приводит к регулярному появлению нового рельефа с последующим сглаживанием, следовательно, нестабильности характеристик поверхности трения. Износостойкие покрытия характеризуются более высокими упругими свойствами, при фрикционном контакте более способны к сохранению рельефа поверхности трения [65,66]. Это подтверждается сравнением характеристик поверхности трения покрытий и тем выявленным фактом, что износостойкость покрытия с ультрадисперсными добавками $CoAl_2O_4$ немного выше (рисунок 4.1). В отличие от данного покрытия средняя шероховатость R_a и среднеквадратическое отклонение R_q износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками $CuAl_2O_4$ характеризуются колебаниями и неравномерным поведением (рисунок 4.7 а,б), в то время как размах профиля R_z более стаби-

лен, по данному параметру наблюдается сходство с покрытием с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 (рисунок 4.6 в). Это объясняется тем, что трение покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 с меньшей износостойкостью, видимо, из-за меньшей когезионной прочности приводит к удалению частиц с перераспределением высот неровностей рельефа, одновременно с сохранением несущей поверхности трения и фактической площади контакта. Колебания средней шероховатости R_a и среднеквадратического отклонения R_q также частично обусловлены абразивным воздействием большего количества частиц износа, которые изменяют неровности и выступы средних характеристик [66], в то время как размах профиля R_z определяется очень незначительным количеством максимальных и минимальных отклонений профиля поверхности трения. Обработкой экспериментальных данных установлено, что существует корреляция характеристик равновесных поверхностей трения пары «твердосплавное контртело - покрытие».

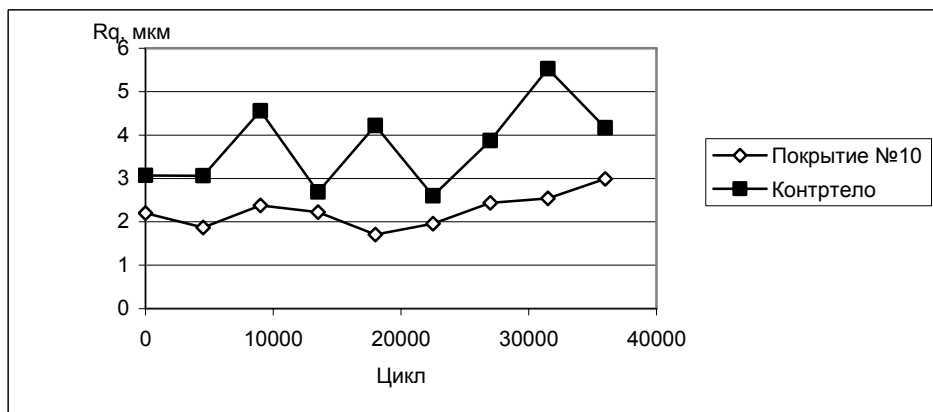
При одинаковых условиях трения также исследовано изнашивание поверхности трения газотермических покрытий с колодкой - контртелом из Ст6 [66]. Как отмечено выше, ферритно-перлитная микроструктура стали подвержена существенному изменению при термообработке, поэтому становится возможным исследование влияния микроструктуры стального контртела на процессы изнашивания поверхности трения модифицированных покрытий.

С этой целью для обеспечения необходимой однородности микроструктуры и более высокой твердости стального контртела во второй главе диссертационной работы были разработаны оптимальные режимы и проведена термообработка.

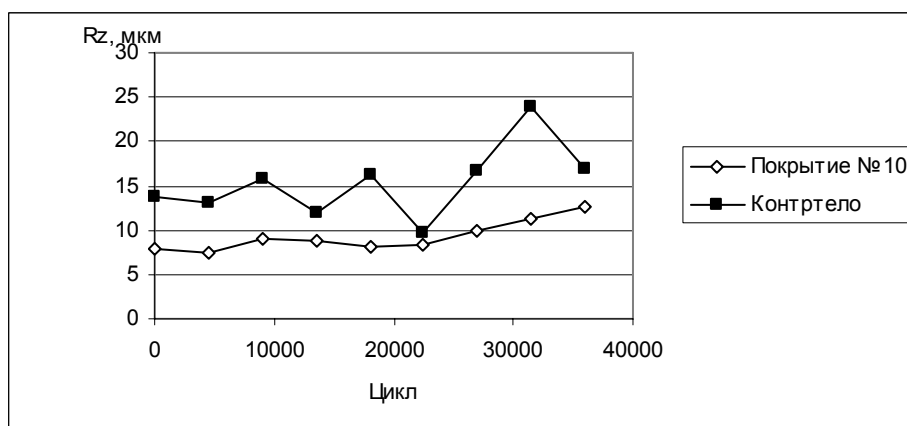
Для исходной стали примерно к $\approx 5 \times 10^3$ циклов, когда заканчивается участок влияния начальной шероховатости поверхности трения из-за ее приработки, характеристики поверхности трения стального контртела и покрытия во всех графиках сближаются, практически совпадают (рисунок 4.8) [66].



а)

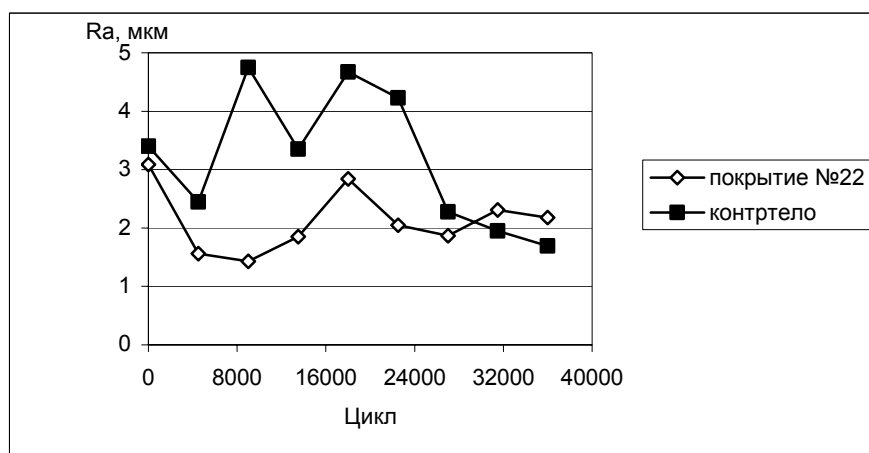


б)

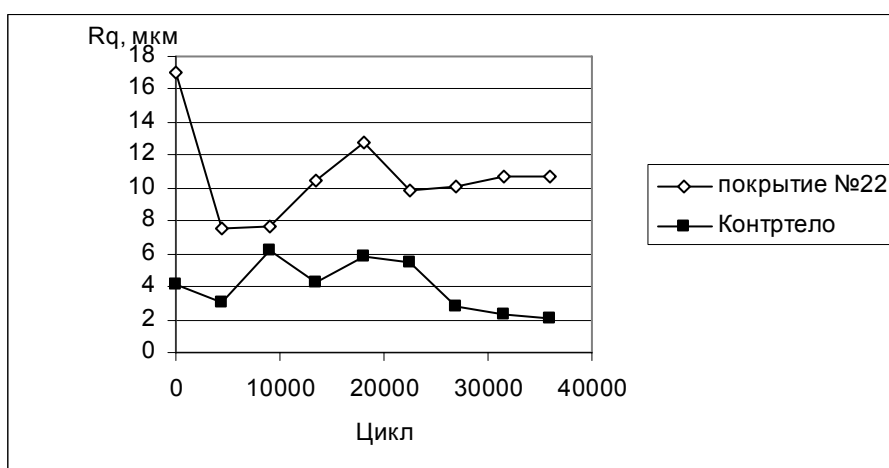


в)

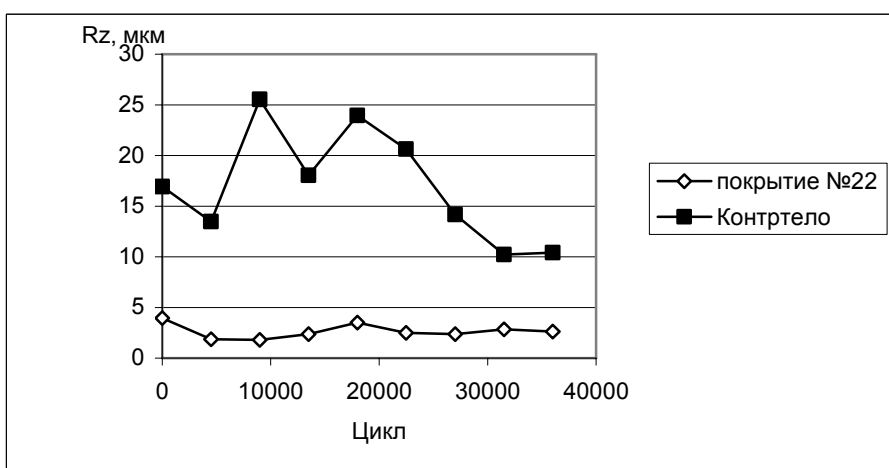
Рисунок 4.6 – Характеристики поверхности трения твердосплавного контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 ; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.



а) коэффициент корреляции 0,512;



б) коэффициент корреляции 0,508;



в) коэффициент корреляции 0,432;

Рисунок 4.7 – Характеристики поверхности трения твердосплавного контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4 ; нагрузка 75 кГ, частота вращения вала 5 об/сек, трение сухое.

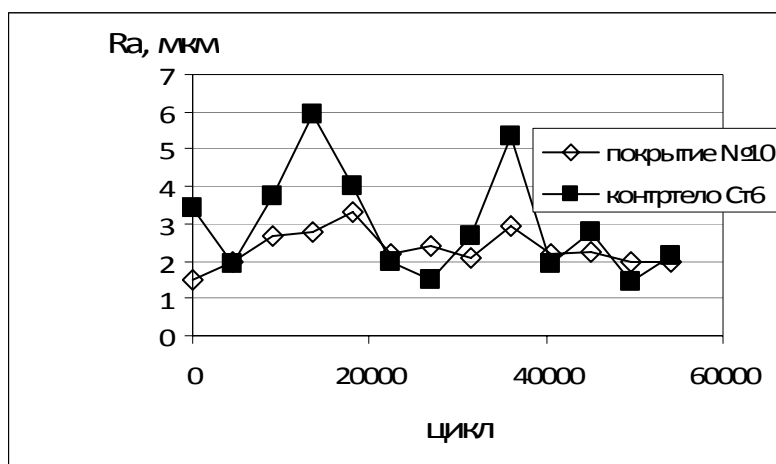
Далее, также начинается превалирование влияния механизма износа материалов, что приводит к существенной разнице в поведении характеристик поверхности трения стального контртела и покрытия. Тогда как все характеристики поверхности трения покрытий имеют меньшие колебания, характеристики стального контртела отличаются большим разбросом, обусловленным периодическими колебаниями [66].

Это обусловлено тем, что стальной материал из-за низкой износостойкости способен к интенсивному изнашиванию при трении скольжения, что приводит к регулярному появлению нового рельефа с последующим сглаживанием, следовательно, существенной нестабильности характеристик поверхности трения. Износостойкие покрытия характеризуются более высокими упругими свойствами, при фрикционном контакте более способны к сохранению рельефа поверхности трения [66]. Средняя шероховатость R_a , среднеквадратическое отклонение R_q и размах профиля R_z износостойких покрытий с ультрадисперсными добавками характеризуются практически одинаковыми колебаниями и неравномерным поведением.

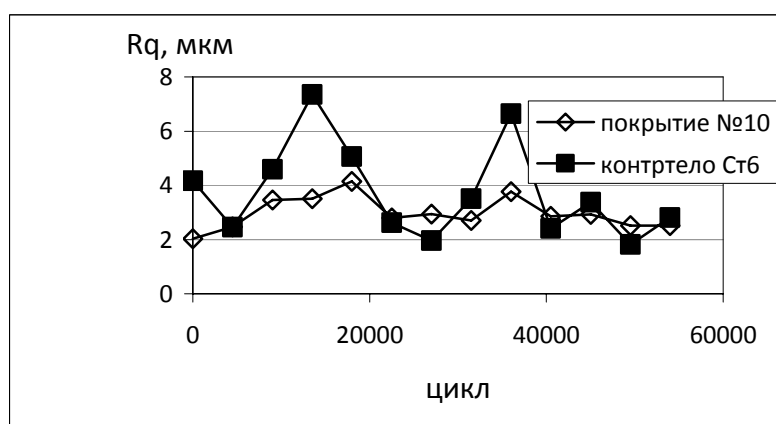
Если при трении пары «твердосплавное контртелo - покрытие» характеристики поверхности трения при колебаниях значительно отличаются, то для пары «стальное контртелo – покрытие» графики характеристик поверхности трения при колебаниях пересекаются. Это происходит вследствие того, что трение регулярно приводит к сопоставимости характерных размеров неровностей и выступов поверхности трения [65,66].

Обработкой экспериментальных данных обнаружена устойчивая корреляция характеристик поверхностей трения пары «стальное контртелo - покрытие» ($\approx 0,7-0,8$ для покрытия с CoAl_2O_4 и $\approx -0,5 -0,7$ для CuAl_2O_4) [76-79].

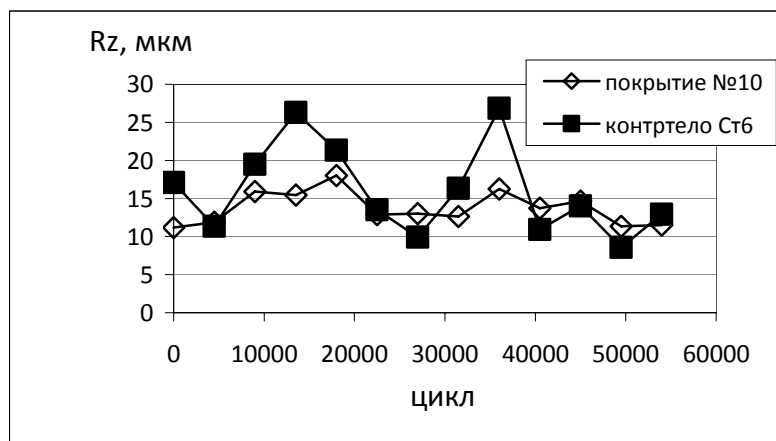
Как видно из графиков (рисунок 4.9, 4.10) после термообработки (закалка) контртела из Ст6. шероховатость покрытий и контртела уменьшается и имеет более сглаженный вид, стабилизируется. Это объясняется, тем, что после термообработки ферритно-перлитная микроструктура контртела из стали Ст6 становится более однородным.



а) коэффициент корреляции 0,79;

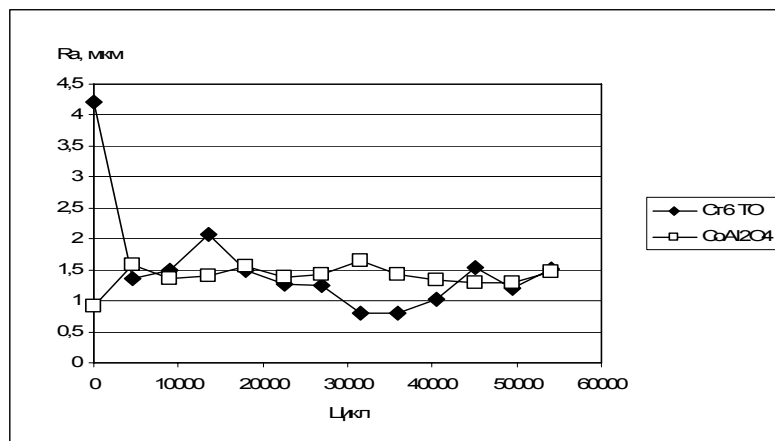


б) коэффициент корреляции 0,77;

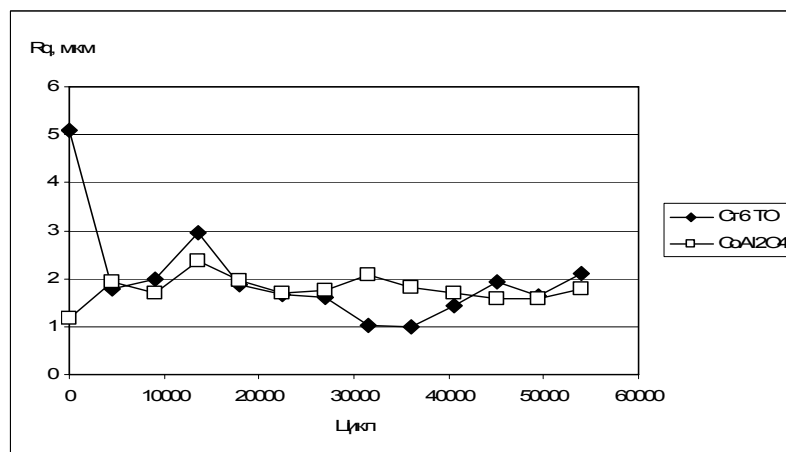


в) коэффициент корреляции 0,82.

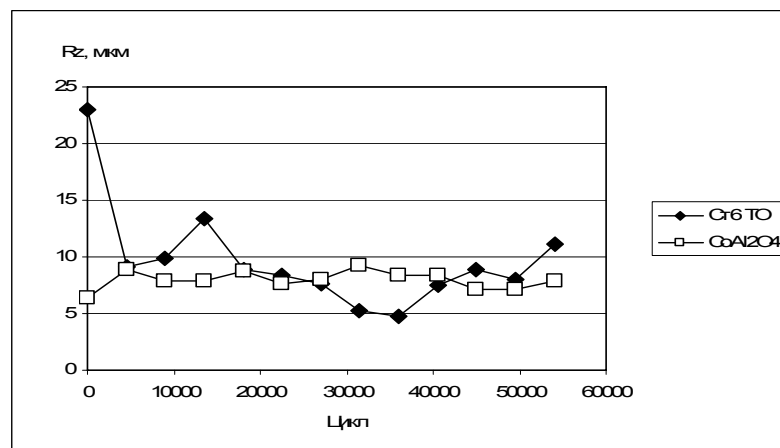
Рисунок 4.8 – Зависимости средних шероховатостей Ra (а), среднеквадратических отклонений Rq (б) и размахов отклонений Rz (в) профиля поверхности трения стального контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками $CoAl_2O_4$ от количества циклов



а) коэффициент корреляции -0,29;

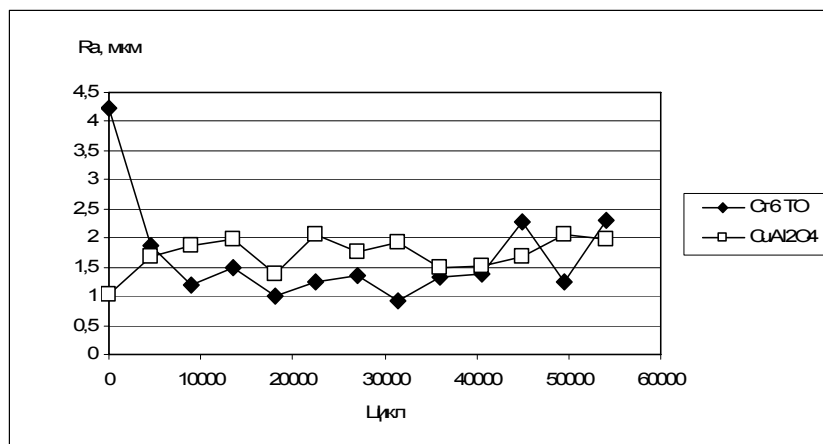


б) коэффициент корреляции -0,51;

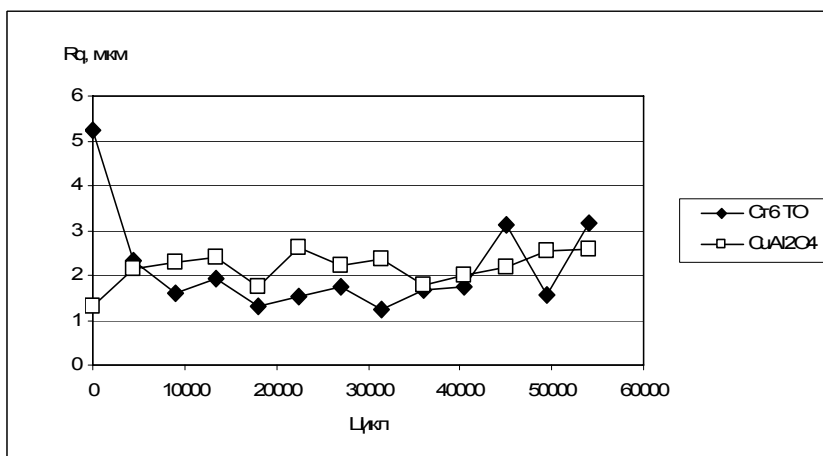


в) коэффициент корреляции -0,42.

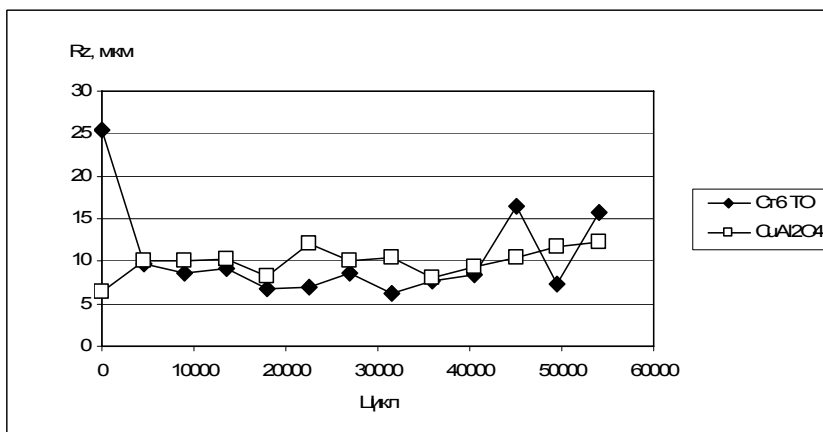
Рисунок 4.9 – Характеристики поверхности трения стального контртела после термообработки и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4



а) коэффициент корреляции 0,12;



б) коэффициент корреляции 0,33;



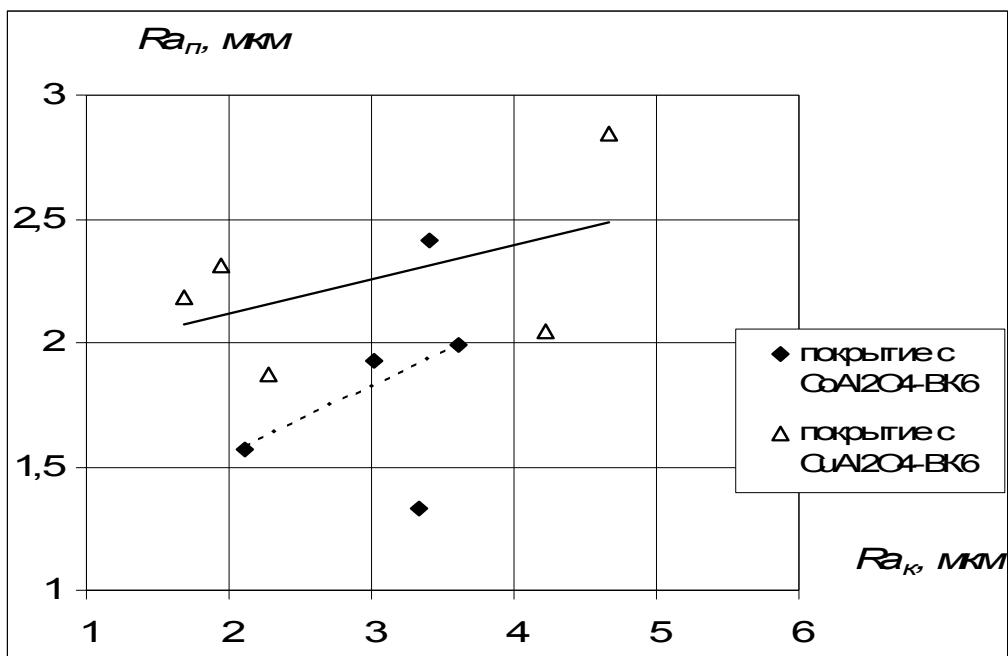
в) коэффициент корреляции 0,24.

Рисунок 4.10 – Характеристики поверхности трения стального контртела после термообработки и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками CuAl_2O_4

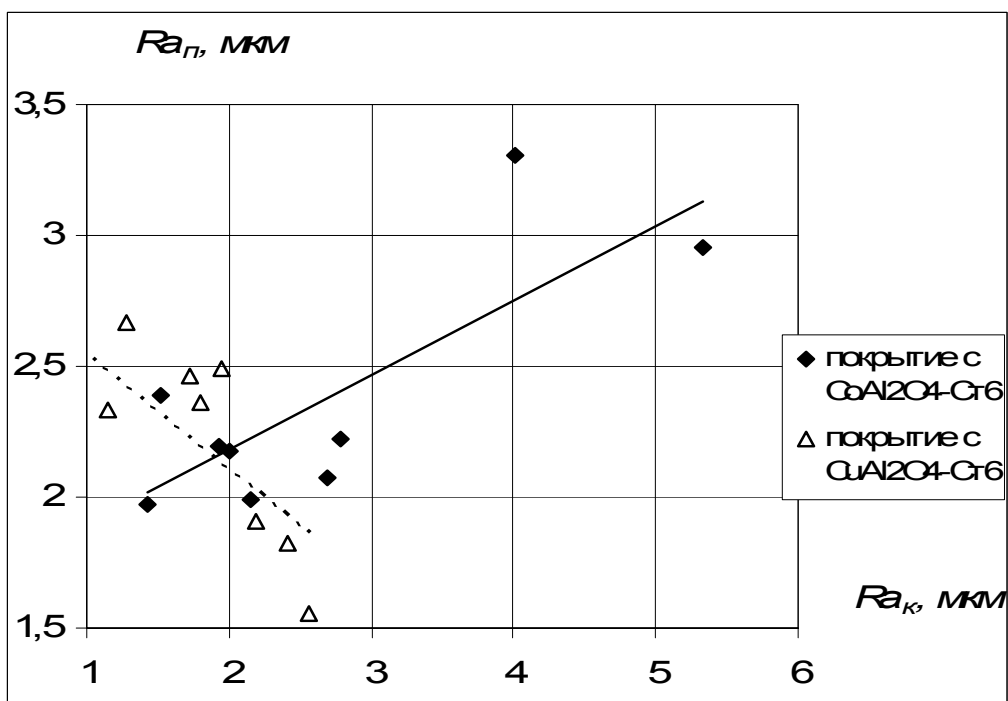
4.3. Оценка фрикционного взаимодействия модифицированного покрытия с металлическими контртелами при трении скольжения

Для отражения взаимосвязи характеристик контактных поверхностей пары трения «покрытие - контртело» целесообразным является построение соответствующих данных по пути трения в координатах шероховатостей - покрытия Ra_n и контртела Ra_k (рисунок 4.11) и радиусов корреляции – покрытия r_n и контртела r_k (рисунок 4.12).

На рисунке 4.11 сплошной и пунктирной линиями проведены прямые линейной регрессии для шероховатости покрытий с ультрадисперсными добавками $CoAl_2O_4$ и $CuAl_2O_4$, соответственно. Как видно из графиков, величина и знак корреляции шероховатостей контактных поверхностей зависит от материала контртела и покрытия. Установленные коэффициенты корреляции шероховатости контактных поверхностей трения приведены в таблице 4.1. В качестве характеристик контактных поверхностей трения можно выбрать также величины среднеквадратического отклонения Rq и размаха отклонений Rz профиля поверхностей, которые изменяются по аналогичной закономерности. Как видно из таблицы 4.1 и рисунка 4.11, для всех пар трения наблюдается корреляция характеристик микрогеометрии контактных поверхностей. Вид модифицирующих добавок покрытия для коэффициента корреляции является несущественным при трении с контртелом из ВК6; трение покрытий со шпинелью $CuAl_2O_4$ практически сохраняет уровень корреляции характеристик контактных поверхностей. При трении покрытий с модификаторами $CuAl_2O_4$ с контртелом из Ст6 наблюдается смена знака коэффициента корреляции характеристик контактных поверхностей трения. Как видно из таблицы 4.1 и рисунка 4.11, материал контртела влияет на коэффициент корреляции неоднозначным образом; если для покрытия с модификаторами $CoAl_2O_4$ трение с контртелом из Ст6 повышает коэффициент корреляции, то для покрытия с модификаторами $CuAl_2O_4$ использование контртела из Ст6 приводит к снижению со сменой знака коэффициента корреляции.



а)



б)

Рисунок 4.11 – Взаимосвязь шероховатостей контактных поверхностей трения покрытий с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 ; Регрессии: CoAl_2O_4 (сплошная линия); CuAl_2O_4 (пунктирная линия); контроло ВК6; контроло Ст6.

Таблица 4.1 – Коэффициент корреляции характеристик контактных поверхностей трения

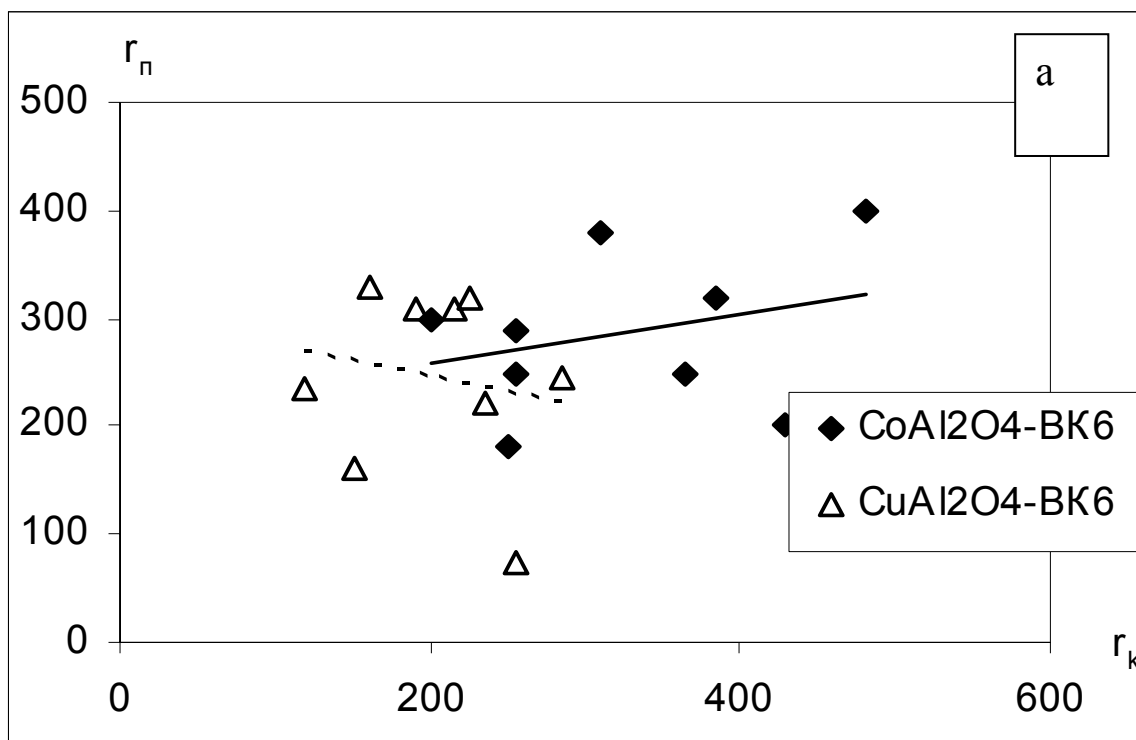
Модификатор покрытия	Материал контртела	Ra	Rq	Rz
CoAl ₂ O ₄	ВК6	0,39	0,58	0,38
CuAl ₂ O ₄	ВК6	0,51	0,51	0,43
CoAl ₂ O ₄	Ст6	0,79	0,77	0,82
CuAl ₂ O ₄	Ст6	-0,71	-0,58	-0,67
CoAl ₂ O ₄	Ст6 ТО	-0,29	-0,51	-0,42
CuAl ₂ O ₄	Ст6 ТО	0,12	0,33	0,24

При трении со стальным контртелом, в отличие от четко выраженной взаимосвязи шероховатостей контактных поверхностей (рис. 4.11,б),), взаимосвязь радиусов корреляции является слабой, корреляция является несущественной (рисунок 4.12 а,б).

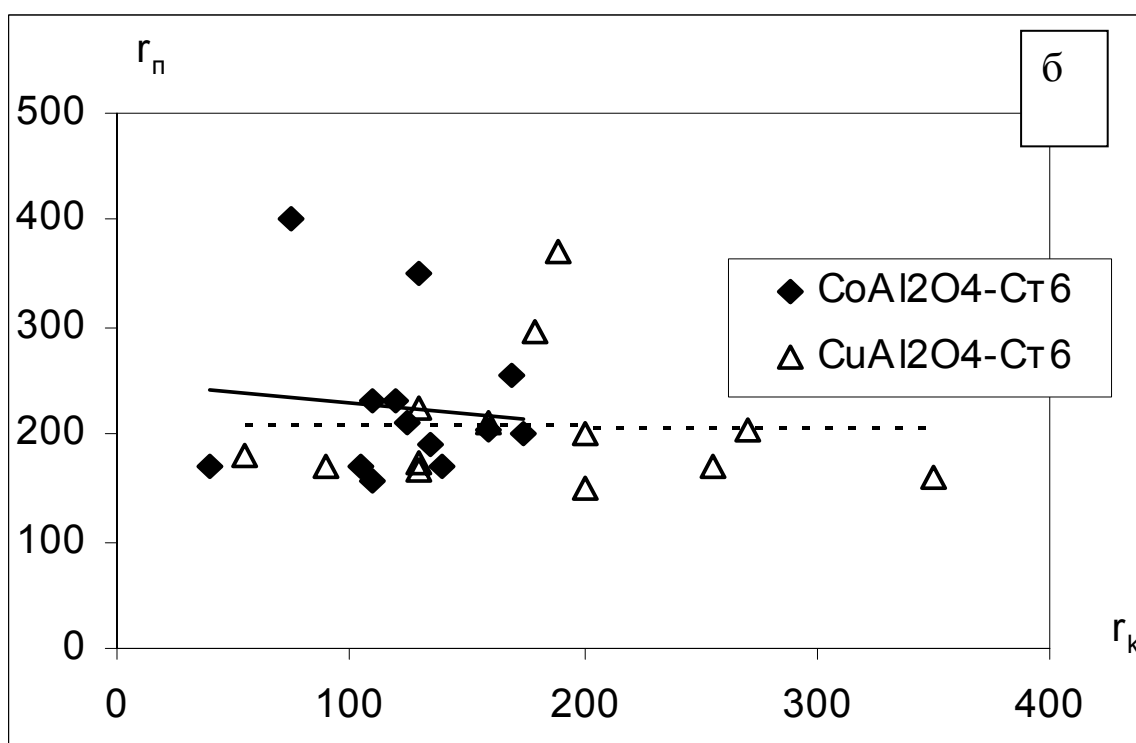
По проведенным исследованиям в диссертации обобщены данные фрикционного взаимодействия модифицированных покрытий с металлическими контртелами. Рассмотрим наглядную схему взаимодействия в паре трения (рисунок 4.13), где также схематично приведены микроструктуры контактных поверхностей модифицированных УДП покрытий и металлических контртел.

В случае пары трения модифицированное покрытие с УДП добавками и контртела из твердосплавного материала ВК6, его поверхность трения имеет развитый, более грубый рельеф поверхности. Как отмечено выше, это обусловлено тем, что твердосплавный материал из-за большей хрупкости способен к выкрашиванию при трении скольжения, что приводит к регулярному появлению нового рельефа с последующим сглаживанием [65,66].

В то же время микрогеометрия поверхности модифицированного покрытия имеет относительно стабильный вид по пути трения.

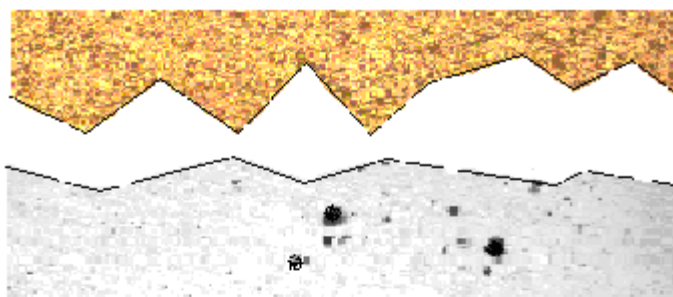


a)



б)

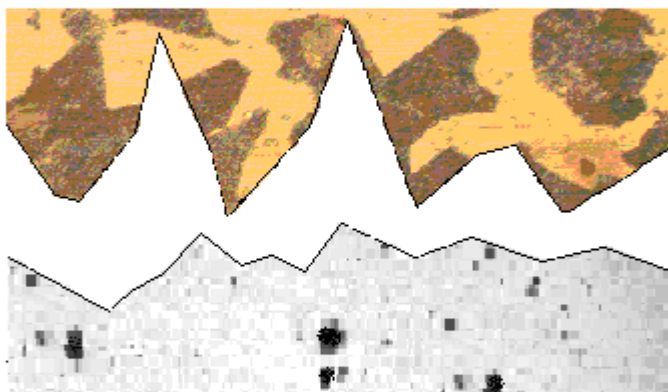
Рисунок 4.12 – Взаимосвязь радиусов корреляции контактных поверхностей трения покрытий с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 и CuAl_2O_4 ; Регрессии: CoAl_2O_4 (сплошная линия); CuAl_2O_4 (пунктирная линия); контроло ВК6; контроло Ст6.



ВК6 ~ 11000 МПа

коэфф. корреляции ~ 0,39

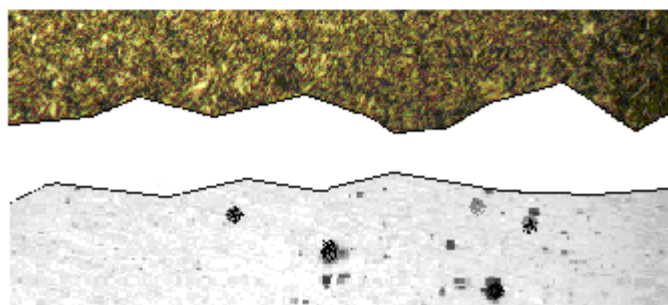
Покрyтие ~ 9000 МПа



Сталь Ст6 ~ 2900 МПа

коэфф. корреляции ~ 0,62

Покрyтие ~ 9000 МПа



Ст6 ТО ~ 3600 МПа

коэфф. корреляции ~ -0,79

Покрyтие ~ 9000 МПа

Рисунок 4.13 – Схема фрикционного взаимодействия в паре трения «модифицированное покрытие- металлическое контртело»

Это объясняется тем, что износостойкие покрытия характеризуются более высокими упругими свойствами, при фрикционном контакте более способны к сохранению рельефа поверхности трения [66].

Как видно из рисунка 4.13, при трении модифицированного покрытия с твердосплавным контртелом шероховатости поверхностей отличаются по уровню, что приводит к чуть меньшему взаимовлиянию структуры материалов при трении.

При трении в паре трения модифицированное покрытие с УДП добавками и контртелом из стали Ст6, поверхность стального контртела отличается более развитым рельефом. Это обусловлено тем, что стальной материал из-за низкой износостойкости подвержен интенсивному изнашиванию при трении скольжения, что приводит к регулярному появлению нового рельефа с последующим сглаживанием [66].

Как отмечено выше, износостойкие покрытия характеризуются более высокими упругими свойствами, при фрикционном контакте более способны к сохранению рельефа поверхности трения [66]. Однако, при трении модифицированного покрытия со стальным контртелом, поверхности пар трения регулярно становятся сопоставимыми, что приводит к большему взаимовлиянию структуры материалов при изнашивании.

В случае пар трения модифицированное покрытие с УДП добавками и контртелом из стали Ст6 после термообработки закалкой оба поверхности имеют более сглаженный вид, уровни шероховатостей поверхности сопоставимы (рисунок 4.9., 4.10.).

Поэтому, как видно из таблицы 4.1, термообработка приводит к существенному изменению корреляции характеристик микрогеометрии, даже к смене ее знака. Это характеризует смену механизма изнашивания; после термообработки Ст6 закалкой, микроструктура контртела становится более однородной и мелкозернистой, что приводит к большей ее износостойкости при трении скольжения.

Как установлено испытаниями на износ, в графике массового износа вольфрамокобальтового контртела присутствуют незначительные, но характерные участки приработки и установившегося износа. Значения массовых износов твердосплавного контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками существенно отличаются, износ твердосплавного контртела на порядок ниже износа покрытия. При этом размеры неровностей и выступов поверхностей трения существенно отличаются, фрикционное взаимодействие структур имеет ограниченный характер.

При трении модифицированного покрытия с твердосплавным контртелом шероховатости контактных поверхностей отличаются по уровню, что приводит к снижению взаимовлияния структуры материалов при трении.

В кривых массового износа стального контртела из Ст.6 и покрытий с ультрадисперсными добавками шпинелей практически не наблюдается существенного участка приработки, практически сразу переходит в этап установившегося износа. В графиках массовых износов стального контртела и износостойкого покрытия с ультрадисперсными добавками наблюдается существенная разница, износ стального контртела на порядок выше износа покрытий. Характеристики поверхностей трения пары «стальное контртело – покрытие» имеют регулярный колеблющийся характер. Не смотря на регулярное взаимное пересечение графиков, характеристики поверхности трения покрытия с ультрадисперсными добавками имеют наименьший разброс значений.

При трении модифицированного покрытия со стальным контртелом шероховатости контактных поверхностей регулярно сопоставимы, что приводит к большему взаимовлиянию структуры материалов при изнашивании.

Таким образом, установлено, что структура материалов проявляется на микрогеометрии контактных поверхностей.

Для всех материалов наблюдается корреляция характеристик микрогеометрии контактных поверхностей. Предложено, что за характеристики

взаимосвязи контактных поверхностей трения, зависящие от структуры материалов, следует рассматривать коэффициенты корреляции параметров R_a, R_q, R_z профиля. Величина и знак корреляции характеристик контактных поверхностей зависит от материала контртела и покрытия.

Термообработка контртела из Ст6 приводит к уменьшению и стабилизации шероховатостей, что значительно снижает корреляцию характеристик микрогеометрии контактных поверхностей трения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что введение ультрадисперсных добавок влияет на структуру и микротвердость покрытий. При введении 0,02% добавок структура практически не меняется, микротвердость повышается до 8000-9000 МПа. Увеличение содержания ультрадисперсных добавок с 0,05% до 0,2% приводит к повышению дисперсности упрочняющих фаз, равномерности их распределения. При этом микротвердость покрытия повышается, при содержании 0,2% превышает микротвердость покрытия из чистого порошка в 1,3-1,4 раза.

Дальнейшее увеличение содержания ультрадисперсных добавок ведет к росту содержания неметаллических включений в покрытии, расположенных по границам частиц; это приводит к снижению микротвердости покрытия.

2. Микрорентгеноспектральными исследованиями установлен переход материала покрытия к контртелу и обратно, что влияет на формирование микрогеометрии контактных поверхностей трения модифицированного покрытия и металлического контртела.

3. Исследованы автокорреляционные функции поперечного профиля износостойких покрытий с модифицирующими добавками ультрадисперсных шпинелей CoAl_2O_4 , CuAl_2O_4 при трении скольжения с металлическими материалами – сталью Ст6 и вольфрамокобальтовым сплавом ВК6.

Для всех износостойких покрытий обнаружено существование устойчивой корреляции координат соседних точек поперечного профиля с коэффициентом корреляции $>0,8-0,7$, что отражает наличие характерных продольных борозд на поверхности трения по всему пути трения.

В качестве характеристики структуры поверхности трения износостойких покрытий предлагается рассматривать верхнюю оценку радиуса корреляции, который отражает среднюю полуширину характерных продольных борозд на поверхности трения.

4. Аналитическими исследованиями, испытаниями на износ и профилометрическими измерениями установлено, что структура материалов проявляется на микрогеометрии контактных поверхностей; для всех материалов наблюдается корреляция характеристик микрогеометрии контактных поверхностей.

При трении модифицированного покрытия с твердосплавным контртелом шероховатости контактных поверхностей отличаются по уровню, что приводит к снижению взаимовлияния структуры материалов при трении. При трении модифицированного покрытия со стальным контртелом шероховатости контактных поверхностей регулярно сопоставимы, что приводит к большему взаимовлиянию структуры материалов при изнашивании.

Предложено, что за характеристики взаимосвязи контактных поверхностей трения, зависящие от структуры материалов, следует рассматривать коэффициенты корреляции параметров среднего арифметического отклонения (R_a), среднего квадратического отклонения (R_q) и высоты неровностей профиля по десяти точкам (R_z).

Термообработка контртела из Ст6 приводит к уменьшению и стабилизации шероховатостей, что значительно снижает корреляцию характеристик микрогеометрии контактных поверхностей трения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Винокуров, Г.Г. Разработка статистического описания макроструктуры газотермических покрытий для определения их свойств: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01/ Винокуров Геннадий Георгиевич. – Якутск., 1999. – 102 с.
2. Стручков Н.Ф. Влияние структуры и свойств на износостойкость покрытий из порошковых проволок с тугоплавкими добавками, полученных при электродуговой металлизации: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01/ Стручков Николай Федорович. – Комсомольск-на-Амуре., 2009. – 102 с.
3. Аренсбургер Д.С. Покрытия напыленные высокоскоростным газотермическим методом [Текст]/ Д.С. Аренсбургер, С.М. Зимаков, П.А. Кулу // Порошковая металлургия – 2001, №3/4 – С .38-47.
4. Домбровский Ю.М., Физические основы и технология плазменного поверхностного упрочнения [Текст]/ Ю. М. Домбровский.// Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007, 3(27). – С.14
5. Матлахов В.П., Обеспечение износостойкости цилиндрических поверхностей трения упрочнением [Текст]/ В. П. Матлахов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007, 5(29). – С.41
6. А. И. Каширин. Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние [Текст]/ А. И. Каширин, А. В. Шкодкин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007,12(36). – С.22
7. Соколов Ю.В. Плазменное напыление при производстве пресс-форм и кокилей [Текст]/ Ю. В. Соколов, И. Г. Позняк, М. А. Садоха // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008, 2(38). – С.19
8. Борисов Ю.С. Газотермические покрытия из порошковых материалов [Текст]/ Ю.С. Борисов, Ю.А. Харлампьев, С.Л. Сидоренко, Е.Н. Ардатовская // Справочник: Наукова думка – Киев, 1987. – С. 544
9. Алымов М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов [Текст]/ М.И. Алымов // Наука – Москва, 2007 – С. 169.
10. Калита В.И. К вопросу формирования металлов в аморфном состоянии. [Текст]/ В.И. Калита, Д.И. Комлев // Металлы. – 2003. -№6. – С. 30-37.

11. Калита В.И. Физика, химия и механика формирования покрытий, упрочненных наноразмерными фазами [Текст]/ В.И. Калита // Физика и химия обработки материалов. – 2005. -№4. – С.46–57.
12. Гуляев Б.Б. Теоретические основы литейного производства [Текст]/ Б.Б. Гуляев. Машиностроение – Ленинград, 1976. – С.214
13. Ершов Г.С. Строение и свойства жидких и твердых металлов [Текст]/ Г.С. Ершов, В.А. Черняков. Металлургия – Москва, 1978. – С.248
14. Неймарк В.Е. Модифицированный стальной слиток [Текст]/ В.Е. Неймарк. Металлургия – Москва, 1978. – С.248
15. Миллер Т.Н. Получение и свойства композиционного порошка Fe-Si₃N₄ для газотермического напыления. [Текст]/ Т.Н. Миллер, А.Л. Борисова, А.А. Ткаченко. // Порошковая металлургия – Киев, 1991. -№1. – С.23-26.
16. Миллер Т.Н. Свойства покрытий из композиционного порошка на основе железа и ультрадисперсного нитрида кремния. [Текст]/ Т.Н. Миллер, А.Л. Борисова, А.А. Ткаченко. // Порошковая металлургия – Киев, 1991.-№3. – С.65-68.
17. Курдюмов А.В. Синтез и структура нанодисперсных порошков сверхтвердых фаз. [Текст]/ А.В. Курдюмов // Порошковая металлургия – Киев, 2000.-№7/8. – С.47-54.
18. Евдокименко Ю.И. Высокоскоростное газопламенное напыление порошковых алюминиевых защитных покрытий. [Текст]/ Ю.И. Евдокименко, В.М. Кисель, В.Х. Кадыров // Порошковая металлургия – Киев, 2001.-№3/4 – С.30-37.
19. Кудинов В.В. Нанесение покрытий плазмой. [Текст]/ В.В. Кудинов, П.Ю. Пекшев, В.Е. Белащенко, О.П. Солоненко, В.А. Сафиуллин // Наука – Москва, 1990 – С.408
20. Кудинов В.В. Исследование процесса формирования макро- и микроструктуры частиц газотермических покрытий [Текст]/ В.В. Кудинов, В.И. Калита, О.Г. Коптева //Физика и химия обработки материалов. – 1992.- №4. – С.88–92.

21. Шмаков А.М. Формирование газотермических покрытий на порошковых материалах [Текст]/ А.М. Шмаков // Физика и химия обработки материалов. – 1986.-№4. – С.51–57.
22. Кудинов В.В. Оптика плазменных покрытий. [Текст]/ В.В. Кудинов, А.А. Пузанов, А.П. Замбрицкий. Наука – Москва, 1981. – С.188
23. Солоненко О.П. Комплексное исследование процессов при формировании покрытий турбулентной плазменной струей. [Текст]/ О.П. Солоненко, В.П. Лягушкин, П.Ю. Пекшев, В.А. Сайфуллин // Генерация потоков электродуговой плазмы: сб. статей. – Новосибирск, ИТФ СО АН СССР, 1987. – С.359–382.
24. Пекшев П.Ю. Пористость плазменно-напыленного оксида алюминия [Текст]/ П.Ю. Пекшев, В.А. Сайфуллин // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук, 1988.-№18/5. – С.99–110.
25. Пекшев П.Ю. Структура и пористость плазменно-напыленных материалов на основе диоксида циркония [Текст]/ П.Ю. Пекшев, В.В. Губченко // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук, 1988.-№18/5. –С.111–119.
26. Кудинов В.В. Металлографические исследования структуры пятна напыления [Текст]/ В.В. Кудинов, В.И. Калита, О.Г. Коптева // Физика и химия обработки материалов – 1992.-№4. – С.93-96.
27. Калита В.И. Структура и физико-химические свойства аморфных магнитомягких плазменных покрытий [Текст]/ В.В. Кудинов, В.И. Калита, О.Г. Коптева // Физика и химия обработки материалов – 1995.-№6. – С.43–50.
28. Калита В.И. Формирование микроструктуры при плазменном напылении покрытия с аморфной структурой [Текст]/ В.И. Калита, Д.И. Комлев, Н.В. Корольков, Г.М. Лейтус // Физика и химия обработки материалов. – 1996.- №3. – С.62-70.
29. Тополянский П.А. Исследования свойств нанопокрyтия, наносимого методом финишного плазменного упрочнения [Текст]/ П.А. Тополянский, Н.А. Соснин, С.А. Ермаков // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011.- №2. – С.28-34.

30. Воронкова М.Н. Технология нанесения упрочняющих покрытий плазменным напылением при восстановлении деталей оборудования промышленности строительных материалов [Текст]/ М.Н. Воронкова, Н.Н. Потапов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009.-№5. – С.15-17.
31. Гиржон В.В. Структура и свойства поверхностных слоев железоуглеродистых сплавов после комбинированной лазерно-плазменной обработки [Текст]/ М.Н. Воронкова, Н.Н. Потапов // Физика и химия обработки материалов. – 2010.-№5. – С.37-42.
32. Коберник Н.В. Аргонодуговая наплавка износостойких композиционных покрытий [Текст]/ Н.В. Коберник, Г.Г. Чернышов, Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева // Физика и химия обработки материалов. – 2009.- № 1. – С.51-55.
33. Справочник по триботехнике [Текст]/ ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. Москва: Машиностроение, 1989. Т.1. – С.400
34. Виноградов В.Н. Механическое изнашивание сталей и сплавов [Текст]/ В.Н.Виноградов, Г.М.Сорокин.-Москва: недра, 1996. – 77-78, 364с.
35. Ларионов В.П. Методика оценки качества покрытий [Текст]/ В.П. Ларионов, М.Д. Новопашин, Н.П. Болотина, М.П. Лебедев. // Известия сибирского отделения АН СССР, Серия «Технические науки». – 1989.-№4. – С.126-129.
36. Свириденко А.И. Тенденция развития трибологии в странах бывшего СССР (1990-1997) [Текст]/ А.И. Свириденко // Трение и износ. 1998. Том 19. № 1. – С .5-15.
37. Крагельский И.В. Основы расчетов на трение и износ[Текст]/ И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов.-Москва: Машиностроение, 1977. – 526 с.
38. Демкин Н.Б. Качество поверхности и контакт деталей машин. [Текст]/ Н.Б. Демкин, Э.В. Рыжов.-Москва: Машиностроение, 1981. – 244 с.
39. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. [Текст]/ Н.М. Михин.- Москва: Машиностроение, 1977. – 221 с.

40. Суслов А.Г. Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. [Текст]/ А.Г. Суслов.-Москва: Машиностроение, 1987. – 207 с.
41. Суслов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин. [Текст]/ А.Г. Суслов.-Москва: Машиностроение, 2000. – 320 с.
42. Czichos H. Tribology a system approach to the science and technology of friction, lubrication and wear. Tribology Series. Amsterdam: Elsevier, 1(1978)
43. Habig K.H. Verschleiss und Harte von Werkstoffen. Munchen: Hanser (1980)
44. DIN 50320. Verschleiss Begriffe, Systemanalyse von Verschleissgebites. Deutsches Institute fur Normung e. V., Berlin (1981)
45. Piekoszewski W., Szczerek M., Wisniewski M. Development of the tribological investigation methods and test eequipment // Proc. 4th Int. Simposium INTERTRIBO'90. Vysoke Tatry, B (1990)
46. Тушинский Л.И. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. [Текст]/ Л.И. Тушинский, А.В. Плохов.-Новосибирск: Наука, 1986. – 200 с.
47. Heinke G. Verschleiss eine Systemeigenschaft. Auswirkungen auf die Verschleissprufung // Z. Werkstofftechnik, 6 (1975).
48. Potekha V., Szczerek M., Piekoszewski W., Nevyorov V., Napreev I. Precision control of bearing units deterioration // INTERTRIBO'93, 2 (1993), p.154-157.
49. Болотина Н.П., Милохин С.Е., Ларионов В.П., Виноградов А.В., Стафецкий Л.П., Циелен У.А., Смилга А.А., Лобзов С.Н. Порошковый материал для газотермического напыления: Патент РФ №2040570. Опубликовано 25.07.1995.
50. Болотина Н.П., Милохин С.Е., Ларионов В.П., Виноградов А.В., Стафецкий Л.П., Циелен У.А., Смилга А.А., Лобзов С.Н. Порошковый материал для газотермического напыления. Патент РФ №2042728. Опубликовано 27.08.1995.

51. Тушинский Л.И. Методы исследования материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий. [Текст]/ Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев.-Москва: Мир, 2004. – 384 с.
52. Винокуров Г.Г. Состав, структура и свойства газотермических покрытий из порошковых проволок и их влияние на процессы изнашивания при трении скольжения. [Текст]/ Г.Г. Винокуров, Н.Ф. Стручков, М.В. Федоров, С.П. Яковлева. //Физическая мезомеханика. – 2007.-№4. – С.97-105.
53. ГОСТ 17367-71. Металлы. Метод испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы. – М.: Изд-во стандартов, 1972. – 5с.
54. Хрущев М.М. Исследование приработки подшипниковых сплавов и цапф [Текст]/ М.М. Хрущев. -Москва: Изд-во АН СССР, 1946. – 146 с.
55. Дьяченко П.Е. Влияние микрогеометрии поверхностей цапф на работу подшипников из свинцовистой бронзы [Текст]/ П.Е. Дьяченко, Б.Л. Слинко // Трение и износ в машинах. -Москва: Изд-во АН СССР, 1950. – 25 с.
56. Кислик В.А. Износ деталей паровозов. [Текст]/ В.А. Кислик. -Москва: Трансжилдориздат, 1948. – 332 с.
57. Пузанков В.В. Исследование оптимальной частоты поверхности трущихся пар. [Текст]/ В.В. Пузанков // Качество поверхности деталей машин. сб. статей, №4. М.: Изд-во АН СССР, 1959. – 32 с.
58. Грудев А.П. Трение и смазки при обработке металлов давлением [Текст]/ А.П. Грудев, Ю.В. Зильберг, В.Т. Тилик // Справ. Изд. -Москва: Металлургия, 1982. – С.312.
59. ГОСТ 2789-73. Шероховатость поверхности. Параметры, характеристики и обозначения. – М.: Изд-во стандартов, 1974. -6с.
60. ГОСТ 23.208-79. Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов на износостойкости при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 6с.
61. ГОСТ 23.201-78. Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов и покрытий на газоабразивное изнашивание с помощью центробежного ускорителя. – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 10с.

62. ГОСТ 23.207-79. Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытаний машиностроительных материалов на ударно-абразивное изнашивание. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 8с.
63. ГОСТ 23.212-82. Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытаний материалов на изнашивание при ударе в условиях низких температур. – М.: Изд-во стандартов, 1982. 11с.
64. Мур Д. Основы и применения трибоники. [Текст]/ Д. Мур. - Москва: Изд-во «Мир», 1978.– 487с.
65. Лебедев Д.И. Исследование характеристик поверхностей трения газотермического покрытия и твердосплавного контртела [Текст]/ Д.И. Лебедев // VII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов. Москва. 8-10 ноября 2010 г. / Сборник статей под редакцией академика РАН Ю.В. Цветкова и др. – Москва: Интерконтакт Наука. 2010. – С.462-464
66. Стручков Н.Ф. Исследование характеристик контактных поверхностей трения газотермических покрытий с ультрадисперсными модифицирующими добавками и металлического контртела [Текст]/ Н.Ф. Стручков, Г.Г. Винокуров, Д.И. Лебедев, М.П. Лебедев // Фундаментальные исследования - №3 (2) 2012, С. 419-422.
67. Лебедев Д.И. Влияние ультрадисперсных добавок на износостойкость и характеристики поверхности трения газотермических покрытий [Текст]/ Д.И. Лебедев, Н.Ф. Стручков, М.В. Федоров // Сборник трудов международной конференции с элементами научной школы для молодёжи «Создание новых материалов для эксплуатации в экстремальных условиях». – Якутск: Пабlish Групп, 2009. – С. 141-143.
68. Федоров М.В. Разработка твердосплавного материала рабочего элемента буровой техники севера с ультрадисперсными добавками [Текст]/ М.В. Федоров, Д.И. Лебедев // Сборник трудов международной конференции с элементами научной школы для молодёжи «Создание новых материалов для эксплуатации в экстремальных условиях». – Якутск: Пабlish Групп, 2009. – С. 171-173.

69. Винокуров Г.Г. Исследование триботехнических характеристик газотермических покрытий с ультрадисперсными модифицирующими добавками. [Текст]/ Г.Г. Винокуров, М.И. Васильева, А.К. Кычкин, Н.Ф.Стручков, М.В. Федоров, Д.И. Лебедев // Материалы 11-й междн. практической конференции «Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня». – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2009. – Ч.1. – С. 44-49.
70. Винокуров Г.Г. Аналитическое исследование материала рабочего элемента буровой техники из вольфрамокобальтового сплава. [Текст]/ Г.Г. Винокуров, А.К. Кычкин, С.Н. Махарова, М.И. Васильева, М.В. Федоров, Д.И. Лебедев, О.В. Довгаль // Сб. тр. XV междун. научно-технической конф. «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций». – СПб.: СПбГУНиПТ, 2009. – С.60-63.
71. Винокуров Г.Г. Исследование взаимосвязи структуры и микротвердости износостойких покрытий, модифицированных ультрадисперсными порошками. [Текст]/ Г.Г. Винокуров, М.В. Федоров, А.К. Кычкин, М.И. Васильева, А.В. Сивцева, Д.И. Лебедев // сб. трудов Седьмой международной научно-практической конференции «Исследование, разработка и применение высоких технологий в промышленности». 28-30.04.2009, Санкт-Петербург, Россия / под ред. А.П. Кудинова, Г.Г. Матвиенко. – СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2009. – С. 180-181.
72. Лебедев Д. И. Формирование структуры износостойких покрытий, модифицированных наноразмерными порошками. [Текст]/ Д.И. Лебедев, Г.Г. Винокуров, С.П. Яковлева, М.И. Васильева, Н.Ф. Стручков, М.В. Федоров // сб. трудов XV Всероссийской научной конференции студентов-физиков и молодых ученых (ВНКСФ-15, Кемерово – Томск, 26 марта - 2 апреля 2009 г), С.737 -738.
73. Лебедев М.П. Исследование износостойких электрометаллизационных покрытий из порошковых проволок с минеральными модифицирующими добавками. [Текст]/ М.П. Лебедев, Г.Г. Винокуров, А.К. Кычкин, Н.Ф.

- Стручков, Д.И. Лебедев // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2009. - №1(2), Том 11. – С. 223-226.
74. Винокуров Г. Г. Износостойкость и характеристики поверхности трения газотермических покрытий с ультрадисперсными добавками. [Текст]/ Г.Г. Винокуров, М.П. Лебедев, М.И. Васильева, Н.Ф. Стручков, М.В. Федоров, Д.И. Лебедев // Трение и износ. – 2009. - №6, Том 30. – С. 596-600.
75. G. G. Vinokurov, M. P. Lebedev, M. I. Vasil'eva, N. F. Struchkov, M. V. Fedorov, D. I. Lebedev. Wear Resistance and Friction-Surface Characteristics of Gas-Thermal Coatings with Ultra-Disperse Additives // Friction and wear. - Vol. 30, No. 6, 2009. – pp. 420-424.
76. Лебедев Д.И. Исследование характеристик поверхностей трения газотермического покрытия и твердосплавного контртела [Текст]/ Д.И. Лебедев // сб. трудов VII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов. Москва. 8-10 ноября 2010 г. под ред. академика РАН Ю.В. Цветкова – Москва: Интерконтакт Наука. 2010. С. 462-464
77. Винокуров Г.Г. Корреляция шероховатостей контактных поверхностей трения модифицированного газотермического покрытия и металлического контртела [Текст]/ Г.Г. Винокуров, Д.И. Лебедев, М.П. Лебедев // Известия Самарского Научного Центра Российской Академии Наук, Том 13 №1(3), С. 549.
78. Винокуров Г.Г. Корреляция шероховатостей контактных поверхностей трения покрытия с ультрадисперсными модифицирующими добавками и стального контртела [Текст]/ Г.Г. Винокуров, Д.И. Лебедев // Сборник материалов IV Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов DFMN-2011, Москва, 2011 – С.454-456
79. Лебедев Д.И. Взаимосвязь характеристик поверхностей модифицированного газотермического покрытия и твердосплавного контртела при трении скольжения. [Текст]/ Д.И. Лебедев, Г.Г. Винокуров, М.П. Лебедев //Труды V Евразийского симпозиума по проблемам прочности

материалов и машин для регионов холодного климата EURASTRENCOLD-2010, 1-5 июня 2010 г., Якутск, часть 1, с.129-138.

80. Лебедев Д.И. Взаимосвязь характеристик поверхностей модифицированного газотермического покрытия и контртела при трении скольжения [Текст]/ Д.И. Лебедев, М.П. Лебедев, Г.Г. Винокуров, Н.Ф. Стручков // Материалы международной научно-технической конференции «Современное материаловедение и нанотехнологии» (Комсомольск-на-Амуре, 27-30 сентября 2010г.). – Комсомольск-на-Амуре: ГОУВПО «КнАГТУ», 2010. –С.127-132.

81. Лебедев Д.И. Исследование взаимосвязи характеристик поверхностей трения модифицированного газотермического покрытия и контртела. [Текст]/ Д. И. Лебедев, М.П. Лебедев, Г.Г. Винокуров, Н.Ф. Стручков // сб. трудов XVI международной научно-технической конференции «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций», 1-2 марта 2011 г., г. Санкт-Петербург, С. 170-174.

82. Лебедев Д.И. Взаимосвязь характеристик поверхностей износостойкого покрытия и металлического контртела при трении скольжении. [Текст]/ Д.И. Лебедев, М.П. Лебедев, Г.Г. Винокуров // «ЭРЭЛ - 2011» Материалы Всероссийской конференции научной молодежи / Якутск: Изд-во ООО «Цумари Пресс». 2011 Том 1. С 292.

83. Смирнов Н.В. Курс теории вероятностей и математической статистики для технических приложений. [Текст]/ Н.В. Смирнов, И.В. Дунин-Барковский – Москва: Наука, 1965. – 512 с.

84. Рытов С.В. Введение в статистическую радиофизику. [Текст]/ С.В. Рытов. – Москва:Наука,1966. – С 404.

85. Носовский И.Г. Исследование параметров трения и изнашивания детонационных покрытий из легированных порошков [Текст]/ И.Г. Носовский, В.В. Щепетов // Проблемы трения и изнашивания: Республиканский межведомственный научно-технический сборник. –Киев: Техника, 1983, - Вып.24. С 66-70.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Общество с ограниченной ответственностью «Центр трансфера технологий»

ООО «ЦТТ»

✉ 677890, Россия, Республика Саха (Якутия),
г. Якутск, ул. Октябрьская, д. 1.
☎ Тел./факс: (8-4112) 35-82-05 / 35-82-05
✉ E-mail: kychkinplasma@yandex.ru
✉ 1, Oktyabrskaya Street, Yakutsk, Sakha Republic
(Yakutia), 677890, Russian Federation (Russia).
☎ Tel./fax: (8-4112) 35-82-05 / 35-82-05
✉ E-mail: kychkinplasma@yandex.ru

ОГРН: 1041402126721
ОКАТО: 98401000000
ОКПО: 72342657
ИНН: 1435154022, КПП: 143501001
Р/счет: 40702810900000000791 в АКБ «Алмазэргиэнбанк» ОАО -
JSB "Almazergienbank" г.Якутск
БИК: 0498005770
К/счет: 30101810300000000770

04.06.14 № 078/13-01
на _____ от _____

АКТ

Результаты проведенных научных исследований Лебедева Д.И. по теме диссертационной работы «Формирование структуры и свойств контактной поверхности порошковых покрытий системы Ni-Cr-B-Si с ультрадисперсными добавками» используются для выполнения инновационного проекта по госконтракту с Фондом содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере «Разработка и применение технологий наплавки и напыления порошковых материалов из местного минерального сырья для восстановления и упрочнения деталей техники, работающей в условиях Севера» и хоздоговорных работ по ремонту деталей автотранспорта предприятий Республики Саха (Якутия).

Ген. директор, к.т.н.

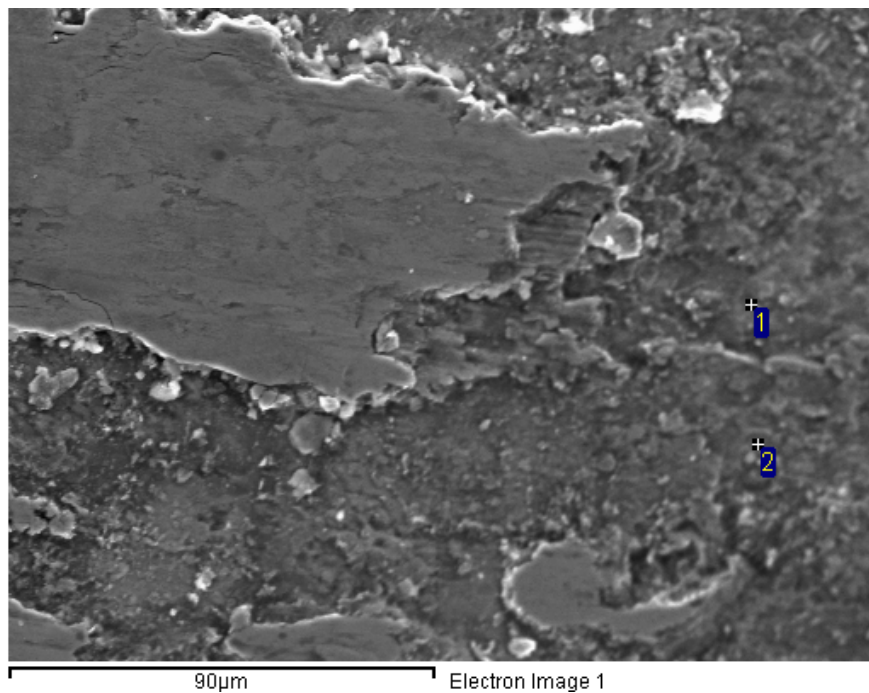


[Handwritten signature]

А.К.Кычкин

Данные микрорентгеноспектрального анализа поверхности трения

Owner: INCA
Site: CuAl₂O₄ (2)



Processing option : All elements analysed (Normalised)

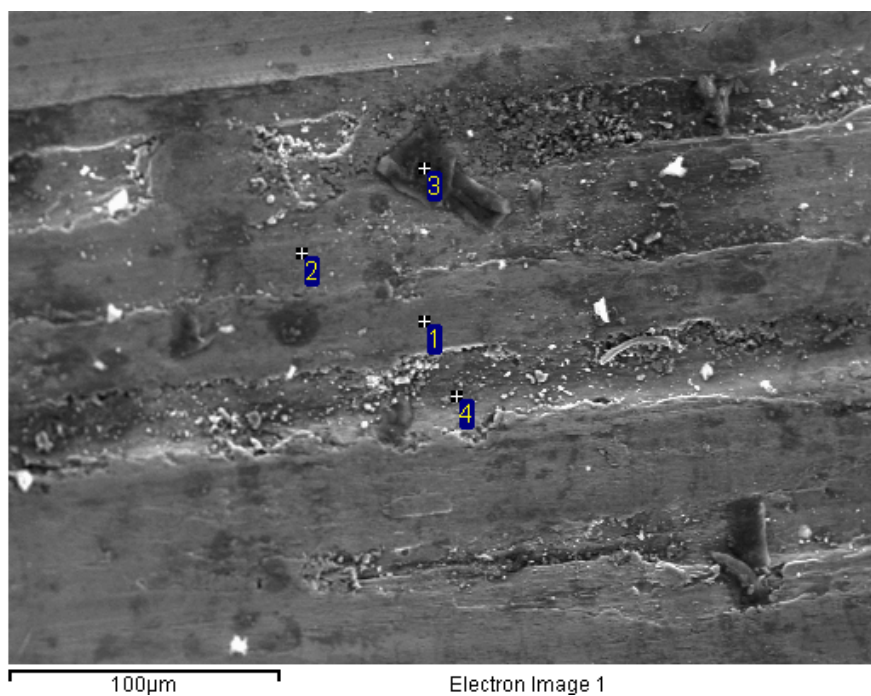
Spectrum	In stats.	C	O	Al	Si	Cl	K	Ca	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Sum Spectrum	Yes	13.18	21.44		0.47	0.20	0.11	0.22	4.09	0.32	53.13	0.35	5.89
1	Yes	18.85	7.89	-0.01	3.68				4.77	0.35	14.50	0.21	49.76
2	Yes	14.58	6.71	0.23	2.19				5.98	0.69	24.14	0.37	43.95
Max.		18.85	21.44	0.23	3.68	0.20	0.11	0.22	5.98	0.69	53.13	0.37	49.76
Min.		13.18	6.71	-0.01	0.47	0.20	0.11	0.22	4.09	0.32	14.50	0.21	5.89

All results in weight%

Покрывтие CuAl₂O₄; контртело Ст6;

Данные микрорентгеноспектрального анализа поверхности трения

Owner: INCA
Site: Ст6 ТО – CuAl₂O₄ (2)



Processing option : All elements analysed (Normalised)

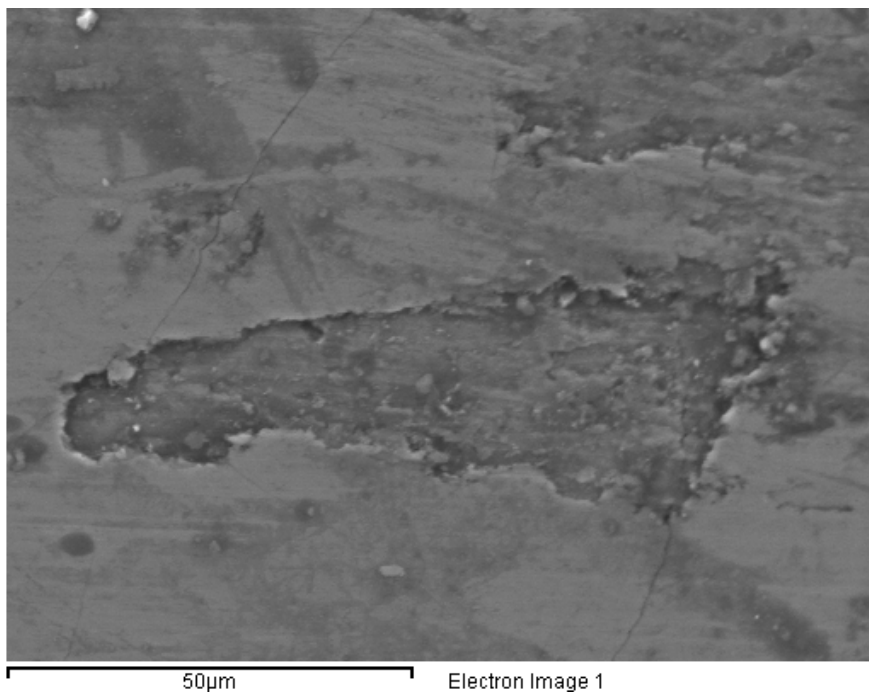
Spectrum	In stats.	C	O	Al	Si	S	Cl	K	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Sum Spectrum	Yes	8.52	15.94		0.26		0.32		0.26	0.46	72.20	0.43	0.72
1	Yes		20.17		0.43				0.50	0.47	76.81	0.38	1.25
2	Yes		16.13		0.37				0.30	0.71	81.62	0.73	0.15
3	Yes	47.40	11.43	0.36	0.23	0.11	6.50	0.75	0.37	-0.10	22.93	0.03	0.95
4	Yes	5.94	20.33	0.14	0.43				0.29	0.63	72.14	0.09	0.03
Max.		47.40	20.33	0.36	0.43	0.11	6.50	0.75	0.50	0.71	81.62	0.73	1.25
Min.		5.94	11.43	0.14	0.23	0.11	0.32	0.75	0.26	-0.10	22.93	0.03	0.03

All results in weight%

Покрытие CuAl₂O₄; контртело Ст6 ТО;

Данные микрорентгеноспектрального анализа поверхности трения

Owner: INCA
Site: CoAl₂O₄ (2)



Processing option : All elements analysed (Normalised)

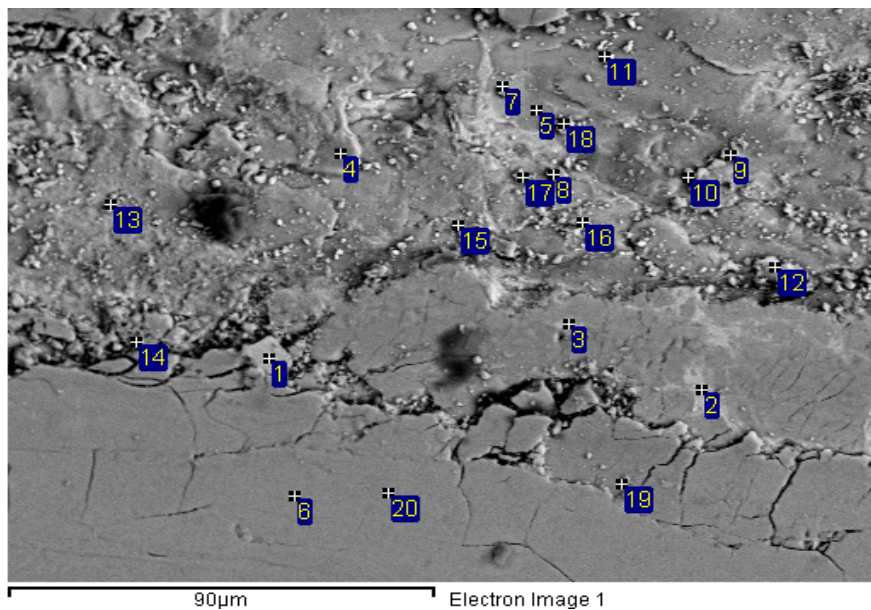
Spectrum	In stats.	C	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu
Sum Spectrum	Yes	4.11	26.71	0.05	0.41	1.27	0.43	62.74	0.36	3.73	0.18
Mean		4.11	26.71	0.05	0.41	1.27	0.43	62.74	0.36	3.73	0.18
Std. deviation		0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Max.		4.11	26.71	0.05	0.41	1.27	0.43	62.74	0.36	3.73	0.18
Min.		4.11	26.71	0.05	0.41	1.27	0.43	62.74	0.36	3.73	0.18

All results in weight%

Покрытие CoAl₂O₄; контртело Ст6;

Данные микрорентгеноспектрального анализа поверхности трения

Owner: INCA
Site: Ст6 ТО – CoAl₂O₄ (2)



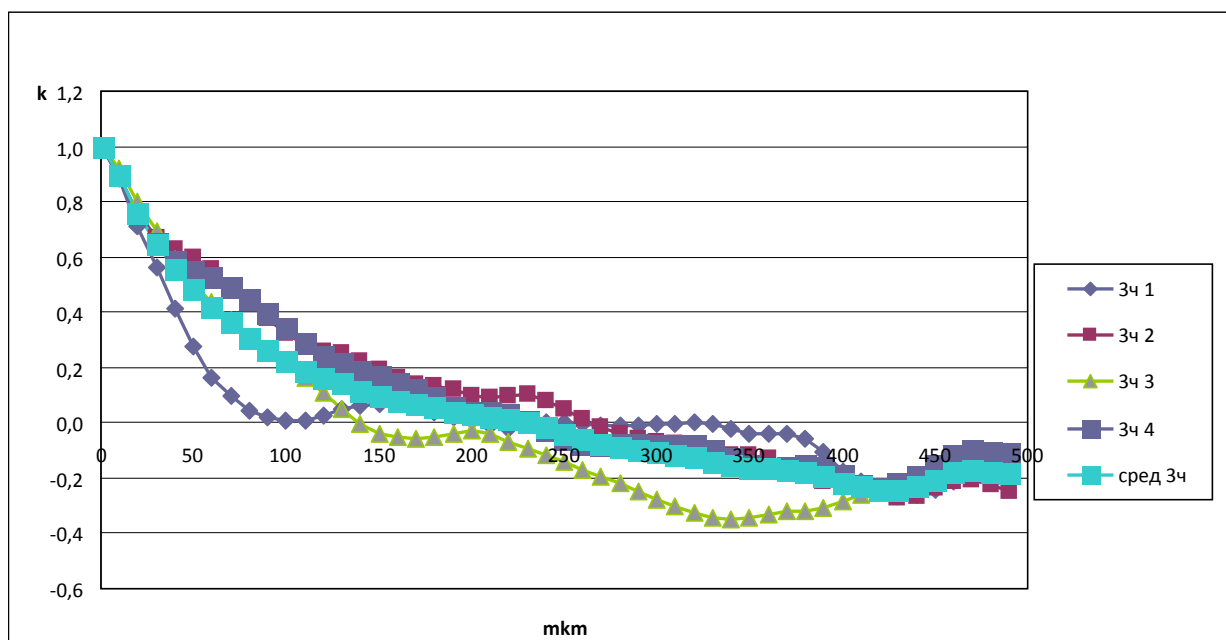
Processing option : All elements analysed (Normalised)

Spectrum	In stats.	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Total
1	Yes	15.67	0.00	0.04	1.43	0.44	78.32	0.75	3.26	0.10	100.00
2	Yes	12.22	-0.03	0.18	-0.05	0.44	85.35	0.69	0.62	0.58	100.00
3	Yes	15.40	-0.08	-0.08	0.24	0.43	82.51	0.43	1.31	-0.16	100.00
4	Yes	26.74	0.26	0.39	0.33	0.28	70.18	0.62	1.12	0.07	100.00
5	Yes	23.22	0.29	0.29	0.42	0.18	73.67	0.41	1.11	0.43	100.00
6	Yes	27.22	-0.07	0.56	1.68	0.45	62.84	0.32	7.05	-0.04	100.00
7	Yes	21.05	0.01	0.26	0.25	0.22	77.13	0.24	1.16	-0.32	100.00
8	Yes	31.84	0.03	0.55	0.82	0.27	63.77	0.57	1.95	0.20	100.00
9	Yes	22.46	0.33	-0.15	0.72	0.24	72.14	0.62	3.10	0.53	100.00
10	Yes	23.98	-0.09	0.15	0.43	0.52	73.47	0.07	0.90	0.57	100.00
11	Yes	31.64	0.03	0.39	0.54	0.47	64.51	0.52	1.94	-0.04	100.00
12	Yes	32.91	-0.09	0.35	0.69	0.26	63.90	-0.13	1.99	0.10	100.00
13	Yes	32.85	0.03	0.63	0.78	0.45	60.91	0.53	3.98	-0.16	100.00
14	Yes	31.10	0.02	0.43	1.10	0.41	62.02	0.25	4.12	0.54	100.00
15	Yes	15.49	-0.05	0.34	0.54	0.34	81.35	0.23	1.37	0.41	100.00
16	Yes	16.24	-0.07	0.30	0.48	0.69	79.81	0.62	2.10	-0.17	100.00
17	Yes	17.24	-0.15	0.22	0.95	0.26	78.40	0.42	2.48	0.18	100.00
18	Yes	34.34	0.17	0.24	0.63	0.26	60.24	0.88	2.76	0.47	100.00
19	Yes	23.06	-0.04	0.45	1.53	0.45	69.04	0.21	5.25	0.06	100.00
20	Yes	27.14	0.19	0.42	1.41	0.42	64.76	0.59	4.95	0.13	100.00
Sum Spectrum	Yes	24.69		0.43	0.74	0.33	71.09	0.19	2.53		100.00
Max.		34.34	0.33	0.63	1.68	0.69	85.35	0.88	7.05	0.58	
Min.		12.22	-0.15	-0.15	-0.05	0.18	60.24	-0.13	0.62	-0.32	

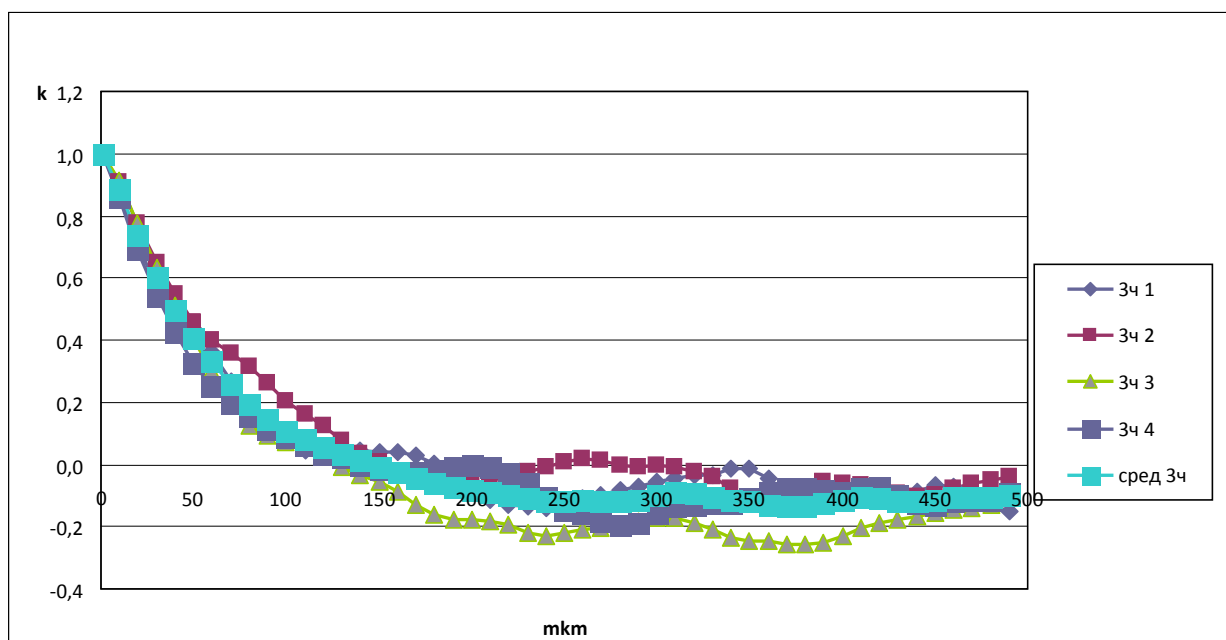
All results in weight%

Покрытие CoAl₂O₄; контртело Ст6 ТО.

Автокорреляционные функции участков поверхности трения покрытия

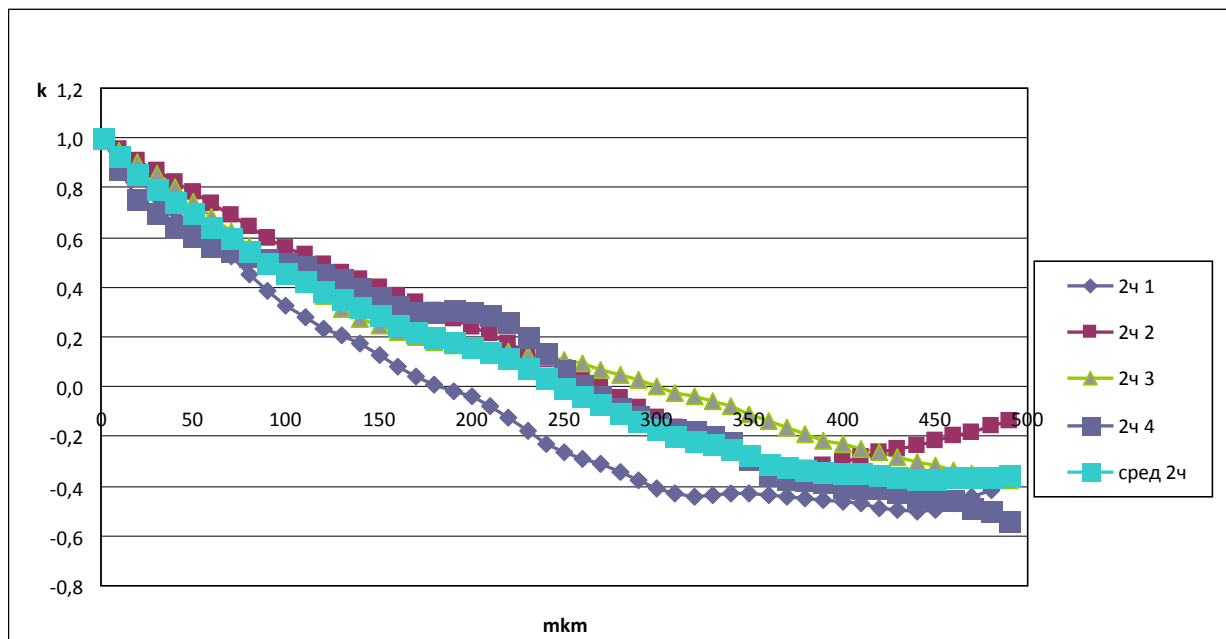


Время испытания 3ч., пара трения Ст6 – покрытие $CoAl_2O_4$

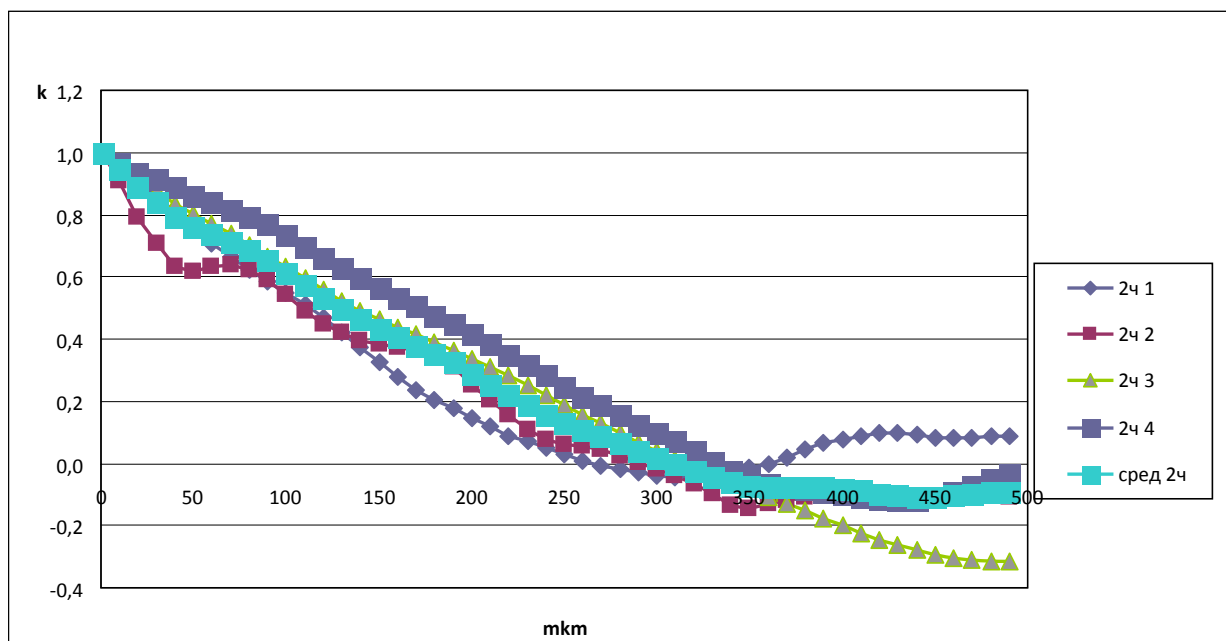


Время испытания 3ч., пара трения Ст6 – покрытие $CuAl_2O_4$

Автокорреляционные функции участков поверхности трения покрытия



Время испытания 2ч., пара трения ВК6 – покрытие CoAl_2O_4



Время испытания 2ч., пара трения ВК6 – покрытие CuAl_2O_4