

На правах рукописи



Шакина Антонина Владимировна

**РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ
ВАГОННОЙ ТОРМОЗНОЙ КОЛОДКИ ИЗ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО
ФРИКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА**

Специальность 05.16.09 – материаловедение (машиностроение)

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук
Фадеев Валерий Сергеевич

Комсомольск-на-Амуре – 2014

Содержание

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1. Состояние вопроса: проблемы современных фрикционных материалов вагонной тормозной колодки.....	11
1.1 Общие сведения о системе «тормозная колодка – колесо».....	11
1.2 Состав, структура и свойства материалов, применяемых в системе «тормозная колодка – колесо» в настоящее время.....	13
1.3 Особенности взаимодействия элементов системы «тормозная колодка – колесо».....	19
1.4 Тенденции разработки новых фрикционных материалов вагонной тормозной колодки.....	26
1.5 Фрикционные металлокерамические материалы	27
1.6 Выводы.....	34
ГЛАВА 2. Методы исследования	36
2.1 Изготовление образцов для исследований	36
2.2 Фрикционные испытания порошковых материалов	38
2.3 Масштабный фактор при проведении фрикционных испытаний.....	41
2.4 Испытания контртела на износостойкость.....	44
2.5 Металлографические и электронно-микроскопические исследования структуры материалов	45
2.6 Исследования микротвердости образцов разрабатываемых материалов.....	47
2.7 Статистическая обработка результатов испытаний	48
2.8 Измерение тесноты связи параметров микроструктуры, механических и фрикционных свойств разрабатываемых материалов на основе корреляции.....	54
2.9 Стендовые испытания моделей тормозных колодок в ОАО «ВНИИЖТ» ...	56
2.10 Выводы.....	58
Глава 3. Концепция и методика разработки фрикционного материала вагонной тормозной колодки.....	59

3.1 Структурные изменения в поверхностном слое вагонного колеса при его взаимодействии с тормозной колодкой и рельсом	59
3.2 Структурные изменения в поверхностном слое тормозных колодок, применяемых на подвижном составе в настоящее время, при взаимодействии с вагонным колесом	69
3.3 Общие требования, предъявляемые к структуре фрикционного материала, снижающего износ в системе «тормозная колодка – колесо»	74
3.4 Методика разработки фрикционного материала вагонной тормозной колодки	78
3.5 Выводы	83
Глава 4. Исследование влияния компонентов матрицы на структуру и свойства фрикционного порошкового материала	84
4.1 Влияние меди на структуру порошкового материала «железо – медь» и его фрикционные свойства	84
4.2 Влияние углерода на структуру порошкового материала «железо – углерод» и его фрикционные свойства	96
4.3 Влияние углерода и хрома на структуру порошкового материала «железо – углерод – хром» и его фрикционные свойства	107
4.4 Выводы	113
Глава 5. Влияние фрикционного наполнителя на фрикционные свойства материала	116
5.1 Влияние состава и структуры порошкового материала «железо – оксид алюминия» на его фрикционные свойства	116
5.2 Влияние состава и структуры порошкового материала «железо – оксид кремния» на его фрикционные свойства	123
5.3 Выводы	128
Глава 6. Металлокерамический фрикционный материал вагонной тормозной колодки	130
6.1 Влияние состава и структуры многокомпонентных металлокерамических фрикционных материалов на их фрикционные свойства	130

6.2 Отбор металлокерамического фрикционного материала с оптимальным сочетанием свойств	135
6.3 Оптимизация технологии получения металлокерамического фрикционного материала вагонной тормозной колодки	138
6.4 Выводы	142
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	144
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	147

ВВЕДЕНИЕ

Начиная с 1990-х гг. в условиях функционирования системы «тормозная колодка – колесо» произошли значительные изменения, связанные с интенсификация экономических связей между регионами Российской Федерации: увеличилась осевая нагрузка вагонов и скорости передвижения составов, вследствие чего возросли требования к эффективности торможения и сроку службы тормозных колодок, а также возникла необходимость щадящего их воздействия на вагонное колесо для минимизации его термомеханических повреждений.

Ухудшение условий эксплуатации диктует новые требования к фрикционному материалу тормозных колодок. Свойства материалов колодок, применяемых на вагонах в настоящее время, уже не в полной мере удовлетворяют этим возросшим требованиям. Так, чугунные колодки обладают низкой износостойкостью и нестабильным коэффициентом трения при скоростях свыше 120 км/ч, а колодки на органическом (полимерном) связующем вызывают термомеханические повреждения колес вследствие низкой теплопроводности, кроме того, их коэффициент трения нестабилен в присутствии влаги.

Таким образом, разработка нового фрикционного материала вагонной тормозной колодки, совмещающего эффективность торможения с высокой износостойкостью и щадящим воздействием на колесо, является актуальной задачей, для решения которой необходимо проведение комплекса исследований влияния состава, структуры и технологии получения такого материала на его свойства.

Целью диссертационной работы является исследование аддитивного влияния компонентов порошкового материала на его структуру и фрикционные свойства для разработки материала тормозной колодки повышенной износостойкости, со стабильным коэффициентом трения и колесосберегающим эффектом, а также технологии его изготовления.

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

1. Исследование состава и структуры элементов системы «тормозная колодка – колесо», в частности, их поверхностного слоя, для определения особенностей их изнашивания в процессе эксплуатации.

2. Разработка комплексной методики фрикционных испытаний в лабораторных условиях, обеспечивающей максимально адекватное моделирование процессов, происходящих в системе «тормозная колодка – колесо».

3. Исследование влияния состава и структуры матрицы и фрикционного наполнителя металлокерамического порошкового материала на его фрикционные свойства, а также определение оптимального содержания компонентов матрицы и фрикционного наполнителя на основе реализованных исследований.

4. Исследование влияния технологии получения металлокерамического порошкового материала на его структуру и фрикционные свойства.

Для решения поставленных задач применены современные **методы исследования**: фрикционные испытания на программируемом оборудовании, компьютерная металлография, растровая электронная микроскопия, а также стандартизованные механические испытания.

Научная новизна диссертационной работы заключается в следующем.

1. Установлены и научно обоснованы зависимости изменения физико-механических (твердость, плотность, пористость) и фрикционных свойств порошковых материалов систем «железо – медь», «железо – углерод», «железо – хром» от содержания меди, углерода, хрома. Наблюдается экстремальный характер изменения фрикционных свойств в системе «железо – медь» с минимумом при значениях 30–40 % меди, обусловленным формированием на поверхности трения вторичной структуры (серого слоя), представляющей собой совокупность дисперсных слоев твердого раствора меди и железа, параллельных поверхности трения.

Минимум и максимум в значениях фрикционных свойств порошковых материалов «железо – углерод» наблюдаются при концентрации углерода 1–2,5 % и 9 % соответственно. Такой характер изменения фрикционных свойств можно объяснить образованием при 2,5 % углерода структуры эвтектоидной стали (перлит) со свободным углеродом в порах материала, что подтверждается повышением твердости материала и снижением его коэффициента трения. При дальнейшем увеличении содержания углерода до 9 % происходит формирование структуры завэвтектоидной стали (перлит + цементит) (оставшаяся часть углерода находится

в порах материала), а также рост пористости. Выкрашивание частиц цементита, а также рост пористости, снижающей твердость материала и прочность связи между участками металлической матрицы, ведут к росту объемного износа и коэффициент трения. При дальнейшем росте содержания графита (11–15 %) происходит снижение объемного износа и фрикционных характеристик вследствие влияния пленки, образованной избыточным количеством (до 8–12 %) свободного углерода. Кроме того, вследствие значительного роста объемного содержания углерода, разрушение материала происходит не столько по металлической матрице, сколько по участкам графита в объеме материала, что ведет к снижению износа. При этом металлическая матрица, выкрашиваясь по частицам цементита, обеспечивает высокий коэффициент трения, несмотря на смазывающее действие свободного углерода.

2. Установлены и научно обоснованы закономерности, описывающие влияние вида и содержания фрикционного наполнителя – оксидов алюминия и кремния – на износостойкость и фрикционные свойства порошкового материала. Наблюдается немонотонный характер изменения объемного износа порошкового материала с минимумом при содержании оксида алюминия (#110 от компании Saint Gobain) 7 %, глинозема Г-00 3 % и кварца пылевидного 3 %. Установленный характер зависимости износостойкости от содержания наполнителя определяется формированием в поверхностном слое наклепа с повышенной микротвердостью, а также наличием износостойких частиц наполнителя. При избытке наполнителя активизируется процесс разрушения поверхностного слоя вследствие концентрации напряжения на частицах наполнителя. При этом коэффициент трения стабилен и не зависит от концентрации фрикционных наполнителей (в рассмотренных пределах). Порошковые материалы с оксидом алюминия обладают меньшим коэффициентом трения по сравнению с материалами с оксидом кремния, что объясняется более высокой твердостью частиц оксида алюминия по сравнению с частицами кварца пылевидного (9 и 7 баллов по шкале Мооса соответственно).

Практическая значимость работы заключается в следующем.

1. Разработано два состава фрикционных металлокерамических материалов вагонной тормозной колодки: на основе меди МЗ (мас. %: 40 Cu, 15 С, 2 Al₂O₃, 1

SiO₂, 1 Cr) и железа Ж6 (мас. %: 10 Cu, 15 С, 3,3 Al₂O₃, 1,7 SiO₂, 1 Cr). Материал Ж6 имеет значительно более высокую износостойкость, чем чугун и ТИИР-300 – стандартные материалы вагонных тормозных колодок, применяемых в России (в 4,5 и 2,8 раз соответственно), превосходит по износостойкости зарубежный аналог МКМ (70 % Cu) на 18 % при более низкой себестоимости. При этом Ж6 обладает более высоким коэффициентом трения и, по сравнению с чугуном, МЗ и МКМ, оказывает щадящее воздействие на контртело и лучшую теплопроводность по сравнению с полимерным композитом ТИИР-300.

2. На основе исследований влияния структуры металлокерамического порошкового материала на его фрикционные свойства, определены основные технологические параметры изготовления нового фрикционного материала вагонной тормозной колодки.

3. Разработана конструкция тормозной колодки, изготавливаемой из нового фрикционного материала.

Положения, выносимые на защиту:

1. Методика проектирования металлокерамического фрикционного материала вагонной тормозной колодки.

2. Обоснованные закономерности, описывающие влияние содержания компонентов матрицы (меди, углерода, хрома, железа) и фрикционного наполнителя (оксидов алюминия и кремния) на структуру и, как следствие, свойства порошкового материала в условиях моделируемого фрикционного взаимодействия «тормозная колодка – колесо».

3. Обоснованные закономерности влияния технологии получения металлокерамического порошкового материала на его структуру и фрикционные свойства.

Достоверность полученных результатов подтверждается обоснованностью методов, использованных при разработке нового фрикционного материала, проверкой разработанных экспериментальных методик с помощью классических исследований, а также комплексным характером проведенных испытаний.

Апробация работы.

Работа выполнена в рамках НИОКР, осуществляемой ООО «НТЦ Информационные Технологии» в сотрудничестве с ОАО «ВНИИЖТ».

Основные положения диссертационной работы обсуждались и получили положительную оценку на 41-й научно-технической конференции аспирантов и студентов (г. Комсомольск-на-Амуре, 2011); российско-китайском симпозиуме «Современные материалы и технологии» (г. Хабаровск, 2011); III Всероссийском конкурсе молодых ученых (г. Миасс, 2011); Международной заочной научно-практической конференции «Проблемы науки, техники и образования в современном мире» (г. Липецк, 2012); Международной заочной научно-практической конференции «Современная наука: реальность и перспективы» (г. Липецк, 2013); Школе-семинаре по фундаментальным основам создания инновационных материалов и технологий (Комсомольск-на-Амуре, 21-22 июня 2013 г.)

Публикации. По теме работы опубликовано 9 работ, в т.ч. 3 в изданиях, рекомендованных ВАК РФ, получено 6 патентов, производится экспертиза по существу по 2 заявкам на изобретение.

Личный вклад автора состоит в анализе состояния вопроса, разработке методик экспериментов, их планировании и проведении, обработке и обсуждении полученных результатов, написании статей, подготовке докладов. Часть экспериментальных данных получена при участии сотрудников ФГБОУ ВПО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет», Хабаровского инновационно-аналитического центра ИТиГ ДВО РАН, Института материаловедения ХНЦ ДВО РАН, ФГБОУ ВПО «Дальневосточный университет путей сообщения» (г. Хабаровск) и ООО «НТЦ Информационные Технологии».

Автор выражает искреннюю благодарность и признательность за неоценимую помощь в написании и редактировании настоящей работы д.т.н., проф. Ри Хосену (ФГБОУ ВПО «Тихоокеанский государственный университет», г. Хабаровск), д.т.н., доценту Химухину Сергею Николаевичу (ФГБОУ ВПО «Тихоокеанский государственный университет», г. Хабаровск), д.т.н., проф. Киму Владимиру Алексеевичу (ФГБОУ ВПО «Комсомольский-на-Амуре государственный

технический университет», г. Комсомольск-на-Амуре), к.т.н. Штанову Олегу Викторовичу (ООО «НТЦ Информационные Технологии», г. Комсомольск-на-Амуре), а также коллективам ООО «Техкомплект» и ООО «НТЦ Информационные Технологии» (г. Комсомольск-на-Амуре) за консультативную помощь и всестороннюю поддержку.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, заключения, списка использованных источников из 115 наименований. Объем диссертации составляет 159 страниц, включая 31 таблицу и 58 рисунков.

ГЛАВА 1. Состояние вопроса: проблемы современных фрикционных материалов вагонной тормозной колодки

1.1 Общие сведения о системе «тормозная колодка – колесо»

С интенсификацией грузооборота на территории Российской Федерации, начавшейся в 1990-е гг. и продолжающейся по настоящее время, в условиях функционирования системы «тормозная колодка – колесо» произошли значительные изменения. Возрастание скорости движения составов (до 120 км/ч у грузовых вагонов, до 140–160 км/ч у пассажирских[1]) и нагрузки на ось вагона (до 25 кН [1]) привело к росту необходимой мощности торможения и температуры в зоне трения «тормозная колодка – колесо», что в целом оказало негативное влияние на состояние вагонных колес, увеличив частоту появления такого дефекта, как выщербины [2]. Также возросла интенсивность изнашивания тормозных колодок. В настоящее время изменение условий эксплуатации системы «тормозная колодка – колесо» требует разработки и применения новых фрикционных материалов.

Ниже приведены краткие сведения о системе «колесо вагона – тормозная колодка».

Вагонные колеса различают: по конструкции – цельнокатаные и бандажные (для вагонов электропоездов, состоящие из колесного центра, бандажа и предохранительного кольца); по способу изготовления – катаные и литые [3].

При качении колес по рельсам они испытывают контактные и ударные нагрузки, трение от соприкосновения с рельсами и тормозными колодками. Соприкасаясь с рельсом по пятну контакта малой площади, колесо передает ему значительные статические и динамические нагрузки. В результате этого в зонах соприкосновения колес с рельсами возникают значительные контактные напряжения (1–1,5 ГПа) [4 –8]. В процессе торможения между колесами и колодками возникают силы трения, вызывающие нагрев обода, что способствует образованию в нем ряда дефектов, в частности, выщербин [2].

Требования к конструкции цельнокатаных вагонных колес закреплены ГОСТ 9036 [9]. Цельнокатаное колесо имеет обод, диск и ступицу. Гребень на

ободу колеса предохраняет его от схода с рельсов. Коническая поверхность обода предотвращает образование неравномерного по ширине колеса износа, облегчает прохождение кривых и центрирует колесную пару в прямых участках пути. Однако из-за конической формы поверхности катания появляется извилистое движение колесной пары вагона [3].

Ступица колеса в холодном состоянии прочно запрессована на ось. Переход от ступицы к ободу выполнен в форме диска, расположенного под некоторым углом к этим частям, что придает колесу упругость и снижает воздействия динамических сил [3].

Вагонные тормозные колодки, применяемые в настоящее время в России, с точки зрения используемых материалов, делятся на два вида: чугунные и композиционные (на полимерном связующем) из материалов ТИИР-300, ТИИР-303, ТИИР-308. Также существуют колодки из фосфористого чугуна по ГОСТ 28186 [10], которые в данной работе не рассматриваются, т.к. применяются для моторвагонного подвижного состава.

Стандартные чугунные колодки применяются на пассажирских вагонах, движущихся со скоростью до 120 км/ч, а также грузовых вагонах (кроме восьми- и шестиосных). К достоинствам этих фрикционных элементов относятся хороший отвод выделяющегося при торможении тепла и отсутствие влияния влаги на коэффициент трения. В то же время такие колодки имеют нестабильный коэффициент трения, снижающийся с ростом скорости. Это, в частности, приводит к необходимости применения на скоростном подвижном составе регуляторов сил нажатия колодок в зависимости от скорости движения. Кроме того, чугунные колодки быстро изнашиваются, что требует большого объема работ по замене и регулировке рычажных передач [11]. Площадь трения чугунных вагонных тормозных колодок 305 см^2 [11], максимальное давление на чугунную колодку составляет 130 Н/см^2 [11].

Полимерные композиционные колодки используются на пассажирских вагонах (при скорости более 120 км/ч применение этих колодок обязательно по условиям эффективности тормозных средства), всех типах грузовых вагонов. Их изготавливают из асбокаучуковых материалов (существуют и безасбестовые колод-

ки). Они в 3–5 раз более износостойки, чем чугунные, что снижает объем работ по замене и регулировке рычажных передач, и обладают повышенными стабильностью и величиной коэффициента трения относительно скорости движения [3].

К недостаткам этих колодок относится низкая теплопроводность, из-за которой в процессе торможения на поверхности катания колес создаются неблагоприятные температурные режимы, вызывающие повреждения в виде наваров, сдвигов металла, выщербин, микротрещин. При увлажнении, особенно в зимний период из-за метелей и снегопадов, композиционные колодки обледеневают, что требует периодического включения тормозов для их просушивания [12]. Другим недостатком тормозных колодок из полимерных композиционных материалов является возможность их загорания, кроме того, некоторые колодки при торможении могут выделять неприятный запах, что особенно нежелательно на пассажирских вагонах [12].

С точки зрения конструкции, существует два вида тормозных композиционных колодок: колодки со стальным штампованным каркасом, применяемые на грузовых и пассажирских вагонах (дет. М 659.000, ТУ 38.114292-94 «Колодки тормозные композиционные со стальным штампованным каркасом»), и колодки с проволочно-сетчатым каркасом, применяемые только на грузовых вагонах (дет. 25610-Н, ТУ 2571-028-00149386-2000 «Колодки тормозные композиционные с сетчато-проволочным каркасом для железнодорожных вагонов»). Площадь трения композиционных колодок составляет 170–290 см² [12], максимальное давление на композиционную колодку – 60 Н/см² [12].

1.2 Состав, структура и свойства материалов, применяемых в системе «тормозная колодка – колесо» в настоящее время

Цельнокатаные колеса вагонов изготавливаются из углеродистых сталей, подвергаемых специфической термообработке для достижения необходимых свойств: предела прочности, ударной вязкости, твердости. Требования к составу и свойствам материала вагонных цельнокатаных колес определены ГОСТ 10791 [13].

Колеса пассажирских вагонов изготавливаются из стали марки 1 по ГОСТ 10791, грузовых вагонов – из стали марки 2. Состав обеих марок приведен в табл. 1.1 [13].

Таблица 1.1

Состав марок стали вагонных колес

Марка стали	Массовая доля элементов, %					
	Углерод	Марганец	Кремний	Ванадий	Сера	Фосфор
					не более	
1	0,44–0,52	0,80–1,20	0,40–0,65	0,08–0,15	0,03	0,0035
2	0,55–0,65	0,50–0,90	0,22–0,45	не более 0,1	0,03	0,0035

Допускается содержание хрома, никеля, меди не более 0,30 %.

Микроструктура колесной стали ГОСТ 10791 не нормируется. Однако, согласно этому стандарту, в структуре стали вагонных колес допускается содержание неметаллических включений: сульфидов (не более балла 3), оксидов строчечных (не более балла 1) и глобулярных (не более балла 3), а также силикатов пластичных и хрупких (не более балла 3).

В работе [9] показано, что микроструктура колесной стали является перлитно-ферритной с дисперсностью перлита 0,12–0,26 мкм, при этом средний диаметр зерна, в зависимости от параметров реализованной термообработки, составляет 15–34,7 мкм. Механические свойства колесной стали согласно [13] представлены в табл. 1.2.

Требования к составу и свойствам чугуна вагонной тормозной колодки не закреплены государственными стандартами, в отличие от требований к конструкции, нормируемых ГОСТ 1205 [14]. Однако изготовители чугунных колодок руководствуются стандартом ОСТ 32.194 [15] или ТУ 32 ЦТВР-279-89 «Колодки чугунные тормозные для вагонов и тендеров железных дорог колеи 1520 (1524) мм», причем требования к химическому составу чугуна и его свойствам, предъявляемые этими стандартами, очень близки [16, 17]. Далее рассматривается чугун по ОСТ 32.194, т.к. именно на этот стандарт ссылаются нормы безопасности НБ ЖТ ТМ 02-98 [18].

Механические свойства колесной стали

Марка стали	Временное сопротивление σ_b , Н/мм ² (кгс/мм ²)	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Твердость на глубине 30 мм от поверхности катания, НВ	Ударная вязкость КСУ на образцах при температуре 20 °С, Дж/см ² (кгс · м/см ²), не менее	
					из обода	из диска
					не менее	
1	880–1080 (90–110)	12	21	248	30 (3.0)	30 (3.0)
2	910–1110 (93–113)	8	14	255	20 (2.0)	20 (2.0)

Химический состав и твердость чугуна вагонной тормозной колодки типа «С» согласно ОСТ 32.194 приведены в табл. 1.3. Тип чугуна «Р» не рассматривается в связи с повышенным содержанием фосфора (фосфористый чугун). Требования, предъявляемые к микроструктуре чугунной колодки [15], указаны в табл. 1.4.

Таблица 1.3

Химический состав и твердость чугуна вагонной тормозной колодки

Наименование типа тормозной колодки	Массовая доля элементов, %					Твердость по Бригеллю, НВ	
	С	Si	Mn	P	S	тело колодки	ушко
тип «С»	2,8–3,6	0,7–1,2	0,4–1,1	0,2–0,5	не более 0,2	197–255	не более 321

Проверку качества литья и оценку конструкционной прочности колодок проводят испытанием на изгиб под действием статической нагрузки. Разрушающая нагрузка не должна быть менее 156,8 кН (16 тс) [15].

Согласно нормам безопасности [18], вагонные колодки из чугуна (тип «С») должны обладать свойствами, указанными в табл. 1.5.

Таблица 1.4

Микроструктура чугуна вагонной колодки (тип «С»)

Структурная составляющая	Параметры	Шкала	Обозначение допускаемой микроструктуры
Графит	форма включений	1А	ПГф1, ПГф2, ПГф4
	длина включений	1Б	ПГд45 – ПГд180
	распределение включений	1В	ПГр1, ПГр3, ПГр6, ПГр7, ПГр9
	количество включений	1Г	ПГ2 – ПГ6
Перлит	вид структуры	5	Пт1, Пт2
	содержание	6А	П(Ф0) – П96 (Ф4)
	дисперсность	8	Пд0,3 – Пд1,4
Фосфидная эвтектика	строение	9А	ФЭ3 – ФЭ4
	площадь включений	9Г	не более ФЭп6000
	распределение	9Б	ФЭр1, ФЭр2
Цементит	содержание, не более	10А	Ц2, Ц4
	площадь включений, не более	10Б	Цп2000

Таблица 1.5

Свойства чугунных тормозных колодок согласно

Наименование показателя	Значение показателя
1. Коэффициент трения при силе нажатия на колодку не менее 20/30 кН при скорости движения поезда в начале торможения (км/ч)	
50	0,104/0,09
90	0,084/0,072
120	0,076/0,066
140	0,062/0,062
2. Износ (массовый), г, не более, при силе нажатия на колодку (кН)	
20	1000

Наименование показателя	Значение показателя
30	2000
3. Коэффициент статического трения, не менее при силе нажатия на колодку (кН)	
10	0,3
20	0,25
30	0,2
4. Огнестойкость	
открытое пламя при торможении	Не допускается
5. Воздействие на поверхность катания колеса	
риски и задиры любого размера, термотрещины, выщербины и неотделяемые без инструмента навары на поверхности катания колеса после торможения	Не допускаются

Композиционные тормозные колодки (на полимерном связующем) изготавливаются из материалов ТИИР-300, ТИИР-303, ТИИР-308. На материалы и конструкцию этих тормозных колодок отсутствует ГОСТ. Колодки изготавливаются по ТУ 38.114292-94, ТУ 2571-028-00149386-2000 (см. п. 1.1).

Химический состав полимерного композиционного материала ТИИР-300 (в %): асбест – 15; каучук – 20; барит ($BaSO_4$) – 47,5; сажа – 15 и вулканизирующий состав (сера и др.) – 2,5 [19]. Материал ТИИР-303 имеет большую теплопроводность по сравнению с ТИИР-300 благодаря введению в его состав электрокорунда. ТИИР-303 содержит матрицу из вулканизата каучука, волокнистый наполнитель (асбест) и порошкообразные наполнители (баритовый концентрат, технический углерод, электрокорунд, графит) [20]. Материал ТИИР-308 не содержит асбеста, в качестве волокнистого наполнителя в нем используются полиарамидные волокна [21].

Требования, предъявляемые к свойствам полимерных композиционных колодок, содержатся в требованиях по сертификации ФТС ЖТ ЦВ-ЦЛ 009-99 [22] и отражены в табл. 1.6.

Требования к композиционным колодкам на полимерном связующем

Наименование показателя	Значение показателя
1. Твердость, НВ 16/187,5/30	1,4–3,0
2. Предел прочности при сжатии, не менее, МПа	15,0
3. Коэффициент трения материала колодки в паре с чугуном марки СЧ по ГОСТ 1412 на образцах 22x9x27 мм	0,37–0,47
4. Износ (массовый), не более, г при постоянной скорости 50 км/ч на 25 км тормозного пути и силе нажатия на колодку (кН)	
10	100,0
20	200,0
5. Коэффициент статического трения, не менее, при силе нажатия на колодку (кН)	
10	0,3
25	0,25
40	0,2
6. Огнестойкость	Колодки не должны давать открытого пламени при остановочных торможениях и имитации торможения
7. Средний ресурс в условиях рядовой эксплуатации тормозных колодок для:	
грузовых железнодорожных вагонов, тыс. км	90–200
пассажирских вагонов, тыс. км	110–150
8. Воздействие на поверхность катания колес на стенде при эксплуатационных испытаниях	Отсутствие рисок и задигов, термотрещин, выщербин и неотделяемых без инструмента наваров

Помимо чугунных и композиционных тормозных колодок существуют металлокерамические колодки. Однако они разрабатываются и используются, преимущественно, за рубежом. В России производство металлокерамических железнодорожных колодок не освоено [23]. Одной из причин, по которым в России

этот вид колодок не применяется, является их высокая стоимость, т.к. материалы таких колодок содержат до 70 % меди и до 7 % олова [23, 24].

Согласно источнику [25], ОАО «ВНИИЖТ» проведены исследования металлокерамических бронзово-графитовых колодок из материала «Диафрикт К4» (Чехия). Микроструктура данного материала представляет собой матрицу, состоящую, в основном, из меди, в которой распределены включения железа и частицы графита, суммарная площадь которых составляет 30 – 40 % площади шлифа. Кроме того, в структуре материала колодки имеются пустоты в виде раковин и включения оксида алюминия с невыраженной структурой [25]. Средний динамический коэффициент трения материала находится в пределах 0,33–0,38, а статический – в диапазоне 0,35–0,4 при удельном нажатии на колодку до 2,5 МПа и скорости трения на пятне контакта до 126 км/ч. Колодки из материала «Диафрикт К4» обладают постоянным коэффициентом трения до температуры 450° С, а при краткосрочных остановочных торможениях – до температуры 800° С [25].

1.3 Особенности взаимодействия элементов системы «тормозная колодка – колесо»

В процессе торможения происходит изнашивание как вагонного колеса, так и тормозной колодки. Сложность изучения изнашивания колеса заключается в том, что при движении состава оно взаимодействует не только с колодкой, но и с рельсом, т.е. является элементом системы «тормозная колодка – колесо – рельс».

В процессе движения колеса по рельсу на пятне их контакта создается давление 1 – 1,5 ГПа [2, 4, 5], что ведет к деформированию микроструктуры в поверхностном слое колеса. Глубина зоны деформации может достигать 1,5 мм [2]. Вследствие динамических нагрузок на колесо при его качении по рельсу, происходят пластические деформации (прокат, выдавливание металла), расслоение металла, возникают трещины, повреждения усталостного происхождения в зоне контакта колеса с рельсом.

Расслоение металла характеризуется общей деградацией поверхности катания в противоположность неравномерному износу или выщербинам, которые по-

являются в отдельных зонах. Эти дефекты часто связаны с неадекватным соотношением между механическими характеристиками колесной стали и воспринимаемыми нагрузками. Обычно к таким дефектам относят раковины и выкрашивание. Раковины определяются как потери металла от воздействия усталостных контактных нагрузок, выкрашивание — как следствие проскальзывания колеса по рельсу, в результате которого на поверхности катания колеса возникают высокие температуры [26].

Преждевременный выход из строя колес часто происходит вследствие появления дефектов тормозного происхождения (ползунов, наволакивания металла, кольцевых выработок от взаимодействия с колодками, глубоких рисок, термоциклических трещин и выщербин).

Тормозные дефекты, как правило, приводят к нарушению макрогеометрии, «некруглости» поверхности катания колес, усилению в эксплуатации динамического воздействия на смежные узлы тележки вагона, а также снижают их надежность и вызывают дискомфортное состояние пассажиров в пути следования [27]

В работе [2] большое внимание уделено дефектам колес, возникающим при торможении, в частности, выщербинам. Эти дефекты возникают при юзе, когда сила трения между колесом и тормозной колодкой значительно больше силы сцепления рельса с колесом. Расчет температур показывает, что температура на пятне контакта при юзе может увеличиться до 1000°C , а затем быстро снижается при окончании скольжения колеса по рельсу. При этом на поверхности колеса образуются светлые пятна. Явление образования светлых пятен (белых слоев), применительно к колесам, было изучено в середине 1950-х гг., в частности, в работе [28].

Установлено, что микроструктура белого слоя представляет собой смесь дисперсного мартенсита с остаточным аустенитом. Такая структура является хрупкой, под действием контактной нагрузки разрушается с образованием выщербин, однако при определенных условиях, особенно, если толщина обода близка к минимальной, от места выкрашивания может развиваться трещина в глубь тела колеса [2].

Долговечность белых слоев зависит от остаточных напряжений, которые возникают на границе между пятном и основным материалом в связи со структурными превращениями и термическими деформациями. Условия выкрашивания определяют результирующие напряжения, образующиеся при совместном действии остаточных и контактных напряжений. В зависимости от взаимного расположения и формы пятен, их разрушение может происходить по механизмам многоциклового и малоциклового контактной усталости [2].

Анализируя дефекты, возникающие на колесных парах при использовании чугуновых и композиционных колодок, необходимо заметить, что они во многом имеют сходство между собой, хотя выявлено некоторое влияние природных особенностей материала и технологии изготовления колодок. Композиционные колодки по своей природе и механизмам изнашивания существенно отличаются от металлических колодок [27].

В работе [27] проведено исследование изнашивания чугуновых и композиционных колодок. Согласно результатам этих исследований, износ чугуновых колодок, главным образом, происходит за счет интенсивного схватывания, а композиционных колодок – в результате более медленного абразивно-окислительного процесса разрушения сопряженных поверхностей. При этом низкие теплофизические свойства композиционных колодок резко снижают эффективность их применения.

Характерными технологическими дефектами поверхности чугуновых колодок являются металлизированный пригар, остатки формовочной земли, «шишкообразные» твердые неровности повышенной твердости 500...750 Нц. Имеет место наличие во фрикционной массе чугуна дефектных структур в виде колоний структурно-свободного цементита или аномального феррита и др. Эти дефекты колодок могут также вызывать появление кольцевых канавок и глубоких рисок на колесах.

Наволакивание металла на поверхности катания вагонных колес является результатом фрикционного взаимодействия и схватывания с поверхностью рельса. Этому способствует протекающая в поверхностных слоях сопряженных дета-

лей сильная пластическая деформация под действием фрикционного нагрева, высоких контактных нормальных и касательных напряжений.

Небольшие участки наволакивания с неоднородной твердостью (585...1117 Нц) в начальной стадии остаются на поверхности катания колес и закатываются, а крупные образования отделяются или переносятся на колодку. Наволакиванию металла колеса на новую чугунную колодку способствуют литейные (технологические) дефекты на поверхности трения, ужесточающих трение новых колодок с колесом в период приработки. При этом возникают высокие контактные давления и сдвиговые напряжения, а также сильный разогрев поверхностей. В сочетании с высокой твердостью и острыми неровностями происходит локальный вырыв металла колеса. Далее продукты изнашивания — частички стали, находясь между колодкой и колесом в условиях высоких давлений, температур и повышенной пластичности, свойственной стали при экстремальных температурных и силовых режимах, раскатываются в виде тонких пластинок неправильной формы и наволакиваются на шероховатую поверхность тормозных колодок, имеющих большую площадь макроконтакта.

При следующих торможениях процесс повторяется, но он усугубляется тем, что уже к взаимодействию трущейся пары чугун – сталь добавляется трение стали колеса о сталь закрепившихся на поверхности колодки фрагментов наволакивания предыдущего взаимодействия. Эти продукты изнашивания образуют на поверхности колодки конгломерат из пластинок толщиной 50–200 мкм, постепенно увеличивающийся по толщине и площади (до 20 % площади поверхности колодки). В результате последующих торможений происходит интенсивное местное истирание поверхностей катания колеса с возможным образованием на нем кольцевых канавок и глубоких рисок [27].

Исследованием состояния композиционных (полимерных) тормозных колодок, снятых при ремонтах колесных пар, поврежденных термоусталостными трещинами и кольцевыми выработками, установлено, что изнашивание колодок при критических режимах торможения сопровождается образованием в мягкой основе тормозных колодок (20–30 НВ) металлических включений при адгезионном взаи-

модействии с колесом и интенсивном разрушении поверхностей трения колодок. Твердость включений колеблется в пределах 480...1145 Нц, по химическому составу они аналогичны составу стали цельнокатаных колес.

Механизм образования включений на таких колодках представляет процесс консолидации, спекания ультрадисперсных продуктов износа или очень тонких пластинчатых фрагментов из стали, отделившихся от колеса и, частично, от рельса. Под действием сил трения, пластической деформации, диффузионных процессов и фазовых превращений они представляют довольно крупные спекшиеся образования протяженностью до 30–40 мм. Эти включения отличаются от подобных на чугунных колодках большей мелкозернистостью [27].

Согласно источнику [25] ОАО «ВНИИЖТ» были проведены испытания на инерционном и безынерционном стендах металлокерамических колодок из материала «Диафрикт К4» (Чехия) на медной основе [24]. Несмотря на тяжелые условия испытания (при торможении со скорости 90 км/ч максимальная температура в зоне трения достигала 800° С), заметных механических повреждений, отколов, трещин на колодках не наблюдалось. Взаимодействие металлокерамических колодок с поверхностью катания колеса не привело к появлению тепловых трещин, наваров, выщербин, намазывания металлокерамики на колесо, резания поверхности катания и др. дефектов. При этом коэффициент трения металлокерамических колодок оказался выше коэффициента трения композиционных колодок (в отдельных случаях 0,326 против 0,175).

Согласно источнику [23], в 2007 – 2008 гг. в Санкт-Петербурге были проведены эксплуатационные испытания металлокерамических тормозных колодок из материала «Диафрикт К4» в сравнении с чугунными колодками. Чешскими безгребневыми колодками были оснащены 10 электровозов серии ЧС2¹. В результате испытаний установлено, что пробег металлокерамических колодок при их износе в 1 мм составил 16495 км, а для чугунных колодок – 520 км. При этом износ колесных пар, работающих в паре с металлокерамическими колодками, находился в пределах 0,13–0,31 мм на 10000 км пробега, а при работе с чугунными колодками составил, в среднем, 0,09 мм.

Зарубежные источники, в частности, работа [26] показывают, что композиционные и металлокерамические тормозные колодки имеют более высокий коэффициент трения по сравнению с чугунными и, следовательно, повышают эффективность торможения, но вместе с тем вызывают значительно больший износ колес. Согласно источнику [26], есть примеры использования на подвижном составе метрополитена тормозных колодок из нормализованного сплава марки R2N согласно документу МСЖД 812.3 (средняя твердость равна 800 МПа). Срок службы колес, работающих в паре с такими колодками, составляет 400 тыс. км, в то время как при переходе на композиционные (полимерные) колодки он сокращается в 2 раза, т. е. до 200 тыс. км. Переход на колодки из термически обработанного сплава марки R9T (средняя твердость 1000 МПа) позволяет надеяться на увеличение срока службы колес до 800 тыс. км.

В то же время даже колодки из сходных по тормозной эффективности материалов могут оказывать на колеса разное воздействие. Так, применение композиционных (полимерных) колодок вместо металлокерамических позволило почти удвоить срок службы колес моторных вагонов поездов TGV и довести его до 1 млн. км [26].

На основе вышеописанных исследований, а также анализа источников [11, 29, 30], можно сформулировать требования, предъявляемые к тормозным колодкам, а также достоинства и недостатки применяемых тормозных колодок.

Требования, предъявляемые к тормозным колодкам, состоят в следующем:

1. Наличие стабильного и высокого коэффициента трения в широком диапазоне скоростей и сил нажатий.
2. Минимальный износ на единицу тормозного пути для снижения объема работ по замене колодок на подвижном составе.
3. Возможность длительных торможений без утраты фрикционных свойств.
4. Отсутствие недопустимых тепловых и других воздействий на колесную пару или диск, повреждающих их поверхность.
5. Неизменность фрикционных характеристик при попадании влаги на колодки.

6. Простота установки при замене из-за износа или смены типа тормозных колодок.

7. Отсутствие вредных для человека продуктов износа и возможности самовозгорания колодок.

8. Исключение возникновения на поверхности колеса токонепроводящих включений, а также включений, снижающих коэффициент его сцепления с рельсами.

Достоинства и недостатки колодок, применяемых на подвижном составе в настоящее время, показаны в табл. 1.7.

Таблица 1.7

Достоинства и недостатки тормозных колодок, применяемых на подвижном составе в настоящее время

Вид колодок	Достоинства	Недостатки
Чугунные	Хороший теплоотвод Отсутствует влияние влаги на коэффициент трения Быстрая приработка Низкая стоимость	Применяются при скоростях торможения до 120 км/ч Нестабильность коэффициента трения с ростом скорости Быстрое изнашивание Низкий коэффициент трения
Композиционные	Применяются на скоростях свыше 120 км/ч В 3 – 5 раз более износостойкие, чем чугунные Повышенная стабильность и величина коэффициента трения относительно скорости движения Снижение уровня шума по сравнению с чугунными и колодками	Плохой отвод тепла из-за низкой теплопроводности, что приводит к термомеханическим повреждениям колес При увлажнении (осенне-зимний период) обледеневают, в связи с чем необходимо включение тормозов для просушки Возможность загорания Способствуют образованию наваров на колесах
Металлокерамические (разработаны и применяются за рубежом)	Высокий, стабильный коэффициент трения	Высокая стоимость Худшая теплопроводность и прирабатываемость, чем у чугунных колодок

Вид колодок	Достоинства	Недостатки
	<p>Более приемлемая зависимость коэффициента трения от величины нажатия</p> <p>Незначительный износ</p> <p>Могут применяться на скоростях выше 140 км/ч</p>	<p>Износ колес по прокату на 30 % выше, чем у чугунных</p>

1.4 Тенденции разработки новых фрикционных материалов вагонной тормозной колодки

Для оценки тенденций разработки новых фрикционных материалов вагонной тормозной колодки был проведен патентный поиск. В рамках поиска, прежде всего, были выявлены основные направления разработки тормозных колодок в целом:

– создание полимерных композиционных колодок с неметаллическими либо металлическими (чугунными или стальными) вставками повышенной абразивности (примером являются композиционные колодки с чугунной вставкой от ОАО «ФРИТЕКС», Ярославль [31]). Композиционный материал выполняет функцию торможения, а вставка очищает поверхность катания от загрязнений, обеспечивая повышение коэффициента сцепления колес с рельсами, удаляет небольшие ползуны, навары. В качестве композиционного материала применяются разнообразные смолы, каучуки, резины, с различными наполнителями: металлической стружкой, порошками минералов и т.п. [21];

– создание металлокерамических колодок, в основе которых, как правило, бронзово-графитовые компоненты с различными примесями [24];

– в отношении конструкции: колодка должна отводить тепло, возникающее в процессе торможения, от колеса, но, по возможности, не передавать его на металлическую спинку колодки. Поэтому многие патенты предусматривают

теплоизолирующую прокладку между композиционной основой и металлической спинкой колодки [32];

– большое внимание уделяется конструкции проволочно-сетчатого каркаса для полимерных композиционных колодок, т.к. он вызывает меньшие повреждения колеса при износе колодки, а также обеспечивает необходимую изгибную прочность, удерживает куски композита от падения на путь в случае разрушения колодки при торможении [33];

– определенное внимание уделяется мерам предупреждения об износе колодки: от прорезей в ее корпусе до специальных датчиков (колодки компании TEXTAR).

Таким образом, в отношении разрабатываемых фрикционных материалов тормозной колодки можно выявить две тенденции:

1. Разработка фрикционных композиций на основе каучука и смол с различными фрикционными наполнителями. Варьируются виды органического связующего и фрикционных наполнителей, а также соотношение компонентов. Из фрикционных наполнителей стараются исключить асбест и др. вещества, которые могут нанести вред здоровью человека.

2. Разработка металлокерамических тормозных колодок, преимущественно на медной основе. Из числа веществ, входящих в состав металлокерамики, стараются исключить свинец, никель и др. вещества, вредные или потенциально вредные для здоровья человека. Большая часть патентов, касающихся металлокерамических фрикционных материалов тормозных колодок, получена за рубежом.

1.5 Фрикционные металлокерамические материалы

Среди большого разнообразия композиционных материалов, получаемых методом порошковой металлургии, особое место занимают металлокерамические спеченные материалы, обладающие стабильно высокими эксплуатационными свойствами. Такого рода материалы начали активно применяться в машиностроении в 50-60-е гг. XX века [34]. Спечённые фрикционные материалы получили распространение в тяжелонагруженных тормозных устройствах и фрикционных

муфтах, что определяется их высокими износоустойчивостью, коэффициентом трения, теплостойкостью, теплопроводностью и др. свойствами. Эти материалы служат для изготовления дисков, секторов, колодок методом спекания предварительно спрессованных заготовок из порошковых смесей. Для повышения прочности спечённых фрикционных материалов их изготавливают на стальной основе, соединение с которой обычно достигается в процессе спекания.

Проявлению высоких эксплуатационных свойств металлокерамических фрикционных материалов в различных условиях работы способствуют входящие в их состав компоненты, которые, условно, можно разделить на 3 категории:

- материалы основы;
- материалы смазки и материалы, предохраняющие фрикционный материал от чрезмерного износа;
- материалы, придающие высокие фрикционные свойства [34].

В качестве основы фрикционных материалов наиболее широко применяются медь и железо. Материалы на медной основе при работе в масле имеют коэффициент трения от 0,08 до 0,12, а при сухом трении – от 0,17 до 0,25 [35]. Температурный предел их применения – 300° С, т.к. при более высокой температуре на поверхности трения эти материалы, имеющие относительно низкую температуру плавления, проявляют склонность к схватыванию с поверхностью контртела [34]. Фрикционные материалы на железной основе обладают по сравнению с материалами на медной основе большей прочностью, выдерживают большие удельные нагрузки и значительно более высокую температуру (до 1200° С [34]). Коэффициент трения для условий работы тормозов в зависимости от состава материала на железной основе составляет 0,2–0,4 [35]. В состав материалов на железной основе часто входят легирующие элементы, например, хром. Хром – легирующий элемент, достаточное содержание которого обеспечивает существование в сталях, в т.ч. порошковых, легированного феррита. Легирование феррита сопровождается его упрочнением, причем, чем мельче зерно феррита, тем выше его прочность. Хром является карбидообразующим элементом, которые препятствуют росту зерна аустенита при нагреве. Сталь, легированная такими элементами, сохраняет бо-

лее высокую дисперсность карбидных частиц, и соответственно большую прочность [36].

Графит, свинец, олово, сурьма, сульфиды молибдена, железа или меди, сернокислые соли бария и железа, нитрид бора являются основными материалами, служащими в качестве смазки и предохраняющими фрикционный материал от чрезмерного износа в случае заедания фрикционного узла.

В процессе трения чешуйки графита покрывают трущиеся поверхности, создавая устойчивую защитную пленку. При содержании графита более 9 % заметно снижаются коэффициент трения и износостойкость вследствие преобладающего действия графита. Кроме того, играет роль снижение прочности материала из-за увеличения содержания неметаллической составляющей. Для материалов на основе меди оптимальное содержание графита 4–7 %, для материалов на железной основе оно может быть больше (6–12 %) вследствие образования при взаимодействии графита с железом перлита и структурно свободного цементита, нейтрализующего смазывающее действие графита [34].

При значительном нагреве трущейся пары содержащийся в структуре металлокерамики свинец расплавляется и служит смазкой, увеличение содержания которой приводит к снижению механических свойств, повышению износостойкости и снижению коэффициента трения. В структуре свинец содержится в виде обособленных участков, т.к. не взаимодействует ни с железом, ни с медью. Присадка свинца к сложной композиции, содержащей добавки меди, вызывает значительное снижение износа при наличии ферритной структуры из-за устранения молекулярного взаимодействия трущихся поверхностей. Оптимальное содержание свинца для материалов на медной основе 5–8 %, на железной основе 5–15 %.

Медь, входящая в состав фрикционного материала на основе железа, повышает теплопроводность. Взаимное их растворение оказывает влияние на уплотнение и упрочнение материала при спекании, если медь находится в жидкой фазе. Жидкая фаза обеспечивает более полное соединение частиц сплава, сфероидизацию зерен железа и увеличивает усадку за счет капиллярного воздействия жидкой фазы, увеличивает прочность сцепления частиц металлической основы [34]. При

высоком содержании медь повышает коэффициент трения. При содержании 100 % намазывается на контртело, обеспечивая коэффициент трения, близкий к 1 и низкую износостойкость [34].

Добавки, обеспечивающие достаточно высокий коэффициент трения, должны иметь следующие свойства: высокую температуру плавления и диссоциации, не претерпевать полиморфных превращений в заданном интервале температур, не взаимодействовать с др. компонентами материала и с защитной средой при спекании, быть достаточно прочными и твердыми, хорошо соединяться с металлической основой. Суммарное содержание фрикционных добавок (оксиды кремния, алюминия, железа; нитриды бора, магния, марганца, хрома, титана; карбиды бора; силициды железа; муллит; ситалл; чугун и др.) составляет 0,5–10 % в материалах для работы при сравнительно низких температурах, 10–15 % в материалах для средненагруженных узлов, 15–25 % и более в материалах, работающих при повышенных температурах (1000° С и выше).

Влияние фрикционных добавок на свойства порошкового материала сложное, но, практически всегда, с увеличением их количества уменьшается плотность материала, и растет пористость, а фрикционные, прочностные характеристики и характеристики износа, в большинстве случаев, изменяются немонотонно, т.е. для каждой из добавок существует оптимум ее содержания во фрикционном материале [34].

В настоящее время разработано множество металлокерамических фрикционных материалов на железной и медной основе, полученных методом порошковой металлургии. Состав, свойства, технология получения таких материалов описаны в работах [35–40]. В табл. 1.8, 1.9 [39] показаны составы фрикционных материалов на железной и медной основах, разработанных с 1960-х гг. по настоящее время.

Как видно из табл. 1.8, 1.9, разнообразие уже созданных металлокерамических фрикционных материалов чрезвычайно велико. Однако большая часть материалов на железной основе, составы которых приведены в табл. 1.8, содержат такие вредные для здоровья человека компоненты, как асбест, свинец, сурьма, вис-

Окончание таблицы 1.8

№ материала	Марка материала	Массовая доля, %							Страна
		Fe	Cu	Ni	C	SiO ₂	Асбест	Другие добавки	
13		71,4— 93,2	0	1,9— 11,4	0	1,9— 11,4	0	Co < 6,5; Zn — 3,8—4,9	Япония
14		67— 80	12— 25	0	3—4	0,3— 0,9	0	Pb — 1—3; Zn— 1,2—5	Германия
15		90— 95	0	6— 15	5— 10	2— 13	0	Co —2—8; Cr — 2—4	Япония
16		55— 75	30	0	0	6	6	P < 1; Al < 9	Россия
17		62— 72	0	15	4—8	5— 13	0	Co — 2; Cr — 2	Япония
18		45— 60	14— 16	0	8— 10	2—4	2—4	Fe ₂ O ₃ —8—20; BaSO ₄ — 5—7	Россия
19		81— 88	0	0.	1,5	0	0	Al— 5; Pb — 4,6; возможны добав- ки Ni ≥ 2, Mg, Ca, Na, Ti, Si, B в сумме < 5	Германия
20		69— 78	0	0	20— 25	0	0	MoS ₂ — 2—6	Франция
21		62	0	10	0	0	0	Cr — 23; Pb — 4,9	Германия
22		67	8	0	20	0	0	Bi —5	Франция
23		85	0	0	10	0	0	Al — 5,0	США
24		70	0	0	20	0	0	Порошок чугуна — 10	США
25		59— 78	5	0	20— 25	0	0	MoS ₂ — 2,6; Pb ≤ 3; муллит ≤: 2	Австрия
26		72— 77	1	0	21— 25	0	0	Pb ≤ 1	Австрия
27		60	0	5	0	0	0	Mo—5; W —5; муллит —5; WS ₂ — 20	Германия
28		84	0	0	4	0	0	MoS ₂ —2; Pb — 2; Sn — 5; Al ₂ O ₃ —3	США
29		31,25	31,25	0	10	0	0	Mo —5; Sb —2,5; муллит —20,0	США
30		80	0	0	20	0	0	0	Чехия

Составы фрикционных материалов на медной основе для сухого трения

Номер материала	Массовая доля, %							Страна	
	Cu	Sn	Pb	Fe	C	Асбест	SiO ₂		Другие добавки
1	50— 80	0	10	20	5— 15	0	<5	MoS ₂ < 20; Ti — 2—10	США
2	60	0	0	0	0	0	5	Муллит —20; Bi — 15	США
3	70	0	0	0	0	0	5	Муллит —20; Sb — 5	США
4	44,5	0	0	0	0	0	5	Муллит —35; Zn — 5; Bi—8	США
5	67,5	0	0	0	7,5	0	15	Bi — 10	США
6	67,5	0	0	0	7,5	0	0	Bi — 10; Al ₂ O ₃ или MgO — 15	США
7	61— 62	6	0	7—8	6	0	0	Муллит — 7; Zn — 12	США
8	70	7	8	0	8	0	7	TiO ₂ — 10	Япония
9	62— 67	6— 10	6— 12	4—6	5—9	0	4,5— 8	0	Япония
10	60— 75	6— 10	<10	<5	1—8	0	0	Ti, V, Si, As —2—10; MoS ₂ < 6	Россия
11	67	5	0,5	8	4	2	3,5	Al ₂ O ₃ —5; MoO ₃ —6	Румыния
12	62— 71	6— 10	6— 12	4,5— 8	5—9	0	0	Si—4—6	Япония
13	50— 65	0	0	5-15	<25	0	0	Al ₂ O ₃ —5; Sb —4—6	Германия
14	60-70	5— 12	0	<10	9	0	0	Si, SiO ₂ , SiC, Al ₂ O ₃ < 10	Чехия
15	67— 80	5— 12	7— 11	8	6—7	0	4,5	0	Россия
16	68— 76	8— 10	7—9	3-5	6—8	0	0	0	Россия
17	75	0	0	0	0	0	5	Муллит — 20	Франция
18	60	0	0	0	10	0	5	Муллит —20; Mo — 5	Франция
19	25	3	0	0	0	30	5	Стеклоанная фритта — 40	Германия
20	18	2	0	0	0	30	0	Стеклоанная фритта—40; сульфид алюминия—10	Германия
21	62— 86	5— 10	5-15	<2	4—8	<3	<3	Ni < 2	Россия

Номер материала	Массовая доля, %								Страна
	Cu	Sn	Pb	Fe	C	Асбест	SiO ₂	Другие добавки	
22	67	6	9	7	7	0	4	0	Россия
23	72	5	9	4	7	0	0	Si C—3	Россия
24	86	10	0	<4	0	0	0	Sn-2	Россия
25	75	8	5	4	1—20	0	0	Si — 0,75; Zn—6	Россия
26	70,9	6,3	10,9	0	7,4	0	4,5	0	США
27	73	7,0	14,0	0	6,0	0	0	0	США
28	62	12	7	8	7	0	4	0	США
29	67,26	5,30	9,3	6,6	7,1	0	4,43	0	США
30	68	8	7	7	6	0	4	0	Англия
31	66—70	8—12	9—13	0	2,4	0	1—6	0	Англия
32	60—90	<10	<10	<18	<10	0	2	0	Япония

1.6 Выводы

1. На современных вагонах используются тормозные колодки из двух типов материалов: чугуна и композита на органическом (полимерном) связующем. Чугун обеспечивает эффективный теплоотвод в процессе торможения, однако характеризуется низкой износостойкостью и коэффициентом трения, нестабильным при высоких скоростях. Полимерный композит имеет в 3–5 раз большую износостойкость, реализует стабильный коэффициент трения, однако обладает низкой теплопроводностью, которая становится причиной термомеханических повреждений колес при торможении.

2. В процессе торможения изнашивание чугуна вагонной тормозной колодки происходит, в основном, за счет интенсивного схватывания, а полимерного композиционного материала – в результате более медленного абразивно-окислительного процесса разрушения сопряженных поверхностей.

3. Создание металлокерамических фрикционных материалов, преимущественно на медной основе, является одной из основных тенденций разработки материалов вагонной тормозной колодки.

4. Несмотря на разнообразие разработанных фрикционных металлокерамических материалов, большая их часть не должна применяться для создания вагонной тормозной колодки вследствие использования в их составе вредных наполнителей и присадок либо значительного содержания дорогостоящих компонентов.

5. Таким образом, разработка нового фрикционного материала вагонной тормозной колодки, совмещающего эффективность торможения с высокой износостойкостью и щадящим воздействием на колесо, является актуальной задачей, для решения которой необходимо проведение комплекса исследований влияния состава, структуры и технологии получения материала на его свойства.

ГЛАВА 2. Методы исследования

2.1 Изготовление образцов для исследований

Образцы разрабатываемых и исследуемых порошковых материалов изготовлены методом порошковой металлургии.

Для изготовления образцов используется шихта, получаемая путем смешивания порошков металлов в необходимой пропорции. Взвешивание порошковых компонентов осуществлялось на лабораторных весах Adventurer Pro (RV 214), смешивание – в смесителе-турбуле модели С 2.0 («Вибротехник») в течение 1 ч. Примененные порошки описаны ниже.

В качестве источника железа в данной работе использован порошок ABC100.30 от компании Höganäs. ABC100.30 представляет собой высококачественный порошок, получаемый распылением водой, обладающий отличной пресуемостью и высокой химической чистотой (в составе 0,002 % углерода и 0,04 % кислорода, остальное – железо). В табл. 2.1 показано распределение частиц по размерам, определенное ситовым анализом [41].

Таблица 2.1

Размеры частиц порошка ABC100.30 (по данным производителя)

Размер частиц, мкм	Содержание частиц указанного размера в пробе порошка, %
свыше 212	0
свыше 150	10
от 45 до 150 включительно	70
менее 45	20

В качестве источника меди применяется порошок медный электролитический ПМС-1 ГОСТ 4960 [42]. Размер 90 % частиц порошка составляет 70 – 100 мкм, около 10 % частиц имеют размер меньше 70 мкм.

Источником углерода является графит карандашный ГК-3 ГОСТ 4404 [43]. 99 % частиц этого порошка имеют размер менее 45 мкм.

В качестве источника хрома использован порошок ПХ1м ТУ 1479-022-4355-6328-2010, получаемый методом восстановления из оксида хрома, имеющий размер частиц менее 125 мкм. Обладает отличной формуемостью и уплотняемостью, содержит малое количество вредных примесей – азота (не более 0,009 %) и углерода (не более 0,07 %) [44].

В качестве фрикционных наполнителей в шихту вводились оксид алюминия и оксид кремния. Оксид алюминия использовался в двух формах: оксид алюминия от компании Saint Gobain (код производителя #110) с размером частиц 15 – 45 мкм, а также оксид алюминия в форме глинозема Г-00 ГОСТ 30558 [45], просеянного через сито с ячейкой 50 мкм (сито № 005 ГОСТ 6613 [46]). Оксид кремния использовался в форме кварца пылевидного (маршаллита) марки Б ГОСТ 9077 [47], 85 % частиц которого проходят через сито № 005 [46].

Для снижения износа матрицы и улучшения прессуемости шихты, в ее состав включен пластификатор – стеарат цинка (ТУ 2432-062-56856807-06) в количестве 1 %. Эта нейтральная цинковая соль является наиболее мощным формовочным агентом среди всех металлических солей стеариновой кислоты. Не содержит электролита и имеет ярко выраженный гидрофобный эффект [48].

После приготовления шихты осуществлено прессование образцов материалов в виде цилиндров диаметром 11,4 мм и высотой 15 мм с усилием 7 т/см² на прессе гидравлическом напольном модели ВМ09-10301G с максимальным усилием 30 т. В данном случае применено одностороннее прессование, ведущее к неоднородности свойств по высоте получаемого цилиндра вследствие неравномерности распределения усилия прессования. Для нивелирования влияния этой особенности технологии изготовления, на нижнем (при прессовании) торце каждого образца ставится метка. Это позволяет при дальнейших испытаниях устанавливать образцы одинаковым образом, исключая появление в результатах погрешности, связанной с неоднородностью свойств.

Спекание образцов материалов осуществлено в высокотемпературной вакуумной печи ВНТ 8/18 – GR в атмосфере азота при температуре спекания 1140° С

для образцов на железной основе, 900° С для образцов на медной основе. Температура спекания выбрана по рекомендациям [37].

После спекания образцов измерены их твердость, плотность и пористость. Измерение твердости произведено по методу Бринелля (ГОСТ 9012 [49]), на приборе ТР 5006-02 шариком Ø 5 мм с усилием 1226 Н (125 кгс) при выдержке 10 с (НВ 5/125). Измерение плотности и открытой пористости спеченных образцов осуществлено стандартным методом, описанным ГОСТ 18898 [50]. Сущность метода заключается в измерении массы изделий на воздухе, а также (после закрытия поверхностных пор, например, парафином) на воздухе и в воде с последующим определением их объема и плотности. Также определялась общая пористость образцов φ

$$\varphi = \frac{m_{теор} - m_{обр}}{m_{теор}} \cdot 100\% ,$$

$$m_{теор} = V_{обр} \cdot \sum_{i=1}^n \alpha_i \rho_i, \quad \sum_{i=1}^n \alpha_i = 1 \quad (2.1)$$

где $m_{теор}$ – теоретическая масса образца без пор, г;

$m_{обр}$ – фактическая масса образца, г;

$V_{обр}$ – фактический объем образца, см³;

α_i – массовая доля i -того компонента материала;

ρ_i – плотность i -того компонента материала, г/см³.

2.2 Фрикционные испытания порошковых материалов

Для оценки износостойкости и фрикционных свойств разрабатываемых материалов проводились фрикционные испытания по схеме «диск – колодка» на машине для испытаний на трение и износ ИИ5018 (рис. 2.2). Машина ИИ5018 оснащена программным комплексом, позволяющим осуществлять изменение частоты вращения контртела по заданной программе в процессе испытания.

Перед проведением фрикционных испытаний была выполнена механическая обработка образцов фрезерованием для подготовки поверхности трения. Эскиз образца после фрезерования показан на рис. 2.1.

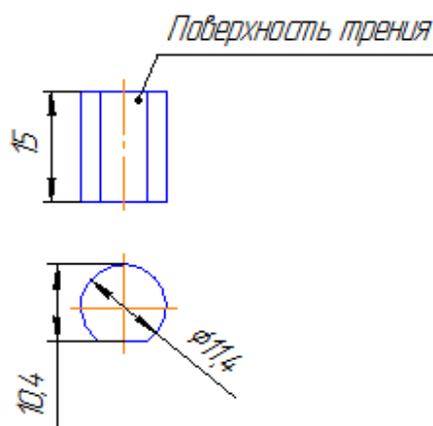


Рис. 2.1. Эскиз образца из разрабатываемых материалов



Рис. 2.2. Оборудование для проведения фрикционных испытаний:

а – машина для испытаний на трение и износ ИИ5018; б – схема испытания «диск – колодка»

В ходе испытаний на поверхности трения образца (см. рис. 2.1) создавалось давление 70 Н/см^2 , что соответствует рабочему давлению на реальную тормозную колодку. В качестве контртела использовался диск из стали 55, аналогичной по составу стали вагонного колеса [13], подвергнутой термообработке до твердости 255 НВ в соответствии с [13]. Каждое испытание представляло собой торможение по заданной программе, в ходе которого линейная скорость на поверхности

контртела уменьшалась с 70 до ~ 0 км/ч в течение 1 мин, что имитирует торможение с использованием реальной колодки. График изменения скорости на поверхности контртела во время испытания показан на рис. 2.3.

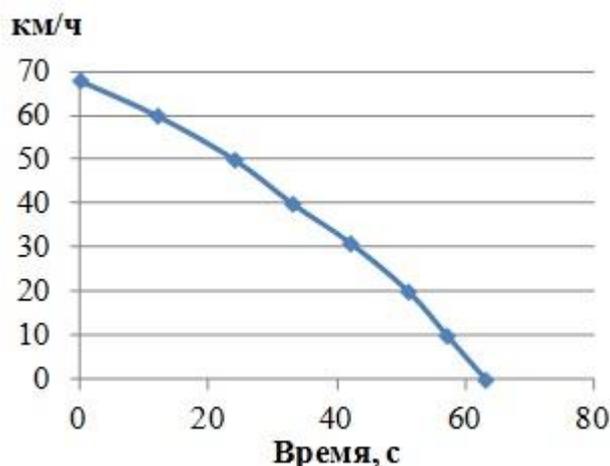


Рис. 2.3. График изменения линейной скорости при торможении контртела образцом разрабатываемого материала

Фрикционные свойства образца в рамках одного испытания оценивались средним значением коэффициента трения f_{cp} за время испытания (1 мин):

$$f_{cp} = \frac{1}{N \cdot R} \frac{\sum_{i=1}^n M_i}{n}, \quad (2.2)$$

где $\sum_{i=1}^n M_i$ – сумма моментов трения, измеренных датчиком момента трения ма-

шины ИИ5018 за время испытания, Нм;

n – количество измерений моментов трения, выполненных датчиком момента трения машины ИИ5018 за время испытания;

N – усилие прижатия образца материала к контртелу, Н;

R – радиус контртела, м.

В описанных испытаниях $N = 50$ Н, $R = 0,09$ м.

Помимо коэффициента трения в каждом испытании для оценки износостойкости материала определялся объемный износ образца:

$$I_{об} = \frac{1000 * (m_n - m_k)}{\rho}, \quad (2.3)$$

где $I_{об}$ – объемный износ, 10^{-3} см³;

m_n – масса образца до испытания, г;

m_k – масса образца после испытания, г;

ρ – плотность образца, г/см³.

Масса тормозных колодок может быть различной, в зависимости от материалов, применяемых для их изготовления, однако срок службы колодки определяется временем, в течение которого она изнашивается до минимально допустимой толщины, т.е. временем, в течение которого будет изношен определенный *объем* материала. Например, толщина чугунных тормозных колодок должна быть не менее 12 мм, минимальная толщина композиционных тормозных колодок с металлической спинкой – 14 мм, с сетчато-проволочным каркасом – 10 мм [51]. Поэтому для оценки износостойкости разрабатываемых материалов, имеющих различную плотность, использовался именно *объемный* износ исследуемых образцов.

2.3 Масштабный фактор при проведении фрикционных испытаний

Необходимо указать на принципиальное ограничение при проведении описанных фрикционных испытаний – масштабный фактор. Оценим площадь рабочей поверхности колеса, взаимодействующей с тормозной колодкой, а также площадь поверхности контртела, примененного для фрикционных испытаний, по формуле

$$S = \pi D l,$$

где S – площадь цилиндрической поверхности, м²;

D – диаметр цилиндрической поверхности, м;

l – ширина цилиндрической поверхности, м.

Поверхность колеса условно примем цилиндрической ввиду небольшого значения конусности. Тогда диаметр колеса $D_k = 0,95$ м, диаметр контртела $D_{кт} = 0,18$ м, ширина рабочей поверхности колеса $l_k = 0,08$ м, ширина рабочей поверх-

ности контртела $l_{km} = 0,015$ м, площадь поверхности колеса $S_k = 0,24$ м², площадь поверхности контртела $S_{km} = 0,0085$ м².

Значительное влияние на процессы, протекающие при трении, оказывает теплообразование в зоне трения (см. п. 1.3, 3.1, 3.2). Оценить теплообразование W (Вт) при трении колодки (образца) о колесо (контртело) приближенно можно по формуле [52]

$$W = fNV, \quad (2.4)$$

где f – коэффициент трения;

N – усилие прижатия колодки (образца) к колесу (контртелу), Н;

V – начальная скорость колеса (контртела), м/с.

Тогда поверхностная плотность теплового потока q (Вт/м²) для колеса (контртела) определится отношением W/S .

Рассмотрим отношение поверхностной плотности теплового потока, приходящегося на колесо q_k , к поверхностной плотности теплового потока, приходящегося на контртело q_{km} , полагая f и V при взаимодействии колодки и колеса равными f и V при взаимодействии образца фрикционного материала и контртела:

$$\frac{q_k}{q_{km}} = \frac{W_k S_{km}}{S_k W_{km}} = \frac{N_k S_{km}}{S_k N_{km}}, \quad (2.5)$$

где N_k – усилие прижатия колодки к колесу, Н;

N_{km} – усилие прижатия образца к контртелу, Н.

Принимая $N_k = 20000$ Н [18] и $N_{km} = 50$ Н, получим $\frac{q_k}{q_{km}} = 14,2$. Таким обра-

зом, исходя из предположения, что в описанных в п. 2.2 фрикционных испытаниях реализуется тот же коэффициент трения, что и при торможении реального колеса колодкой, получаем 14-кратную разницу в поверхностной плотности тепловых потоков. Такая разница является существенной, т.к. процессы, происходящие при трении, как правило, локализуются в поверхностных слоях взаимодействующих тел. Количество теплоты, выделяемое в процессе трения, обуславливает структурные изменения поверхностных слоев, влияет на их пластичность, твер-

дость и др. параметры, что, в свою очередь, ведет к колебаниям коэффициента трения [53–59].

Предположим, что в описанных в п. 2.2 фрикционных испытаниях поверхностная плотность теплового потока $q_{км}$, приходящегося на контртело, равна поверхностной плотности теплового потока $q_к$, приходящегося на колесо при его торможении колодкой (начальная скорость контртела и колеса V , а также давление образца на контртело и колодки на колесо одинаковы). Тогда

$$\begin{aligned} \frac{W_{км}}{S_{км}} &= \frac{W_к}{S_к}, \\ \frac{f_{км} N_{км}}{S_{км}} &= \frac{f_к N_к}{S_к}, \\ \frac{f_{км}}{f_к} &= \frac{N_к S_{км}}{S_к N_{км}}. \end{aligned} \quad (2.6)$$

Подставив $N_к$, $S_к$, $N_{км}$, $S_{км}$, получим $\frac{f_{км}}{f_к} = \frac{q_к}{q_{км}} = 14,2$. Таким образом, если при проведении фрикционного испытания по описанной методике получен коэффициент трения, например, $f_{км} = 0,5$, то при реальном торможении колеса колодкой, оценочно, коэффициент трения $f_к = 0,035$, что соответствует порядку значений коэффициента трения согласно [18] (табл. 1.5 п. 1.2).

Из приведенных оценочных расчетов следует, что значения коэффициентов трения, определенные по описанной в п. 2.2 методике, будут отличаться от значений коэффициента трения, реализуемого при взаимодействии реальных колеса и тормозной колодки, в силу значительно меньшего тепловыделения в лабораторных испытаниях. Поэтому необходимо, по крайней мере, на последних этапах разработки фрикционного материала вагонной тормозной колодки, осуществить сравнительные фрикционные испытания образцов разработанного материала и применяемых на подвижном составе аналогов – чугуна по ОСТ 32.194 и полимерного композита ТИИР-300.

2.4 Испытания контртела на износостойкость

Оценка воздействия разработанных фрикционных материалов на контртело производилась по следующей методике многократных испытаний:

1. На поверхность катания контртела с помощью индентора твердомера наносится отпечаток (лунка). В данном случае в качестве индентора использован шарик диаметром 5 мм, усилие нагружения твердомера составило 1839 Н (187,5 кгс).

2. Диаметр нанесенного отпечатка измеряется с помощью оптического измерительного микроскопа МПБ-2 в двух взаимоперпендикулярных направлениях.

3. Осуществляются испытания по описанной в п. 2.2 методике. Количество испытаний – 20.

4. После цикла из 20 испытаний производится повторный замер диаметра отпечатка.

5. По изменению диаметра отпечатка рассчитывается толщина изношенного слоя Δ (мм) поверхности контртела (рис. 2.4):

$$\begin{aligned} \Delta &= R_n - R_k = h_2 - h_1, \\ h_1 &= \sqrt{(D/2)^2 - (d_1/2)^2}, \\ h_2 &= \sqrt{(D/2)^2 - (d_2/2)^2}, \end{aligned} \quad (2.7)$$

где R_n – начальный радиус контртела (до цикла испытаний), мм;

R_k – конечный радиус контртела (после цикла из 20 испытаний), мм;

D – диаметр шарика (индентора), мм;

d_1 – среднее арифметическое диаметров отпечатка, измеренных до цикла испытаний в двух взаимоперпендикулярных направлениях, мм;

d_2 – среднее арифметическое диаметров отпечатка, измеренных после цикла испытаний в двух взаимоперпендикулярных направлениях, мм;

h_1 – расстояние от центра индентора до плоскости отпечатка (до цикла испытаний), мм;

h_2 – расстояние от центра индентора до плоскости отпечатка (после цикла испытаний), мм.

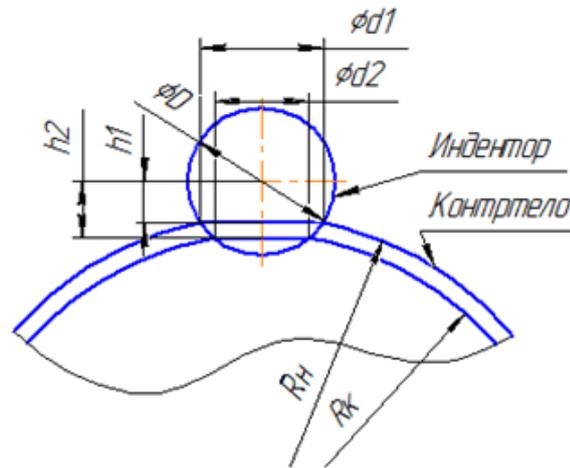


Рис. 2.4. Схема определения толщины изношенного слоя контртела по методу отпечатка

2.5 Металлографические и электронно-микроскопические исследования структуры материалов

Металлографические исследования позволяют выявить размеры и форму зерен, фазовый состав, распределение фаз, наличие микродефектов (микротрещин, пор), а также распределение неоднородностей на границах и в объеме материала [60], в частности, в его поверхностном слое. Исследования основной структуры порошковых материалов проведены в соответствии с ГОСТ 8233 [61] и ГОСТ 5639 [62] на микрошлифе, приготовленном по стандартной методике, на поверхности, полученной при разрезании образца материала по оси симметрии (рис. 2.1). На этом же шлифе исследовались вторичные структуры, образовавшиеся в поверхностном слое образцов материалов в процессе фрикционных испытаний. Исследования проведены на оптическом микроскопе МЕТАМ РВ-21-2, снабженном цифровой видеокамерой. Для обработки фотографий микроструктур использовано специализированное программное обеспечение ImageExpert Pro 3, позволяющее оперативно измерить диаметры зерен, межпластинчатое расстояние

перлита, глубину формирования вторичных структур, возникших в результате фрикционных испытаний.

Изучение структуры фрикционных материалов, особенно подвергшихся изнашиванию, наиболее эффективно при совместном применении методов металлографического исследования и растровой электронной микроскопии.

Преимуществом растровых или сканирующих электронных микроскопов является возможность исследования непосредственно поверхностей без использования реплик и фольг, высокая прицельность и, вследствие особенности конструкции, большая глубина фокуса и высокая разрешающая способность [63].

В качестве травителя для выявления структуры образцов на железной основе применялся стандартный реактив – 4 % раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Для выявления структуры образцов на медной основе использовались два травителя: для выявления структуры железной составляющей – 4 % раствор азотной кислоты в этиловом спирте, для выявления структуры медной составляющей – раствор нитрата серебра в воде (3 г AgNO_3 на 100 мл воды) [64].

Растровая электронная микроскопия [63, 65–67] позволяет:

- проводить морфологический анализ изломов и шлифов различных групп материалов, определять количественные характеристики уровня дефектности сплавов путем сопоставления изображения поверхности шлифа объекта при 100-кратном увеличении с эталонными фотографиями;
- используя контраст электронного изображения, можно оценить фазовый состав, структурную неоднородность сплава у поверхности трения;
- выявить микроструктуру слоев материалов;
- определить микромеханизмы разрушения материала.

В данной работе использовался сканирующий электронный микроскоп SEM S-3400N от Hitachi, оснащенный приставкой энергодисперсионного анализа EDX Thermo, позволяющей определять химический состав материалов с построением карт распределения элементов от Be_4 до U_{92} . Сканирующий микроскоп в совокупности с приставкой EDX Thermo применялся для определения вида и состава отдельных структурных элементов разрабатываемых материалов, а также для ис-

следования поверхностей трения образцов. Отдельные результаты были получены с помощью сканирующего микроскопа EVO 40HV (Carl Zeiss) в комплекте с энергодисперсионным спектрометром INCA ENERGY X-MAX (Oxford).

2.6 Исследования микротвердости образцов разрабатываемых материалов

Микромеханические свойства поверхностного слоя и основы исследуемых порошковых материалов изучали индентированием алмазного наконечника [68, 69]. Испытания методом индентирования осуществляли на микротвердомере Micromet 5101 от Buehler пирамидой Виккерса при нагрузке на индентор 0,1 или 0,5 Н. Данная модель микротвердомера позволяет осуществлять испытания как в полуавтоматическом режиме (одиночное индентирование), так и автоматически по заданной программе.

Микротвердость при индентировании определялась из соотношений [70]:

$$HV = 0,189F / d^2, \quad (2.8)$$

где HV – число микротвердости;

F – нагрузка на индентор, Н;

d – диагональ отпечатка, мм.

Из известных испытаний, позволяющих оценить микропластичность материалов, испытания на микротвердость являются самыми доступными [84]. Это объясняется простотой и достаточно высокой производительностью, а также возможностью оценки свойств отдельных структурных составляющих и тонких слоев с переменными характеристиками на малой площади, легко устанавливаемой связью результатов определения микротвердости с данными других испытаний.

Микротвердость фрикционных материалов определяется следующим образом. На стол микротвердомера устанавливается шлиф образца. К месту исследования подводится алмазный индентор, прикладывается нагрузка (в данной работе 0,1 Н в течение 10 с), после чего нагрузка снимается, к месту исследования

подводится объектив микроскопа и выполняется фотографирование отпечатка. По фотографии производится измерение диагоналей отпечатка с помощью специализированного программного обеспечения (в данной работе Microhardness 2.0 от Nexsys). Пересчет длин диагоналей отпечатка в значения микротвердости осуществляется автоматически. В данной работе обозначение микротвердости принято в соответствии с ГОСТ 9450, например, микротвердость, определенная четырехгранной пирамидой с квадратным основанием при нагрузке 0,098 Н, приложенной в течение 10 с, обозначается HV 0,01 (нагрузка указана в кгс).

2.7 Статистическая обработка результатов испытаний

В ходе проведения научных экспериментов необходим баланс между точностью получаемых результатов и трудоемкостью (количеством повторов одного и того же эксперимента). В п. 2.2 показано, что в после каждого фрикционного испытания образцов разрабатываемых материалов осуществлялся расчет среднего (за время торможения) коэффициента трения f_{cp} и объемного износа $I_{об}$.

Пусть измерения (в качестве результатов измерений в данном случае рассматриваются результаты фрикционных испытаний) проводят несколько раз, причем условия эксперимента поддерживают, насколько возможно, неизменными. Тогда среднеарифметическое нескольких независимых измерений является приближенным значением измеряемой величины, причем с тем большей надежностью, чем больше число измерений [71]

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i, \quad (2.9)$$

где \bar{x} – среднеарифметическое значение результатов измерений (испытаний);

x_i – результат i -того измерения (испытания);

n – число измерений (испытаний).

Необходимое количество фрикционных испытаний одного образца можно определить, исходя из следующих соображений.

После испытаний нескольких материалов потребуется сравнивать средние значения их f_{cp} и $I_{об}$, поэтому необходимо учитывать метод определения существенности различий средних значений. Такие методы можно разделить на параметрические (для нормально распределенных значений) и непараметрические (не зависящие от закона распределения параметров) [72]. В связи с тем, что закон распределения результатов фрикционных испытаний на данном этапе неизвестен, для сравнения средних значений следует использовать непараметрические критерии. Ими могут быть критерий Вилкоксона и критерий X [72]. При использовании критерия Вилкоксона для достижения уровня значимости $\alpha = 0,05$ необходимо не менее 7 измерений (повторов эксперимента), а для достижения уровня значимости $\alpha = 0,1$ – не менее 6 (приложение 4 источника [72]). При использовании критерия X, в случае одинакового количества измерений для каждого из сравниваемых параметров и доверительной вероятности $p = 0,95$, минимальное число измерений равно 4 (приложение 5 [72]). Следует принять во внимание, что результаты первого испытания не должны учитываться, т.к. в ходе него происходит приработка образца к поверхности контртела, что, как правило, ведет к реализации менее стабильного коэффициента трения и сопровождается повышенным износом (до 4 раз по сравнению с последующими испытаниями). Таким образом, минимально необходимое число фрикционных испытаний для каждого образца фрикционного материала составляет от 5 до 8.

Для определения доверительного интервала величины \bar{x} при произвольном законе распределения используется неравенство Чебышева [71], из которого следует, что величина доверительного интервала β определяется как

$$\beta \leq \frac{1}{\sqrt{1-p_0}} \sigma_n, \quad (2.10)$$

$$\sigma_n = \sqrt{\frac{D\xi}{n}},$$

$$D\xi \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2,$$

где σ_n – стандартное отклонение;

p_0 – доверительная вероятность;

$D\xi$ – дисперсия распределения.

Коэффициент Чебышева $\frac{1}{\sqrt{1-p_0}}$ приведен в табл. 23 источника [71]. При доверительной вероятности $p_0 = 0,9$ этот коэффициент равен 3,2, т.е. при произвольном распределении $\beta \leq 3,2\sigma_n$.

Если известно, что результаты измерений подчиняются закону нормального распределения, то при малом количестве измерений n доверительный интервал может быть определен с помощью коэффициента Стьюдента $t(p_0, n)$ [71]

$$\beta = t(p_0, n)s_n, \quad (2.11)$$

$$s_n = \frac{s}{\sqrt{n}}$$

$$s = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}, \quad (2.12)$$

где s – стандарт выборки.

Например, при $n = 5$, коэффициент Стьюдента $t(0,9, 5)$ согласно [71] равен 2,1, т.е. $\beta = 2,1s_n$. Таким образом, оценка доверительного интервала β , определенная по формуле (2.10) для произвольного распределения, значительно хуже, чем оценка, определенная по формуле (2.11, 2.12) для нормального распределения.

Целесообразно проверить, существенно ли отличие распределения результатов фрикционных испытаний от нормального. Проверку нормальности распределения выполняют, вычисляя асимметрию A и эксцесс E . Для нормального распределения эти параметры равны нулю [71]. Вычисление производится по следующим формулам

$$A = \frac{1}{s^3(n-1)} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^3,$$

$$E = \frac{1}{s^4(n-1)} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^4 - 3, \quad (2.13)$$

где s рассчитывается по формуле (4).

Собственные дисперсии величин $D(A)$ и $D(E)$ известны, зависят только от числа измерений n [71]

$$D(A) = \frac{6(n-1)}{(n+1)(n+3)},$$

$$D(E) = \frac{24(n-2)(n-3)}{(n+1)^2(n+3)(n+5)}. \quad (2.14)$$

Если выполняются соотношения

$$|A| \leq 3\sqrt{D(A)},$$

$$|E| \leq 5\sqrt{D(E)}, \quad (2.15)$$

то, по критерию Чебышева, отличие A и E от нуля недостоверно, и можно принять гипотезу о нормальности распределения результатов измерений [71].

Формулы (2.13) – (2.15) непосредственно относятся к распределению единичного измерения. На самом деле, нужно проверить нормальность распределения среднеарифметического при выбранном n . Для этого делают большое число измерений $N = rn$, разбивая их на r групп по n измерений, и среднее значение \bar{x} в каждой группе рассматривают как единичное измерение. Тогда проверка выполняется по формулам (2.13) – (2.15), в которые вместо n подставляют r . Такую тщательную проверку проводят не в каждой измеряемой точке, а на этапе отработки методики эксперимента [71].

Покажем проверку нормальности распределения результатов фрикционных испытаний на примере среднего за время испытания коэффициента трения f_{cp} .

10 образцов из одного и того же материала (C – 2,5 %, Cr – 1 %, остальное – Fe) были испытаны по методике, описанной в п. 2.2. После приработки образцов в течение одного испытания (результаты которого далее не учитывались) было вы-

полнено 40 серий по 5 испытаний в каждой, т.е. $r = 40$, $n = 5$, $N = 200$, по формуле (2.9) для $n = 5$ рассчитано $\overline{f_{cp}}$ для каждой из r серий. Результаты подсчетов показаны в табл. 2.2.

Таблица 2.2

Среднеарифметические значения f_{cp} при $r = 40$, $n = 5$

№ серии	$\overline{f_{cp}}$						
1	0,3884	11	0,4096	21	0,3939	31	0,4052
2	0,4157	12	0,4155	22	0,4008	32	0,4097
3	0,3811	13	0,4054	23	0,3983	33	0,4371
4	0,437	14	0,4156	24	0,4176	34	0,3741
5	0,3883	15	0,44	25	0,3734	35	0,3873
6	0,4009	16	0,4721	26	0,3821	36	0,4115
7	0,4094	17	0,4083	27	0,3975	37	0,3953
8	0,3854	18	0,4164	28	0,3688	38	0,422
9	0,4314	19	0,3849	29	0,4233	39	0,3848
10	0,3742	20	0,4478	30	0,3741	40	0,3944

По формулам (2.13) – (2.15) (с использованием r вместо n) рассчитаны $A = 0,69$, $E = 0,3056$, $D(A) = 0,1327$, $D(E) = 0,0104$, $3\sqrt{D(A)} = 1,093$, $5\sqrt{D(E)} = 0,51$. Поскольку $0,69 < 1,093$ и $0,3056 < 0,51$, неравенства (2.15) выполняются, т.е. распределение результатов фрикционных испытаний нормальное, и для оценки доверительного интервала может использоваться формула (2.11). Выполнение неравенств (2.15) при числе испытаний $n = 5$ в каждой серии доказывает, что такого количества испытаний образцов разрабатываемых материалов достаточно для оценки доверительного интервала по формуле (2.11) (что не противоречит гипотезе о необходимом количестве испытаний на основе критериев Вилкоксона и X). Однако в число этих n испытаний не входит первое испытание, в рамках которого осуществляется приработка образца.

Проверим, достаточно ли общего количества испытаний, равного 5, для неприработанного образца. В этом случае количество рабочих испытаний, результаты которых учитываются при статистической обработке, равно 4.

Отбросим в каждой из 40 серий, описанных выше, результат первого испытания. Тогда $r = 40$, $n = 4$, $N = 160$. Для каждой из r серий рассчитаем $\overline{f_{cp}}$ по формуле (2.9) при $n = 4$, результаты занесем в табл. 2.3.

Таблица 2.3

Среднеарифметические значения f_{cp} при $r = 40$, $n = 4$

№ серии	$\overline{f_{cp}}$						
1	0,3864	11	0,4088	21	0,3942	31	0,409
2	0,4069	12	0,4348	22	0,3918	32	0,4086
3	0,3745	13	0,4013	23	0,3932	33	0,4496
4	0,4365	14	0,4207	24	0,415	34	0,3667
5	0,387	15	0,4415	25	0,3674	35	0,3875
6	0,4068	16	0,4686	26	0,3846	36	0,4162
7	0,4124	17	0,4202	27	0,3877	37	0,398
8	0,393	18	0,4238	28	0,3731	38	0,4249
9	0,4448	19	0,3929	29	0,4337	39	0,3828
10	0,3789	20	0,4516	30	0,37	40	0,3941

Расчет по формулам (2.13) – (2.15) дает следующие значения: $A = 0,4803$, $E = -0,5492$, $D(A) = 0,1327$, $D(E) = 0,0104$, $3\sqrt{D(A)} = 1,093$, $5\sqrt{D(E)} = 0,51$. Поскольку $0,4803 < 1,093$ и $|-0,5492| > 0,51$, неравенства (2.15) при $n = 4$ не выполняются, распределение результатов отлично от нормального, поэтому оценка доверительного интервала должна производиться по формуле (2.10) для произвольного распределения.

Таким образом, для достижения минимальной ширины доверительного интервала необходимо добиться нормального распределения результатов фрикционных испытаний, что возможно при числе рабочих испытаний n не менее 5, т.е. общем числе испытаний не менее 6. В данной работе выполнено по 6 испытаний каждого из разра-

батываемых материалов, а доверительный интервал, в соответствии с формулой (2.11), при $t(0,9, 5) = 2,1$, определяется как $\beta = 2,1s_n$.

2.8 Измерение тесноты связи параметров микроструктуры, механических и фрикционных свойств разрабатываемых материалов на основе корреляции

После спекания порошковых материалов измеряются их твердость, плотность и пористость. В ходе металлографических и электронно-микроскопических исследований определяются параметры микроструктуры испытанных материалов (средний диаметр зерна, межпластинчатое расстояние перлита, глубина зон, деформированных в ходе фрикционных испытаний). Возникает необходимость определить значимость корреляции этих параметров с износостойкостью и коэффициентом трения разрабатываемых материалов. Кроме того, при корреляционном анализе необходимо измерить тесноту связи.

Поясним, что понимается под теснотой зависимости. В статистической совокупности изменение результата измеряется не разностью его значений в двух случаях, а его вариацией во всей совокупности. Этой вариации не было бы, если бы не было вариаций факторов, определяющих данный результат. Если варьирует только один фактор, то вариация результата сводится к вариации этого фактора. Тогда можно сказать, что результат от этого фактора зависит функционально. Если же варьируют и другие факторы, то каждому определенному значению данного фактора отвечает лишь определенная средняя. В этом случае говорят, что результат зависит от данного фактора корреляционно. Корреляционная зависимость состоит, таким образом, в функциональной зависимости средней величины одного признака от величины другого. Если же речь идет об индивидуальных значениях результата, то они отклоняются от своей средней величины. Таким образом, вариация данного фактора создает вариацию средних, а вариация остальных факторов – отклонения от этих средних [72].

Теснота связи переменных x и y измеряется коэффициентом корреляции. При изучении колеблемости признака в совокупности около средней вычислялся средний квадрат отклонений (дисперсия) $D\xi$ (2), обозначим эту дисперсию фактически полу-

ченных значений переменной x как $D\xi_{\phi}$. Аналогичный показатель используем для оценки отклонения величины $y_{\phi} - \overline{y_{\phi}}$, т.е. фактических значений y_{ϕ} от средней переменной выравненных по уравнению регрессии значений $\overline{y_{\phi}}$ [72]. Обозначим дисперсию величины $y_{\phi} - \overline{y_{\phi}}$ через $D\xi_{\phi/\phi}$, тогда по формуле (2.10)

$$D\xi_{\phi/\phi} \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (y_{\phi i} - \overline{y_{\phi}})^2 \quad (2.16)$$

При наличии функциональной связи значения y_{ϕ} точно совпадают с соответствующими значениями y_{ϕ} . В этом случае $D\xi_{\phi/\phi} = 0$. При полном отсутствии связи вариация x не отразится на изменении $\overline{y_{\phi}}$. В этом случае $D\xi_{\phi} = D\xi_{\phi/\phi}$, а в случае наличия корреляционной связи $D\xi_{\phi/\phi} \leq D\xi_{\phi}$. Следовательно, степень близости значений $\overline{y_{\phi}}$ к y_{ϕ} можно оценить, сопоставляя величины $D\xi_{\phi}$ и $D\xi_{\phi/\phi}$ [72]

$$\frac{D\xi_{\phi} - D\xi_{\phi/\phi}}{D\xi_{\phi}} \quad (2.17)$$

Корень из этого выражения называется коэффициентом корреляции

$$R = \sqrt{\frac{D\xi_{\phi} - D\xi_{\phi/\phi}}{D\xi_{\phi}}} \quad (2.18)$$

В случае функциональной связи $R = \pm 1$, при полном отсутствии связи $R = 0$.

Если не требуется производить расчет уравнения связи (уравнения регрессии), а требуется определить только ее тесноту, то для расчета коэффициента корреляции удобнее пользоваться формулой [72]

$$R = \frac{n \sum xy - \sum x \sum y}{\sqrt{n \sum x^2 - (\sum x)^2} \sqrt{n \sum y^2 - (\sum y)^2}} \quad (2.19)$$

При решении вопроса, будет ли наблюдаемый коэффициент корреляции R указывать на какую-либо корреляцию в общей совокупности, применяется критерий t . В рассматриваемом случае

$$t = \frac{R}{\sqrt{1 - R^2}} \sqrt{n - 2} \quad (2.20)$$

и имеет распределение Стьюдента с $n-2$ степенями свободы. Чтобы установить, является ли значение R значимым, делаем предположение, что случайные величины x и y в общей совокупности являются некоррелированными. Если полученное по этой формуле значение t будет превосходить табличное значение, соответствующее принятому уровню значимости (приложение 2 источника [72]), то сделанное предположение о некоррелированности случайных величин в общей совокупности является необоснованным [72]. Из данной зависимости вытекает следующая:

$$|R| > \frac{t}{\sqrt{t^2 + n - 2}}, \quad (2.21)$$

т.е. модуль полученного коэффициента корреляции должен быть больше правой части неравенства, тогда зависимость случайных переменных x и y будет достоверной [72].

В данной работе при доверительной вероятности $p_0 = 0,9$ и числе рабочих испытаний образцов материалов $n = 5$, получим степень свободы $f = n - 2 = 3$. Тогда $t = 2,35$, и, согласно неравенству (2.21), $|R| > 0,8$. Таким образом, для подтверждения достоверности зависимости между, например, параметрами микроструктуры и фрикционными свойствами разрабатываемых материалов, модуль коэффициента корреляции должен превышать 0,8.

2.9 Стендовые испытания моделей тормозных колодок в ОАО «ВНИИЖТ»

Несмотря на осуществление сравнительных лабораторных испытаний образцов разработанного материала и материалов, традиционно применяемых для тормозных колодок (чугуна и полимерного композита ТИИР-300), масштабный фактор (см. п. 2.3) может оказать значительное влияние на оценку как износостойкости, так и реализуемого коэффициента трения. Наиболее достоверные результаты могут быть получены в рамках стендовых испытаний тормозных колодок. Однако создание полноценной тормозной колодки из металлокерамического материала требует затрат на изготовление оснастки для фрикционных элементов, спинки колодки, а также для осуществления сборки спинки и фрикционных элементов пайкой. Поэтому для проверки

эффективности непосредственно фрикционного материала целесообразно изготовить фрикционные элементы максимально простой формы посредством имеющейся оснастки, а потом закрепить их, например, в корпусе чугунной колодки.

Для проведения стендовых испытаний было изготовлено два корпуса из чугунных тормозных колодок и три комплекта вставок: из разработанного металлокерамического материала, из чугуна по ОСТ 32.194 и полимерного композита ТИИР-300. Эскизы вставок приведены на рис. 2.5, фото моделей в сборе – на рис. 2.6.

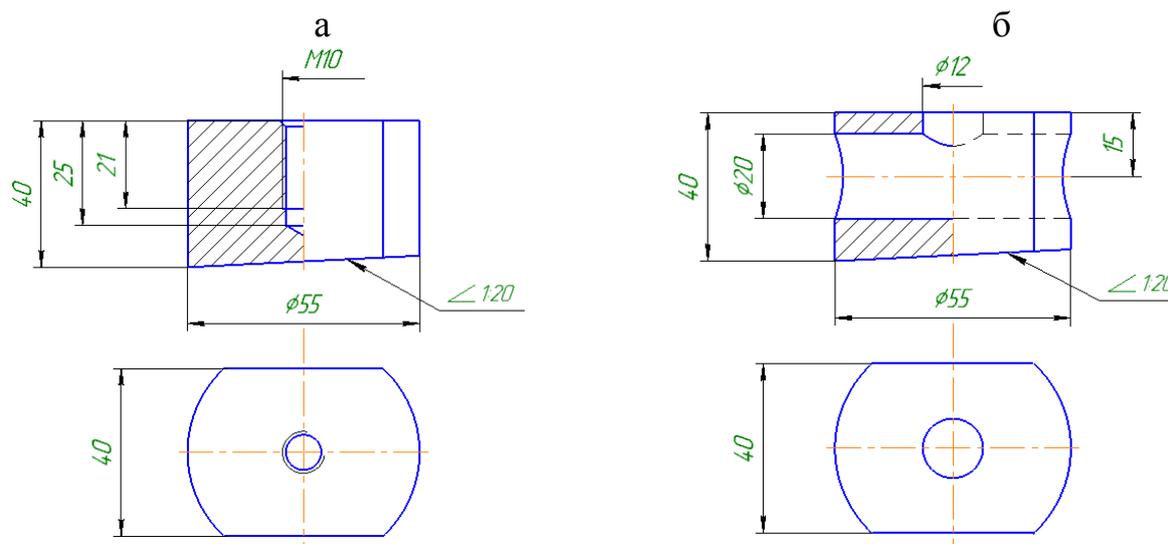


Рис. 2.5. Эскизы вставок в модели тормозных колодок для испытаний на стенде в ОАО «ВНИИЖТ»: а – вставки из разработанного металлокерамического материала и чугуна; б – вставки из полимерного композита ТИИР-300



Рис. 2.6. Фото моделей тормозных колодок в сборе

Методика испытаний на инерционном стенде состоит в следующем:

1. Приработка поверхности вставок модели к поверхности колеса.
2. Взвешивание модели.
3. Испытания на стенде: 3 торможения со скорости 20 км/ч, 3 торможения со скорости 50 км/ч, 1 торможение со скорости 90 км/ч.

4. Взвешивание модели.

Испытания модели с металлокерамическими вставками осуществлены при усилии нажатия на колодку 9,8 и 22 кН, что создает давление на рабочую поверхность 60 и 130 Н/см² соответственно; испытания модели с полимерными композиционными вставками реализованы при усилии нажатия 9,8 кН (давление 60 Н/см²), с чугунными вставками – при усилии 22 кН (130 Н/см²). При этом на стенде имитируется нагрузка на ось 146 кН.

2.10 Выводы

1. Подробно описаны методы и средства исследования микроструктур разработанных порошковых материалов (оптическая и растровая микроскопия, измерение микротвердости), а также методы и средства исследования фрикционных свойств образцов (фрикционные испытания на машине трения с целью определения коэффициента трения, объемного износа образцов и износостойкости контртела).

2. Для полноценного моделирования взаимодействия в системе «тормозная колодка – колесо» разработана собственная методика лабораторных фрикционных испытаний, состоящая в проведении испытания с торможением по заданной программе с последующим расчетом среднего за время испытания коэффициента трения и объемного износа.

3. Доказано, что распределение результатов фрикционных испытаний является нормальным, благодаря чему посредством соответствующего аппарата математической статистики определено минимально необходимое количество испытаний образцов разрабатываемых материалов $n = 6$, а также порог абсолютной величины коэффициента корреляции R для доказательства достоверности статистических зависимостей при испытаниях в принятых условиях: $|R| > 0,8$.

4. Для адекватной оценки износостойкости и фрикционных свойств с целью минимизации влияния масштабного фактора разработана конструкция модели тормозной колодки и методика испытаний, примененные для стендовых испытаний разработанного металлокерамического материала и аналогов – чугуна и полимерного композита ТИИР-300.

Глава 3. Концепция и методика разработки фрикционного материала вагонной тормозной колодки

Для разработки концепции фрикционного материала вагонной тормозной колодки необходимо понимание процессов, происходящих в зоне трения «колодка – колесо». Поэтому, прежде чем разрабатывать концепцию фрикционного материала вагонной тормозной колодки, необходимо тщательное изучение процессов, происходящих в поверхностном слое материалов, из которых состоят элементы системы «тормозная колодка – колесо».

3.1 Структурные изменения в поверхностном слое вагонного колеса при его взаимодействии с тормозной колодкой и рельсом

В п. 1.3 показано, что вагонное колесо является участником системы «тормозная колодка – колесо – рельс», т.е. подвергается как воздействию высоких удельных нагрузок при взаимодействии с рельсом (до 1,5 МПа на пятне контакта [73–77]), так и воздействию высоких температур при торможении колодкой (кратковременный нагрев поверхности трения колодки до 700° С [2]). При этом, в случае снижения коэффициента сцепления и движения колеса по рельсу юзом, на пятне контакта «колесо – рельс» также происходит значительное, хотя и локальное повышение температуры (до 1000° С [2]). В силу цикличности подобных воздействий не всегда можно точно определить, какое влияние на поверхностный слой колеса оказывает взаимодействие непосредственно с рельсом, а какое – с колодкой.

Исследованию изнашивания вагонных и локомотивных колес, как правило, в сочетании с исследованием изнашивания рельсов, посвящено большое количество работ, в частности, работы [73–84]. Проведены исследования поверхностей изношенных вагонных колес, в том числе, металлографические. Однако акцент в данных исследованиях сделан на внешние проявления износа (выщербины, трещины) [2]. Автором данной работы реализованы собственные исследования по-

верхностного слоя вагонных колес с целью установления процессов его разрушения [85–88]. Образцы дефектных колес, не пригодных к дальнейшей эксплуатации, предоставлены вагонным ремонтным депо г. Тынды.

Схема вырезки и маркировка исследуемых образцов показаны на рис. 3.1.

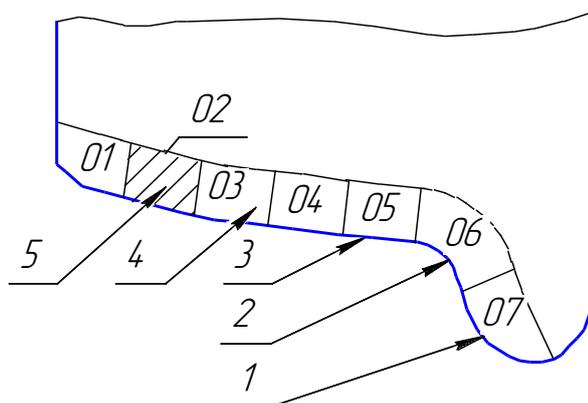


Рис. 3.1. Схема вырезки образцов из обода вагонного колеса:

1 – гребень; 2 – выкружка; 3 – поверхность катания; 4 – образец; 5 – плоскость шлифа

Структура основного металла образцов О1 – О7 (рис. 3.2) состоит из перлита (85%) и феррита в виде сетки (15%). Дисперсность перлита оценивается от 1 балла (сорбитообразный) до 6 балла (среднепластинчатый) шкалы ГОСТ 8233 [61]. Величина зерна изменяется от 7 до 5 балла шкалы ГОСТ 5639 [62], т.е. средний условный диаметр зерна составляет 0,0267–0,0553 мм. В структуре выявлены неметаллические включения: сульфиды — до 2,0 балла, силикаты пластичные — до 2,0 балла, силикаты недеформирующиеся — до 1,5 баллов. Средний балл выявленных неметаллических включений не превышает допустимый балл ГОСТ 10791. Микротвердость зерен основной структуры составляет 270 – 350 НВ 0,05.

Характерными структурными составляющими поверхностного слоя вагонного колеса являются: белый (обезуглероженный) слой; слой, имеющий «точечную» структуру (в данной работе назван «серым» слоем); зона наклепа, состоящая из многочисленных слоев интенсивно деформированного материала; зона дефор-

мированных зерен (степень деформации, под которой понимается отношение длины зерна к его ширине, составляет 1,5 – 5 раз) (рис. 3.3, 3.4). В составе поверхностного слоя различных образцов одна или несколько указанных зон могут отсутствовать.

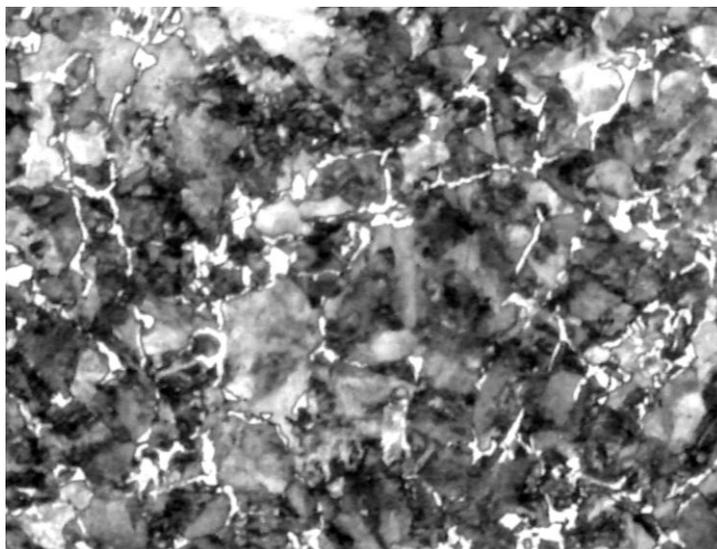


Рис. 3.2. Структура основного металла образцов О1 – О7 (x100)

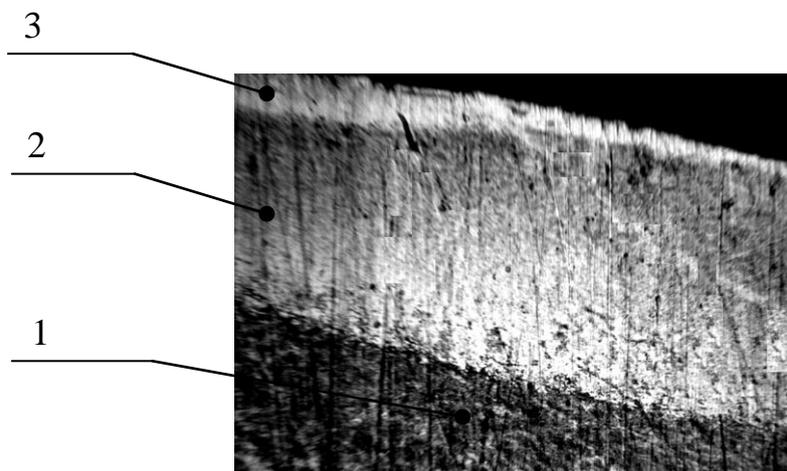


Рис. 3.3. Составляющие поверхностного слоя вагонного колеса (x500):

1 – зона деформированных зерен; 2 – серый слой; 3 – белый слой

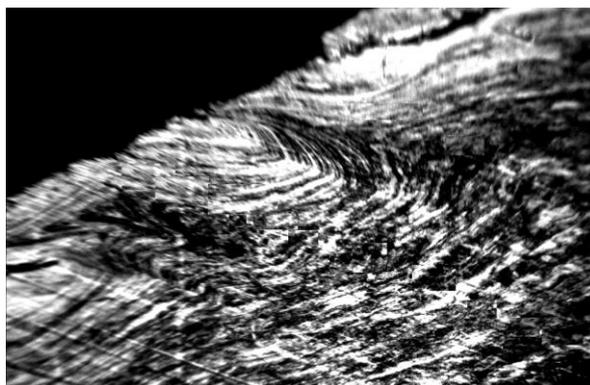


Рис. 3.4. Зона наклепа в поверхностном слое вагонного колеса (x500)

В связи с отсутствием существенной пластической деформации поверхности катания образца О1 в области, близкой к торцу колеса, структура поверхностного слоя здесь мало отличается от структуры основного материала: зерна не деформированы и имеют размер, близкий к размеру зерен основной структуры (0,024 – 0,026 мм). Микротвердость зерен составляет 300 – 350 HV 0,05.

Однако, по мере движения вдоль поверхности катания от образца О1 к образцу О2, структура поверхностного слоя изменяется: зерна вытягиваются под углом 45 – 60° к поверхности катания, причем изменение структуры наблюдается на глубине до 200 – 250 мкм (рис. 3.5).

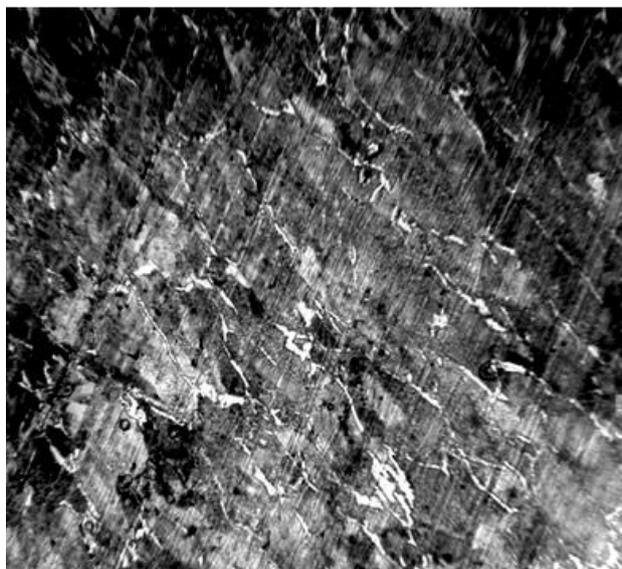


Рис. 3.5. Зерна, вытянутые под углом к поверхности катания (x500)

По мере приближения к образцу О2 угол наклона зерен относительно поверхности катания уменьшается, пока в образце О2 вытянутые деформированные зерна не станут параллельны поверхности катания колеса (кромке шлифа) (рис. 3.6).

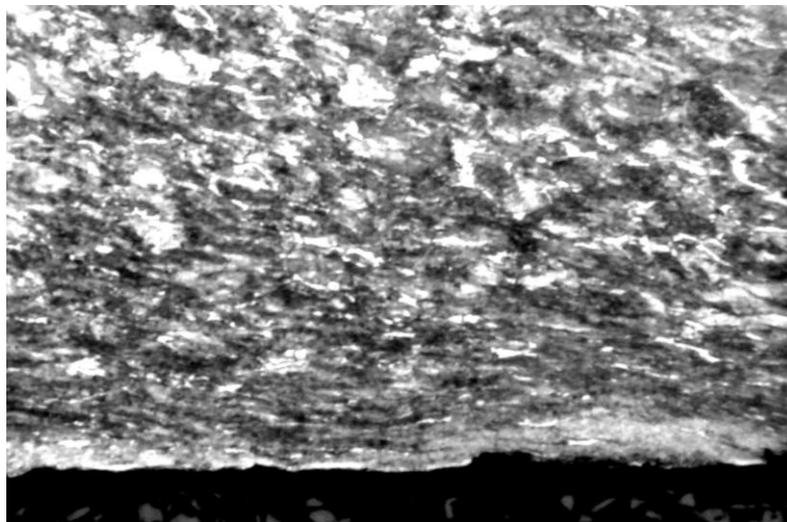


Рис. 3.6. Деформированные зерна, вытянутые параллельно поверхности катания (x100)

В поверхностном слое образца О1 также обнаружены трещины, начинающиеся в зоне белого либо серого слоев, в части шлифа, расположенной ближе к образцу О2. Длина самой большой трещины – 880 мкм, глубина залегания – 80 мкм от поверхности (рис. 3.7).

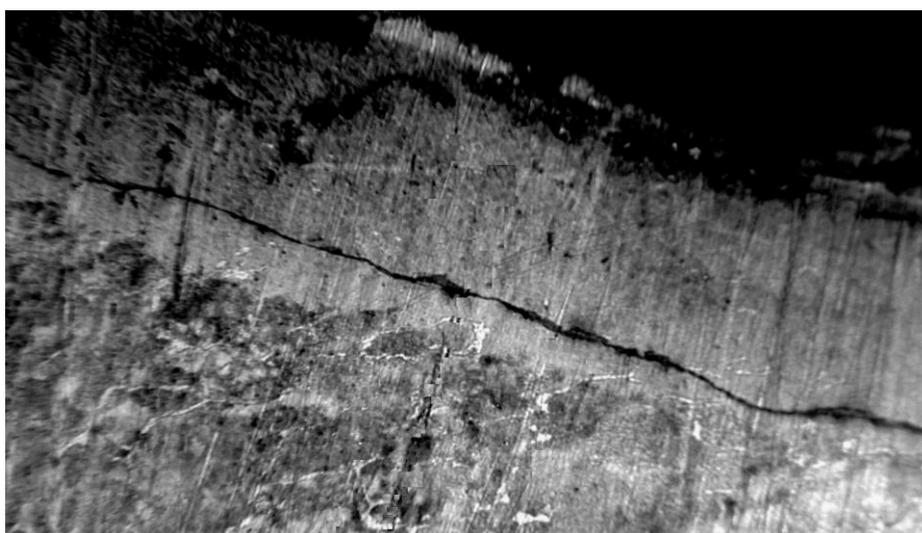


Рис. 3.7. Трещина в сером слое образца О1 (x500)

Состояние поверхностного слоя образцов О3 – О5 показывает, что разрушающее воздействие, оказываемое на центральную часть поверхности катания, сильнее, чем воздействие, приходящееся на образцы О1, О2. В частности, более выражен серый слой, в белом и сером слоях присутствует значительно больше трещин (рис. 3.8), часть из которых развивается и в зоне деформированных зерен (степень деформации зерен достигает 4–5 раз). Большая часть обнаруженных трещин параллельны поверхности катания колеса. Наибольшая глубина залегания трещин (на примере исследованных образцов) составляет 230 мкм.

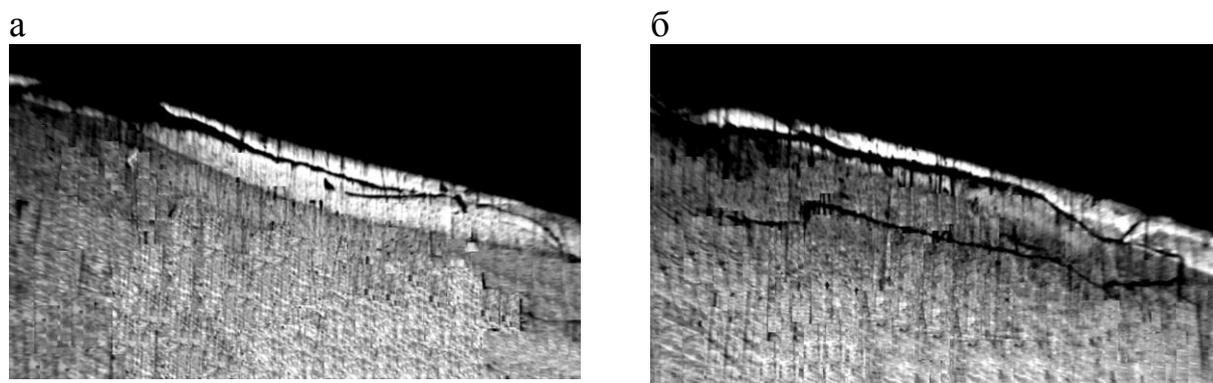


Рис. 3.8. Трещины в поверхностном слое центральной части поверхности катания колеса (x100): а – трещины в белом слое; б – трещины в белом и сером слоях с переходом в зону деформированных зерен

В поверхностном слое образца О6 (выкружка) обнаружены следы интенсивной пластической деформации (зона наклепа) в той части дуги, которая расположена ближе к гребню колеса (рис. 3.9).

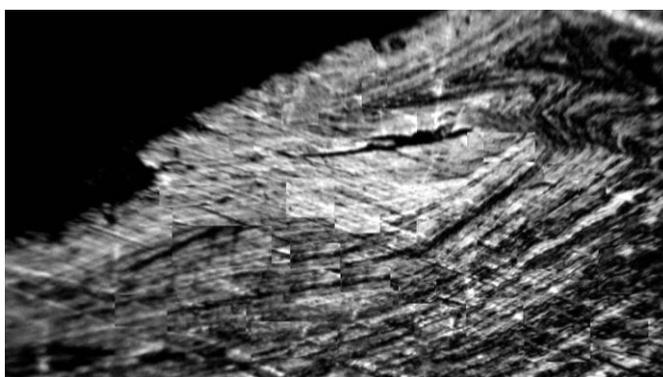


Рис. 3.9. Зона пластической деформации в поверхностном слое выкружки колеса (образец О6) (x500)

В целом, практически по всей длине дуги выкружки сохраняется зона деформированных зерен (степень их деформации составляет 2 – 5 раз) с небольшими разорванными участками белого слоя. Вид поверхностного слоя, представленный на рис. 3.9, определяемый интенсивной пластической деформацией, характерен только для части дуги, расположенной ближе к гребню.

Поверхностный слой образца О7 состоит, в основном, из двух зон: зоны интенсивного наклепа (полосчатости) (рис. 3.10), в которой плохо различимы слои (методом оптической микроскопии), и зоны деформированных зерен со степенью деформации 4 – 5 раз.

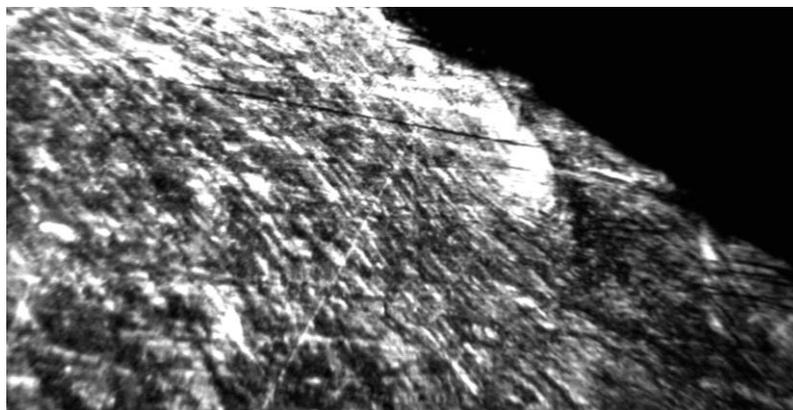


Рис. 3.10. Зона наклепа в поверхностном слое образца О7 (x500)

Глубина зон поверхностного слоя образцов, а также средние значения микротвердости $HV_{cp} 0,05$ в этих зонах приведены в табл. 3.1.

Таблица 3.1

Глубина и микротвердость зон поверхностного слоя вагонного колеса

Образец	Зона	Глубина, мкм	Среднее значение микротвердости, $HV_{cp} 0,05$
О1 – О2	Общий размер зоны пластической деформации	110 – 250	
	Белый слой	10 – 110	600
	Серый слой	12 – 25	450
	Зона деформированных зерен	60 – 150	350
	Зона наклепа	15 – 45	540

Образец	Зона	Глубина, мкм	Среднее значение микротвердости, HV _{ср} 0,05
О1 – О2	Общий размер зоны пластической деформации	110 – 250	
	Белый слой	10 – 110	600
	Серый слой	12 – 25	450
	Зона деформированных зерен	60 – 150	350
О3 – О5	Общий размер зоны пластической деформации	120 – 2000	
	Белый слой	35 – 60	790
	Серый слой	30 – 50	520
	Зона наклепа (образцы О4, О5, отдельные участки)	60 – 100	650
	Зона деформированных зерен	80 – 1700	390
О6	Общий размер зоны пластической деформации	150 – 660	
	Белый слой	10 – 15	Не измерялась
	Зона наклепа	50 – 150	640
	Зона деформированных зерен	60 – 500	490 (~ 60 мкм от поверхности, ближе к наклепу) 360 (~200 мкм от поверхности)
О7	Общий размер зоны пластической деформации	20 – 210	
	Зона наклепа	15 – 45	540
	Зона деформированных зерен	20 – 180	380

Зоны поверхностного слоя вагонного колеса, помимо исследований с помощью оптического микроскопа, были подвергнуты исследованию с помощью РЭМ. В частности, на рис. 3.11 показан участок поверхностного слоя образца О4. Видна трещина, разделяющая зону наклепа (1) и зону деформированных зерен (2).

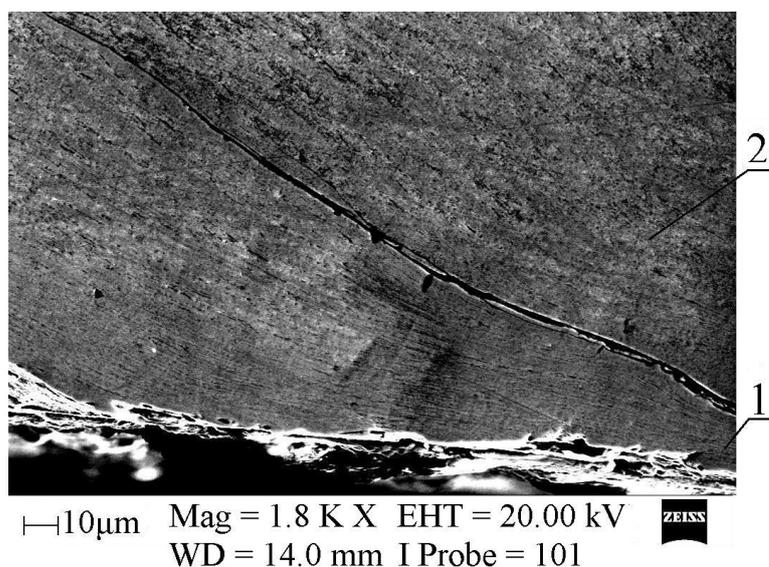


Рис. 3.11. Поверхностный слой образца О4: 1 – зона наклепа; 2 – зона деформированных зерен

На рис. 3.12 (а, б) показана зона наклепа (рис. 3.11, 1) с большим увеличением (x3000, x16000 соответственно). На рис. 3.12, а видно, что зона наклепа состоит из значительно деформированных зерен, по границам которых происходит накопление дефектов, имеющих вид пор диаметром 0,12–0,2 мкм. На рис. 3.12, б видно, что слияние таких дефектов ведет к образованию волосовин (микротрещин, расположенных вдоль направления течения металла при деформации).

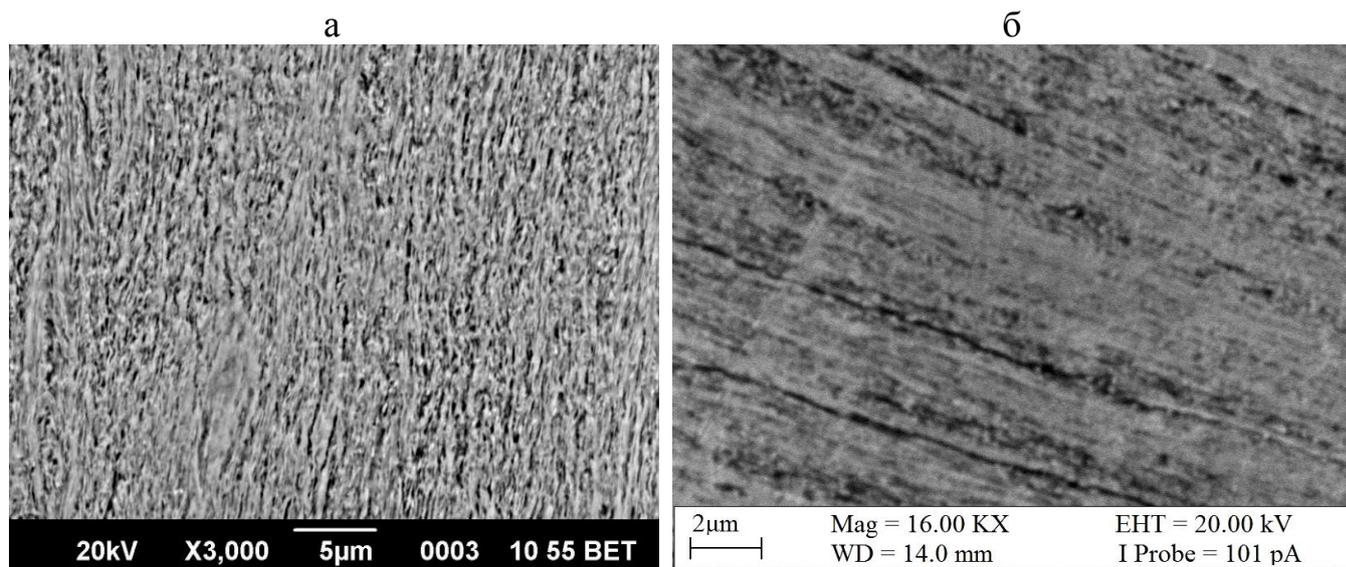


Рис. 3.12. Электронно-микроскопические фотографии зоны наклепа (рис. 17, 1):
а – деформированные зерна и дефекты в виде пор; б – волосовины

На рис. 3.13 показана структура серого слоя образца ОЗ, отделенного от белого слоя трещиной. Структуру этого слоя невозможно изучить с помощью оптического микроскопа ввиду ее значительной дисперсности. В структуре серого слоя отсутствуют зерна с выраженными границами, а также не проявляется слоистая структура наклепа. Слой испещрен дефектами в виде пор, образованными, вероятно, в результате слияния точечных дефектов в условиях давления и температуры.

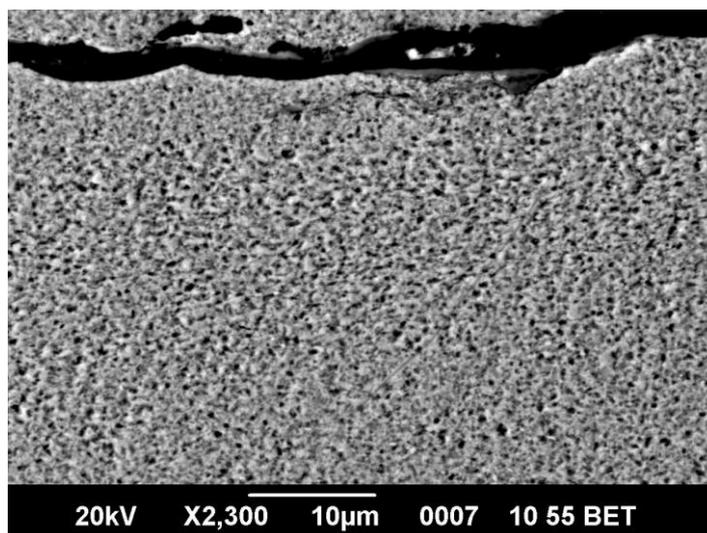


Рис. 3.13. Серый слой образца ОЗ

Отметим, что на участках поверхностного слоя, имеющих белый и серый слой, глубина зоны наклепа значительно меньше, чем на участках, где белый и серый слои отсутствуют. В этом случае под серым слоем присутствует зона деформированных зерен.

Таким образом, поверхностный слой вагонного колеса состоит из хрупкого белого слоя со структурой дисперсного мартенсита и остаточного аустенита [2], насыщенного дефектами серого слоя с раздробленными зернами без выраженных границ, слоистой зоны наклепа, а также зоны деформированных зерен со степенью деформации 1,5 – 5. Разрушение поверхностного слоя вагонного колеса происходит вследствие зарождения и развития микротрещин, вызывающих отслаивание микроскопических участков материала. Трещины зарождаются вследствие слияния волосовин, образующихся, в свою очередь, благодаря слиянию точечных дефектов по границам деформированных зерен. Дополнительным фактором, влияющим на развитие трещин и выкрашивание элементов поверхностного слоя,

является разница в величине остаточных напряжений на границах зон поверхностного слоя с различными свойствами, в частности, микротвердостью.

3.2 Структурные изменения в поверхностном слое тормозных колодок, применяемых на подвижном составе в настоящее время, при взаимодействии с вагонным колесом

Как было отмечено в главе 1, в настоящее время в России используется два основных типа вагонных тормозных колодок: чугунные ГОСТ 1205 [14] и композиционные (на полимерном связующем из материалов ТИИР-300, ТИИР-303, ТИИР-308).

В работе [27] рассмотрено изнашивание чугунных и композиционных тормозных колодок, в т.ч. показаны результаты металлографических исследований с помощью оптического микроскопа. Основной акцент сделан на исследовании внедрения материала колеса в материал колодки и наоборот, а также на исследовании продуктов износа композиционных тормозных колодок.

Автором данной работы реализованы собственные исследования изношенных тормозных колодок с привлечением современного метода исследования – растровой электронной микроскопии. Ниже приведены результаты исследования изнашивания чугунной вагонной колодки типа «С» по ОСТ 32.194-2002 [15] и композиционной колодки из материала ТИИР-300 – основного материала полимерных композиционных колодок [89–92]. Схема вырезки образцов, одинаковая для обоих видов колодок, показана на рис. 3.14.

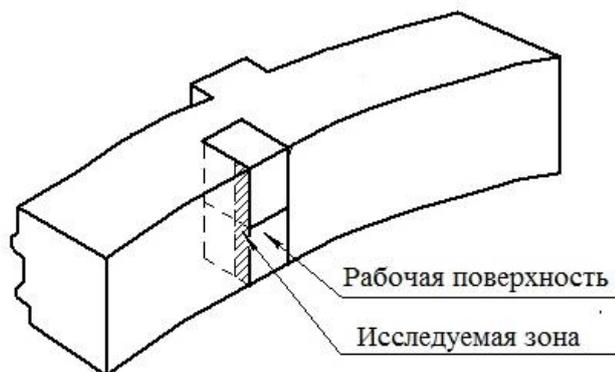


Рис. 3.14. Схема вырезки исследуемых образцов из тормозных колодок

Структура чугуновой колодки состоит из металлической основы, включающей перлит (96%) и незначительное количество феррита (4%), фосфидной эвтектики в виде разорванной сетки и включений графита. Общее описание структуры чугуна вагонной колодки в соответствии с ГОСТ 3443 [93] следующее:

- форма включений графита — ПГф2 (пластинчатая завихренная);
- длина включение графита — ПГд90;
- распределение включений графита — ПГр3 (колонии пластинчатого графита);
- количество включений графита — ПГ10;
- металлическая основа — Пт1 (перлитная);
- содержание перлита (феррита) — П96 (Ф4);
- дисперсность перлита — ПД1,4;
- строение включений фосфидной эвтектики — ФЭ3 (тройная мелкозернистая);
- распределение включений фосфидной эвтектики — Фэр2 (разорванная сетка);
- площадь включений фосфидной эвтектики — ФЭп 13000.

Данная структура практически по всем параметрам соответствует ОСТ 32.194 за исключением количества включений графита (максимальное значение параметра в ОСТ 32.194 – ПГ6), а также площади включений фосфидной эвтектики (значение ФЭп 13000 соответствует колодкам типа «Р», хотя исследованная колодка маркирована как тип «С»).

На рис. 3.15 видно, что пластинки графита действуют как трещины на металлическую основу чугуна, способствуя концентрации напряжений. По таким концентраторам напряжений и происходит выкрашивание материала тормозной колодки.

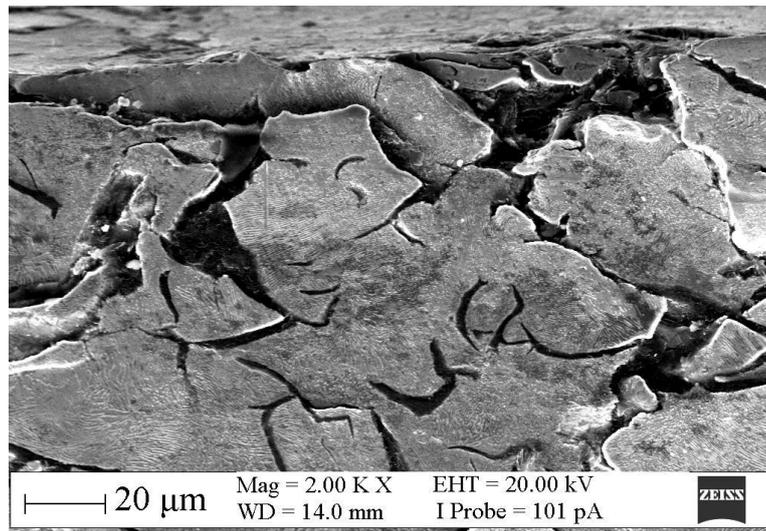


Рис. 3.15. Выкрашивание материала чугунной колодки по включениям графита

Фосфидная эвтектика, обладающая высокой твердостью, повышает упругие свойства чугуна и его сопротивление износу. Однако крупные включения фосфидной эвтектики увеличивают хрупкость чугуна. Выходя на поверхность в процессе изнашивания колодки, крупные участки фосфидной эвтектики под действием нагрузки и температуры растрескиваются, способствуя ускоренному износу (рис. 3.16).

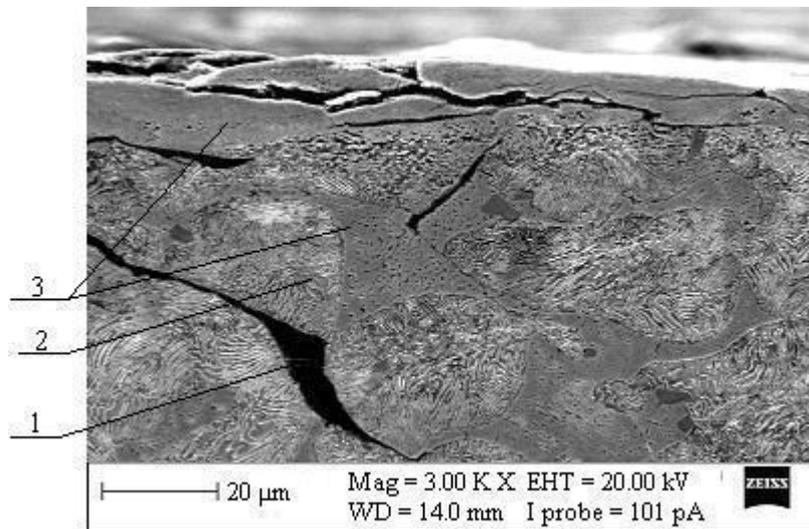


Рис. 3.16. Структура чугунной изношенной тормозной колодки: 1 – графитовые включения; 2 – перлит; 3 – фосфидная эвтектика

Помимо выкрашивания элементов структуры под действием концентрации напряжений, на поверхности чугунной колодки, взаимодействующей со стальной

поверхностью колеса, наблюдаются последствия интенсивных процессов схватывания (рис. 3.17 а, б), а также образование микротрещин (рис. 3.17, б).

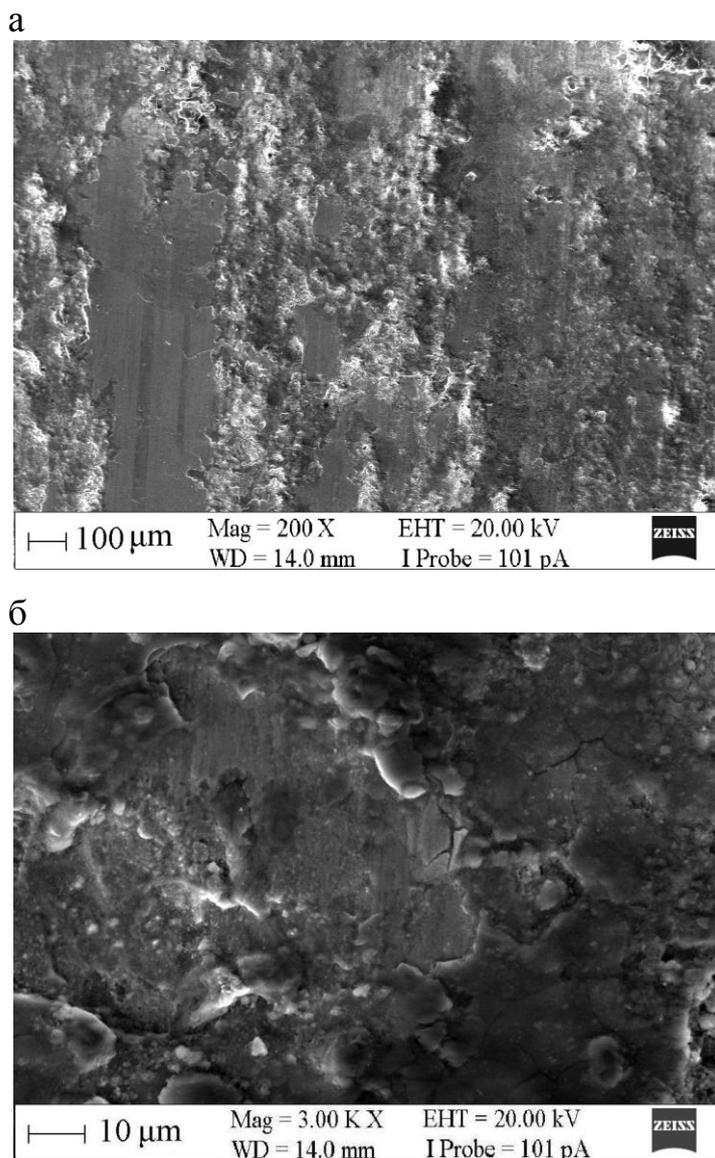


Рис. 3.17. Поверхность чугунной колодки после взаимодействия с вагонным колесом: а – следы схватывания; б – следы схватывания и микротрещины

Таким образом, разрушение чугунной колодки происходит из-за интенсивных процессов схватывания со стальной поверхностью колеса, а также из-за выкрашивания металлической основы по концентраторам напряжения в виде графитовых пластинок.

Состав полимерного композиционного материала ТИИР-300 рассмотрен в п. 1.2. Композит представляет собой полимерную матрицу, хаотически армированную кристаллами неправильной формы. Схема расположения наполнителя –

трехосная. Элементный анализ кристаллов, выполненный с помощью энергодисперсионного спектрометра растрового микроскопа, показал наличие в кристаллах бария (46 %), серы (12 %) и кислорода (36 %). Это позволяет предположить, что кристаллы состоят из барита (BaSO_4).

В полимерной матрице материала обнаружены трещины (длина максимальной из обнаруженных трещин составляет 0,95 мм, глубина залегания под поверхностью трения – 0,16 мм) (рис. 3.18) и вырывы полимерного связующего глубиной до 50 мкм (рис. 3.19). В целом, трещины и вырывы связующего в поверхностном слое полимерной колодки немногочисленны. Кроме вырывов самого связующего, обнаружено вырывание кристаллов барита из него (рис. 3.19).

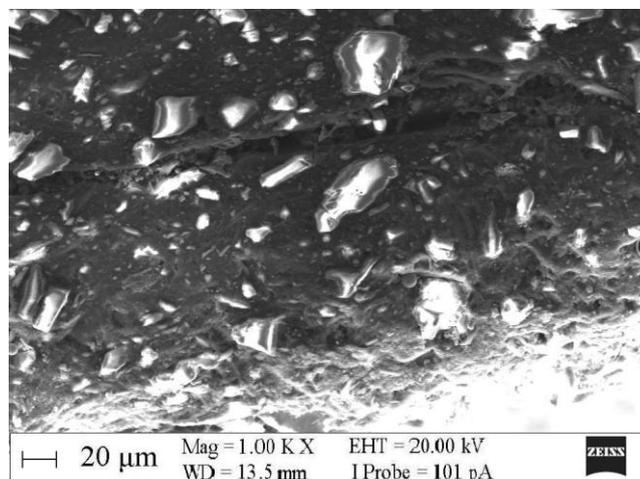


Рис. 3.18. Трещина в полимерной матрице композиционной тормозной колодки

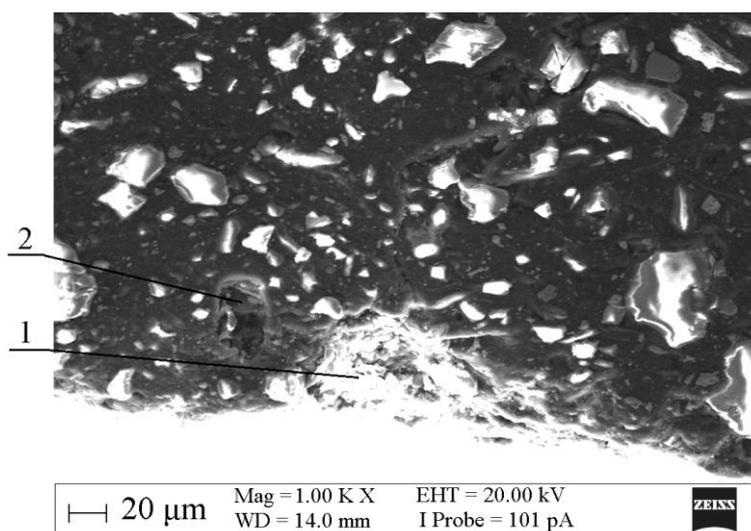


Рис. 3.19. Повреждения поверхности композиционной тормозной колодки:
1 – вырыв полимерного связующего; 2 – вырыв кристалла наполнителя из полимерной матрицы

Известно, что каучук, из которого состоит связующее материала ТИИР-300, обладает значительной удельной теплоемкостью – в диапазоне 1840—2180 Дж/(кг·К), но при этом теплопроводность его крайне низкая: коэффициент теплопроводности 0,126—0,210 Вт/(м·К). Для сравнения, удельная теплоемкость чугуна составляет порядка 540 Дж/(кг·К), а коэффициент теплопроводности 56 Вт/(м·К) [94]. При торможении вагонного колеса колодкой из полимерного композита ТИИР-300, значительное количество теплоты, выделяющееся при торможении, поглощается этим материалом, однако лишь малая его часть передается им во внешнюю среду. В результате происходит температурная деструкция полимерной матрицы, сопровождающаяся образованием трещин. Кроме того, в условиях повышенных температур (до 400° С по объему колодки, до 700° С – кратковременное повышение на поверхности колодки [2]), происходит реакция каучука с кислородом воздуха, т.е. его окисление [38]. Это ведет к снижению прочности связующего, как следствие, к образованию вырывов, а также вырыванию из связующего кристаллов наполнителя – барита.

Таким образом, разрушение рабочей поверхности композиционной тормозной колодки из материала ТИИР-300 представляет собой растрескивание полимерного связующего в результате температурной деструкции вследствие низкой теплопроводности материала и концентрации напряжений на кристаллах барита, а также вырывание материала (в т.ч. кристаллов барита), причиной которого может быть снижение прочности связующего в результате окислительных процессов при торможении.

3.3 Общие требования, предъявляемые к структуре фрикционного материала, снижающего износ в системе «тормозная колодка – колесо»

Из описанных в п. 3.1, 3.2 процессов разрушения поверхностного слоя колес и тормозных колодок, а также данных литературных источников (п. 1.3), ясно, что идеальный фрикционный материал тормозной колодки должен обеспечить сочетание достоинств материалов чугунной и полимерной композиционной колодок.

Посредством такого фрикционного материала возможно снижение износа в системе «тормозная колодка – колесо» не только за счет снижения износа самой тормозной колодки, но и за счет повышения износостойкости вагонного колеса (табл. 3.2) [95–99]. Сформулируем общие требования к структуре такого идеального материала (табл. 3.2).

Таблица 3.2

Общие требования к структуре фрикционного материала тормозной колодки для снижения износа в системе «тормозная колодка – колесо»

Влияние на элемент системы «тормозная колодка – колесо»	Фактор, за счет которого оказывается положительное влияние
Повышение собственной износостойкости материала тормозной колодки при сохранении ее эффективных фрикционных свойств	<ol style="list-style-type: none"> 1. Отсутствие в матрице материала колодки концентраторов напряжений, подобных пластинкам графита в чугунной колодке 2. Прочное соединение фрикционного наполнителя с матрицей материала (в отличие от ТИИР-300 - полимерного композиционного материала с кристаллами барита в качестве наполнителя) 3. Наличие во фрикционном материале термостойкой матрицы, не подверженной термодеструкции и катастрофическому окислительному износу (в отличие от полимерной матрицы ТИИР-300) 4. Фрикционный наполнитель в совокупности с элементами матрицы материала колодки позволит обеспечить стабильный высокий коэффициент трения в широком диапазоне скоростей (в отличие от чугуна, используемого до скорости 120 км/ч)
Повышение износостойкости колеса, взаимодействующего с материалом тормозной колодки	<ol style="list-style-type: none"> 1. Фрикционный материал тормозной колодки должен содержать компоненты, образующие на колесе при взаимодействии с колодкой защитную пленку, препятствующую схватыванию с заеданием и снижающую окислительный износ 2. Фрикционный материал тормозной колодки должен содержать твердые включения, благодаря которым

Влияние на элемент системы «тормозная колодка – колесо»	Фактор, за счет которого оказывается положительное влияние
Повышение износостойкости колеса, взаимодействующего с материалом тормозной колодки	можно добиться периодического очищения поверхности колес от участков, отслаивающихся вследствие развития усталостных трещин. При своевременном отделении небольших участков материала удастся предотвратить проникновение трещины вглубь и, как следствие, не допустить отделения больших участков поверхности 3. Теплопроводность материала тормозной колодки должна быть выше теплопроводности материала колодки на полимерном связующем для минимизации термомеханических повреждений колес

Физическое воплощение сформулированных требований к идеальному фрикционному материалу вагонной тормозной колодки предложено осуществить в виде металлокерамического композиционного фрикционного материала, полученного методом порошковой металлургии. Это объясняется следующими факторами.

1. Основа (матрица) такого материала может быть железной или медной, что обеспечит термостойкость и теплопроводность металлокерамического материала. Достоинства и недостатки обоих видов матриц показаны в табл. 3.3 [34].

Таблица 3.3

Достоинства и недостатки железной и медной основ металлокерамического фрикционного материала

Основа	Достоинства	Недостатки
Железная	высокая тепло- и износостойкость, низкая цена, рабочая температура до 1000° С	возможен более низкий коэффициент трения из-за меньшего вклада адгезионной составляющей силы трения
Медная	высокий и стабильный коэффициент трения	высокая себестоимость, возможна более низкая износостойкость из-за относительно низкой плотности и прочности, возможно усиление износа колеса из-за схватывания, относительно низкая рабочая температура – до 300° С

2. Для обеспечения стабильного высокого коэффициента трения путем оптимального сочетания адгезионной и деформационной (по И.В. Крагельскому) составляющих силы трения [101, 102], а также высокой износостойкости фрикционного материала, необходимо получить в составе этого материала достаточно мягкую матрицу, упрочненную твердыми включениями (правило Шарпи) [54, 103]. Упрочнение матрицы можно осуществить с помощью элементов структуры, формируемых в процессе спекания (например, в результате формирования в составе матрицы материала включений мелкопластинчатого перлита), а также с помощью включений оксидов, карбидов металлов, легирующих элементов, которые, кроме того, способствуют повышению теплостойкости матрицы (Cr, V, W). Наличие твердых включений во фрикционном материале также способствует очищению контртела от отслаивающихся в процессе износа участков.

Описанные вещества имеют порошкообразную структуру и могут быть технологично введены в состав металлокерамического порошкового фрикционного материала, обеспечив необходимый коэффициент трения в процессе его эксплуатации.

3. Управляя химическим составом и технологией изготовления порошкового материала, можно добиться различной формы и размера включений, в частности, округлой для устранения концентрации напряжений.

4. Технология изготовления фрикционного материала позволяет вводить в его состав вещества, обладающие свойствами смазок (в частности, графит), благодаря чему на поверхности контртела может быть сформирована защитная пленка, устраняющая схватывание с заеданием, ведущее к катастрофическому износу [104].

Разумеется, в настоящее время уже разработаны металлокерамические фрикционные материалы для тормозных колодок [24]. Однако в их составе присутствует 65 – 70 % меди. Медь, являясь дорогостоящим компонентом, имеет значительно более низкую рабочую температуру по сравнению с железом (табл. 3.3), что в условиях роста требуемых мощностей торможения может привести к катастрофическому износу таких колодок. Также в металлокерамических материалах на медной основе высоко содержание фрикционного наполнителя (до 15 %), что вызывает повышенный износ колес по прокату [23]. В качестве противозадирной добавки в таких мате-

риалах, наряду с графитом, применяется свинец, являющийся нежелательной примесью ввиду токсичности.

Учитывая эти недостатки существующих металлокерамических колодок, при разработке нового металлокерамического фрикционного материала вагонной тормозной колодки следует учесть следующее:

1. Не отказываясь от исследования влияния высокого (свыше 30 %) содержания меди на износостойкость и фрикционные свойства металлокерамических материалов, ориентироваться на разработку материала с железной матрицей, ввиду ее термостойкости и доступности. В качестве основного легирующего элемента использовать хром.

2. В качестве противозадирной добавки использовать графит, избегая применения свинца или сурьмы как токсичных, а также олова, дисульфида молибдена как дорогостоящих компонентов.

3. Максимально снизить содержание фрикционного наполнителя, используя в качестве него доступные материалы, такие как оксиды алюминия и кремния.

Таким образом, в качестве основных компонентов матрицы разрабатываемого металлокерамического фрикционного материала будут рассматриваться железо, медь, углерод, хром, а в качестве компонентов фрикционного наполнителя – оксиды алюминия и кремния. Порошки, в виде которых эти компоненты вводятся в состав разрабатываемых материалов, подробно описаны в п. 2.1.

3.4 Методика разработки фрикционного материала вагонной тормозной колодки

Существуют различные методы проектирования новых материалов. В частности, в работе [105] применены методы «копирования» и «подобия» – подбор по заданному химическому и фазовому составу (известного химического вещества) местного минерального сырья, имеющего сходный химический и фазовый состав и свойства. В данном случае применение такого подхода затруднительно в связи с отсутствием подходящего аналога: состав и структура, определяющие свойства,

чугуна вагонной колодки по ОСТ 32.194, получаемого методом литья, значительно отличаются от состава и структуры как полимерного композита ТИИР-300, получаемого горячим формованием, так и от металлокерамических фрикционных материалов, изготавливаемых порошковой металлургией. Несмотря на разнообразие составов металлокерамических материалов (табл. 1.8, 1.9 п. 1.5), нет точных данных об условиях их эксплуатации, хотя один и тот же материал в разных условиях проявляет различные фрикционные свойства [103].

При разработке новых материалов традиционно применяется планирование по методу полного либо дробного факторного эксперимента, что позволяет получить т.н. уравнение регрессии [106]. Однако область, в которой полученное уравнение регрессии справедливо, ограничена, поэтому как правило, совместно с методом факторного эксперимента применяют метод крутого восхождения [107]. По опыту автора, необходимо провести несколько таких циклов «полный (либо дробный факторный эксперимент) – крутое восхождение» для достижения приемлемого результата, причем, чем больше количество варьируемых факторов, тем больше вариантов составов понадобится исследовать на каждом этапе. Например, в случае варьирования 5 факторов (содержание меди, углерода, хрома, оксида алюминия, оксида кремния) при планировании по методу полного факторного эксперимента понадобится изготовить и исследовать 32 варианта составов материала. Таким образом, поиск оптимального материала становится очень трудоемкой задачей.

В данной работе применен подход проектирования фрикционного материала «снизу – вверх»: первоначально исследуется влияние отдельных компонентов на свойства порошкового материала, что позволяет значительно сузить область поиска оптимального содержания каждого компонента, а затем на основе полученных результатов разрабатывается многокомпонентный фрикционный материал вагонной тормозной колодки. Подробно этапы разработки материала показаны в табл. 3.4.

Этапы разработки фрикционного материала вагонной тормозной колодки

Этап	Содержание этапа
1	1.1 Исследование влияния состава матрицы фрикционного материала на ее структуру и фрикционные свойства (под фрикционными свойствами здесь и далее понимаются износостойкость и коэффициент трения)
	1.2 Исследование влияния состава фрикционного наполнителя на структуру и фрикционные свойства порошкового материала
	1.3 Определение диапазонов оптимального содержания компонентов матрицы и фрикционного наполнителя на основе результатов проведенных исследований
2	2.1 Разработка составов металлокерамических фрикционных материалов на основе диапазонов оптимального содержания компонентов матрицы и фрикционного наполнителя
	2.2 Сравнительные испытания разработанных фрикционных материалов вагонной тормозной колодки и аналогов, применяемых в настоящее время на подвижном составе (чугуна по ОСТ 32.194 и полимерного композита ТИИР-300)
	2.3 Отбор фрикционного материала с оптимальным сочетанием фрикционных свойств и щадящим воздействием на поверхность контртела
3	3.1 Совершенствование технологии изготовления разработанного фрикционного материала вагонной тормозной колодки (в случае необходимости)

Разумеется, подход проектирования «снизу – вверх» не может быть рекомендован для разработки любого вида материалов, состоящих из произвольного количества произвольных компонентов ввиду огромного разнообразия взаимодействий между ними. Применимость такого подхода в данном случае объясняется следующим.

В п. 2.1 описаны материалы, примененные в качестве компонентов при разработке фрикционного материала. В частности, в состав матрицы материала входят железо, медь, графит, хром, а в состав фрикционного наполнителя – оксиды алюминия и кремния.

Компонентами матрицы, образующими в описанных условиях спекания химические соединения, являются железо, углерод и хром, причем в системе «железо – углерод» происходит формирование различных микроструктур в зависимости

от концентрации углерода и условий спекания, а при добавлении хрома – образование карбидов различного состава и структурного типа (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2) [81], которые либо упрочнят матрицу, либо будут способствовать ее разрушению в качестве концентраторов напряжения (при высоком содержании хрома). Поэтому для исследования влияния этих компонентов на фрикционные свойства порошковых материалов целесообразно рассмотреть системы «железо – углерод», а также «железо – углерод – хром».

Компонентами матрицы, не взаимодействующими друг с другом согласно диаграмме состояния [108], являются медь и углерод. Их влияние на износостойкость и коэффициент трения в составе порошковых материалов будет определяться следующими процессами: медь намазывается на стальное контртело, обеспечивая интенсивное схватывание, с катастрофическим износом и коэффициентом трения, близким к 1, а углерод, выходя из пор такого материала на поверхность, образует защитную пленку, снижая схватывание, износ и коэффициент трения. Одним из требований, предъявляемых к разрабатываемому материалу, является возможно более низкая себестоимость, что требует снижения содержания в составе материала такого дорогостоящего компонента, как медь. Поэтому отдельное рассмотрение системы «медь – углерод» в данном случае нецелесообразно.

Такие компоненты, как железо и медь, в рассматриваемых концентрациях (п. 4.1), образуют твердый раствор ($\alpha + \epsilon$) при температуре ниже 850°C и твердый раствор ($\gamma + \epsilon$) в диапазоне $1094\text{--}850^\circ\text{C}$ [109], при этом в рассмотренных пределах концентраций и температур в системе отсутствует химическое взаимодействие. Исследовав порошковые материалы «железо – медь», можно сделать вывод о влиянии содержания меди в железе на их износостойкость и фрикционные свойства. При этом добавление к такой системе углерода приведет к его взаимодействию только с железом, не повлияв на свойства меди. Введение углерода изменит свойства железной составляющей матрицы, повысив ее твердость и износостойкость за счет образования карбида углерода Fe_3C , но не изменит вклада, например, адгезионной составляющей силы трения, вносимой медью. Таким образом, совместив зависимости износостойкости и фрикционных свойств от concentra-

ции компонентов в системах «железо – медь», «железо – углерод», «железо – углерод – хром», можно получить, в первом приближении, диапазоны оптимального содержания этих компонентов в матрице материала.

В качестве фрикционного наполнителя применяются оксиды алюминия и кремния, которые являются химически инертными веществами с высокой температурой плавления (см. главу 5), поэтому в описанных условиях спекания (п. 2.1) они не будут образовывать химические соединения с компонентами матрицы, т.е. их частицы, расположившись по границам зерен, а также в порах материала, окажут, скорее, механическое воздействие на разрушение материала при трении, либо сыграв роль концентраторов напряжения, либо осуществив его дисперсионное упрочнение. Таким образом, ориентируясь на разработку материала с железной матрицей, влияние фрикционного наполнителя на износостойкость и фрикционные свойства порошкового материала можно исследовать на примере систем «железо – оксид алюминия», «железо – оксид кремния».

Разумеется, простое сложение полученных закономерностей не позволит сразу получить «идеальный» материал. Например, несмотря на отсутствие взаимодействия меди с углеродом, нельзя говорить об отсутствии влияния меди на железоуглеродистую матрицу: при высоком содержании медь обволакивает частицы железа, блокируя усвоение углерода, что ведет к формированию преимущественно ферритной структуры, углерод же остается в свободном состоянии в порах материала, в то время, как при отсутствии меди произошло бы взаимодействие углерода с железом с образованием цементита. С другой стороны, при высоком содержании углерода повышается риск неоднородного перемешивания шихты и расслоений при прессовании, а медь играет роль пластификатора, повышающего качество прессовок.

Таким образом, после определения оптимального содержания компонентов разрабатываемого материала (завершения этапа 1, табл. 3.4) на основе исследования двойных и тройных систем, необходима тщательная проработка состава многокомпонентного фрикционного материала в рамках полученной области поиска.

3.5 Выводы

1. На основе исследований поверхностных слоев изношенных вагонных колес, чугунных и полимерных композиционных тормозных колодок сформулированы общие требования к структуре разрабатываемого фрикционного материала, а также определены его основные компоненты: железо, медь, углерод, хром в составе матрицы и оксиды алюминия, кремния в составе фрикционного наполнителя.

2. Разработана и обоснована методика проектирования фрикционного материала вагонной тормозной колодки, использующая подход «снизу – вверх»: на первом этапе исследуется влияние меди, углерода, хрома и фрикционного наполнителя в составе систем «железо – медь», «железо – углерод», «железо – углерод – хром», «железо – оксид алюминия», «железо – оксид кремния» на структуру и свойства порошкового материала и определяются диапазоны оптимального содержания компонентов; на последующих этапах, с учетом полученных диапазонов оптимального содержания компонентов, разрабатывается собственно многокомпонентный фрикционный материал и совершенствуется технология его изготовления. Правомерность такого подхода к проектированию материала из указанных компонентов объясняется ограниченным количеством химических взаимодействий, ведущих к образованию новых веществ, между ними, а именно инертностью меди по отношению к железу и углероду, а также инертностью оксидов алюминия и кремния по отношению к железу, меди, углероду, хрому.

Глава 4. Исследование влияния компонентов матрицы на структуру и свойства фрикционного порошкового материала

Согласно методике разработки фрикционного материала «снизу – вверх» (п. 3.4), первоначально необходимо осуществить исследования влияния отдельных компонентов матрицы и наполнителя фрикционного материала на его структуру и, как следствие, свойства. В качестве компонентов матрицы материала выбраны железо, медь, графит, хром. Свойства компонентов, обусловившие такой выбор, подробно описаны в п. 1.5. Характеристики порошков, в виде которых компоненты вводятся в состав разрабатываемых материалов, описаны в п. 2.1. Исследование влияния компонентов на износостойкость и фрикционные свойства матрицы осуществляется на примере двойных систем «железо – медь», «железо – углерод», а также тройной системы «железо – углерод – хром» (п. 3.4).

4.1 Влияние меди на структуру порошкового материала «железо – медь» и его фрикционные свойства

В качестве основы металлокерамического композиционного порошкового материала рассматриваются железо и медь (см. п. 3.3). Поэтому первоначально осуществлено исследование влияния компонентов системы «железо – медь» на ее структуру и свойства. Концентрация меди в железе в проведенных исследованиях варьировалась от 5 до 70 % (по массе).

На рис. 4.1 показаны результаты измерения плотности и твердости, а также расчета общей пористости образцов полученных порошковых материалов «железо – медь».

Как видно, с увеличением содержания меди плотность образцов материала монотонно увеличивается, а общая пористость и твердость монотонно падают. Характер изменения плотности материала объясняется ростом содержания компонента с большей плотностью – меди: плотность железа $7,8 \text{ г/см}^3$, меди – $8,92 \text{ г/см}^3$. Снижение общей пористости с ростом содержания меди свидетельствует о

положительном влиянии этого компонента на уплотняемость шихты при прессовании, что согласуется с данными [34, 37]. Характер уменьшения твердости объясняется увеличением содержания меди, микротвердость которой в спеченном состоянии (130 – 150 HV 0,01) ниже микротвердости железа (220 – 250 HV 0,01). Статистически связь твердости и плотности, а также твердости и пористости образцов «железо – медь» очень тесна: коэффициенты корреляции составляют -0,97 и 0,98 соответственно (методика расчета коэффициента корреляции приведена в п. 2.8.).

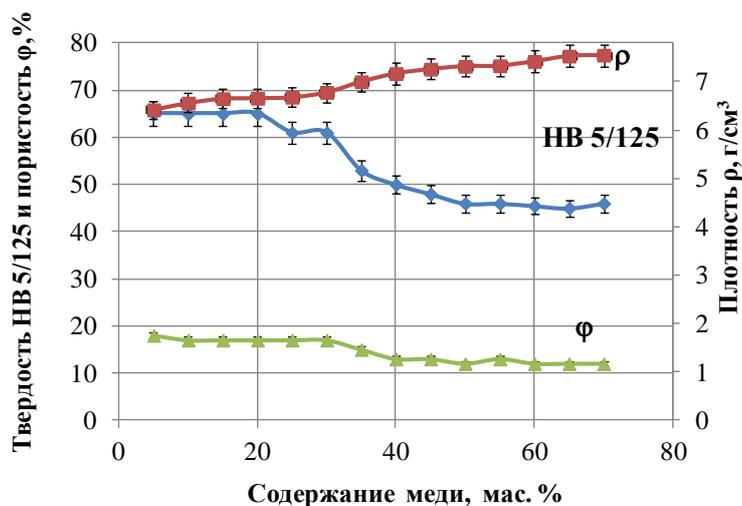


Рис. 4.1. Твердость (HV 5/125), плотность (γ) и общая пористость (ϕ) образцов порошковых материалов «железо – медь»

Проанализируем статистическую взаимосвязь твердости образцов порошковых материалов «железо – медь» с объемным износом и коэффициентом трения. Для этого вычислим коэффициенты корреляции, которые будут равны, соответственно, -0,62 и -0,9.

Согласно расчетам, описанным в п. 2.8, статистическая взаимосвязь (для принятой методики испытания) считается достоверной, если коэффициент корреляции R превышает 0,8. Таким образом, корреляция твердости и коэффициента трения значима. Отрицательный коэффициент корреляции (обратная корреляция) означает, что с уменьшением одного параметра другой увеличивается, в данном случае, с уменьшением твердости растет коэффициент трения, что согласуется с теорией трения И.В. Крагельского: снижение твердости материала ведет к увеличению адгезионной составляющей силы трения $F_{адз}$ ($F_{адз} \sim \tau/HB$, где τ – прочность

на сдвиг мостиков сваривания; HV – твердость [101, 102]), вследствие чего коэффициент трения возрастает.

Влияние твердости на объемный износ в данном случае статистически недостоверно. Хотя во многих случаях повышение твердости трущихся поверхностей ведет к снижению их износа (на этом основаны такие способы повышения износостойкости, как поверхностное пластическое деформирование, азотирование и т.д.), для фрикционных материалов это верно далеко не всегда. Например, твердость полимерного композита ТИИР-300 значительно ниже твердости чугуна, однако ресурс чугунной колодки составляет 30–50 тыс. км, а полимерной композиционной 90–200 тыс. км [31].

Рассчитав коэффициент корреляции, попытаемся выявить статистическую взаимосвязь плотности (общей пористости) порошковых материалов «железо – медь» с их свойствами (табл. 4.1). Учитывая, что корреляция общей пористости и плотности составляет -0,99, можно ограничиться одним из этих параметров, однако в табл. 4.1 для наглядности приведены и плотность, и пористость.

Таблица 4.1

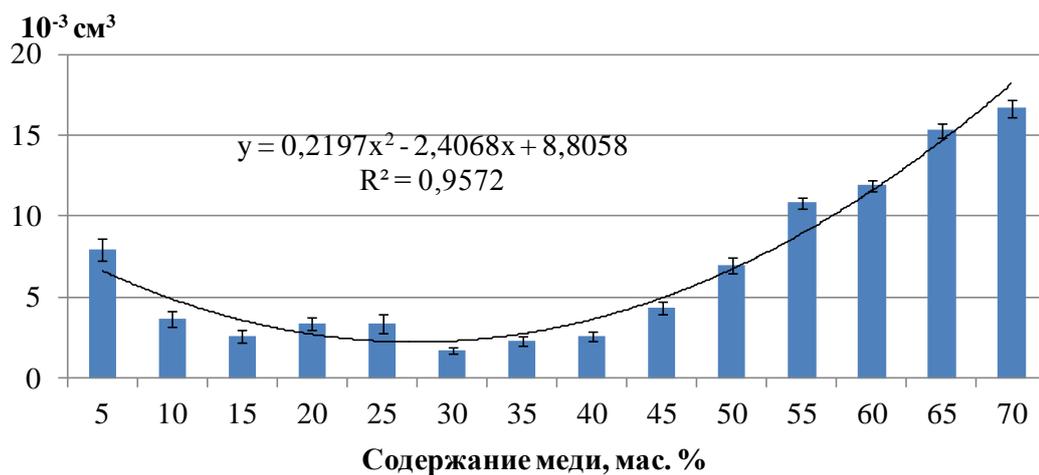
Коэффициенты корреляции плотности и общей пористости порошковых материалов «железо – медь» с их свойствами

Свойство	Плотность	Общая пористость
Твердость	-0,97	0,98
Объемный износ	0,69	-0,61
Коэффициент трения	0,93	-0,9

Из табл. 4.1 видно, что коэффициенты корреляции плотности (общей пористости) с фрикционными свойствами материалов «железо – медь» близки к коэффициентам корреляции фрикционных свойств с твердостью.

На рис. 4.2 показаны результаты фрикционных испытаний материалов «железо – медь» по методике, описанной в п. 2.2 [110]. Здесь и далее уравнения линий тренда (приведены справочно) получены с помощью Microsoft Excel 2007, R^2 – степень достоверности аппроксимации.

а



б

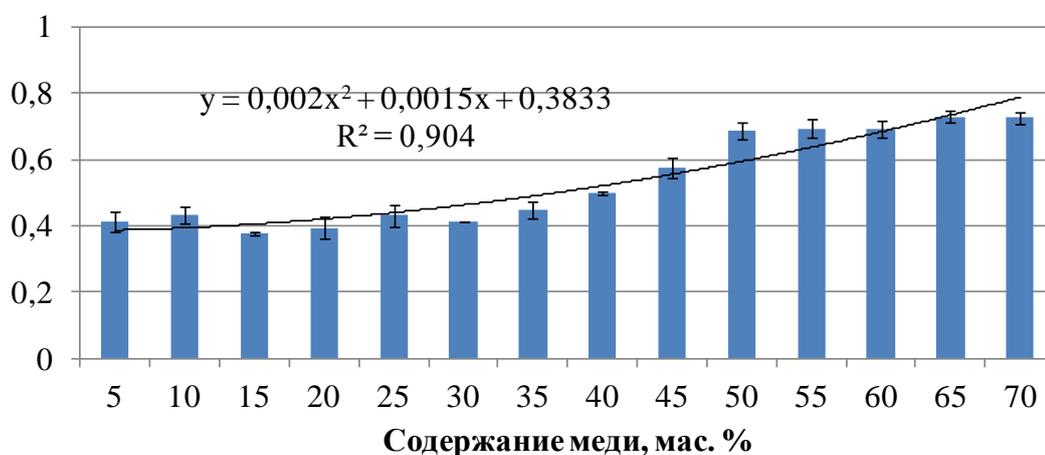


Рис. 4.2. Результаты фрикционных испытаний порошковых материалов «железо – медь»: а – объемный износ; б – коэффициент трения

На рис. 4.2, а видно, что зависимость объемного износа материалов «железо – медь» от содержания меди аппроксимируется кривой второго порядка, имеющей минимум в диапазоне 30 – 40 % меди. При этом коэффициент трения образцов не меняется (в пределах погрешности) в диапазоне 5–35 % меди, а с дальнейшим ростом содержания меди практически монотонно возрастает (рис. 4.2, б).

Для объяснения обнаруженных закономерностей проведены металлографические исследования поверхностного слоя изношенных образцов «железо – медь». В результате проведенных исследований в поверхностном слое образцов выявлены следующие зоны (рис. 4.3). Непосредственно на поверхности трения присутствует вторичная структура, названная серым слоем. Под серым слоем обнаружены зона наклепа с выраженной пластической деформацией слоев меди и железа, а

также мезослой. Мезослойом в данной работе названа зона поверхностного слоя, в которой степень деформации элементов структуры значительно меньше, чем в зоне наклепа, но, тем не менее, имеются отличия от структуры основного материала: зерна неравноосны и вытянуты в направлении поверхности трения.

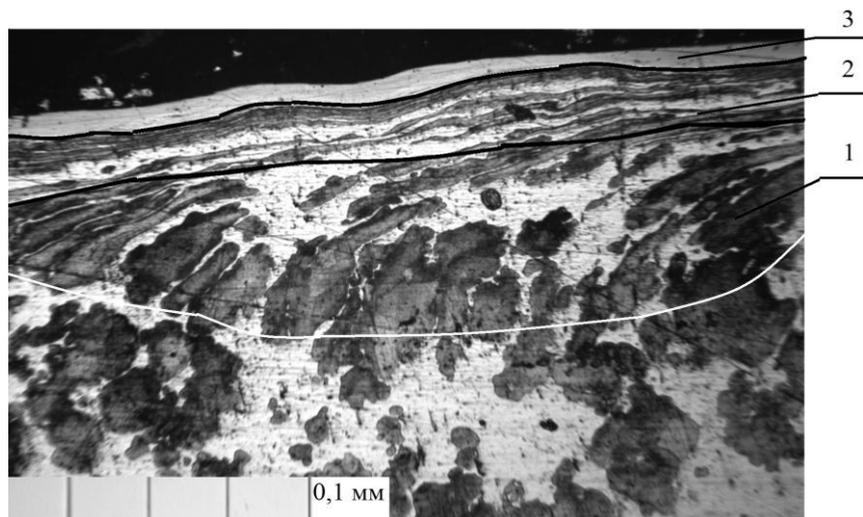
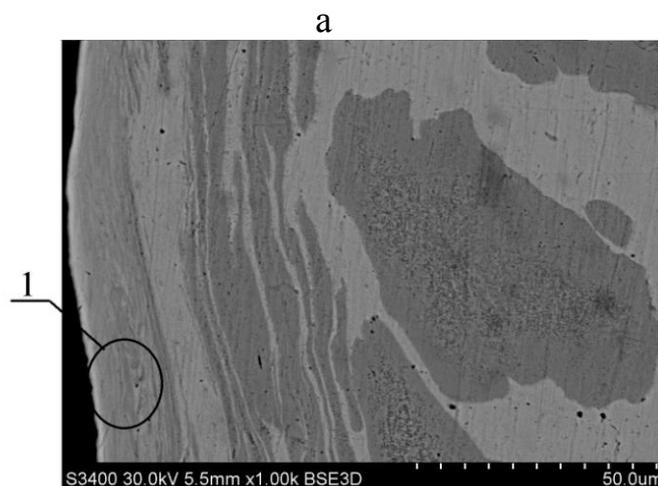


Рис. 4.3. Структура поверхностного слоя порошковых материалов «железо – медь» после фрикционных испытаний:

1 – мезослой; 2 – зона наклепа; 3 – серый слой

Исследования с помощью РЭМ показывают, что серый слой представляет собой совокупность слоев, параллельных поверхности трения, толщиной 0,2 – 2,5 мкм (рис. 4.4, а), причем в области, максимально приближенной к поверхности трения, слои не различимы, что свидетельствует о еще большем измельчении структуры в этой зоне (рис. 4.4, б).



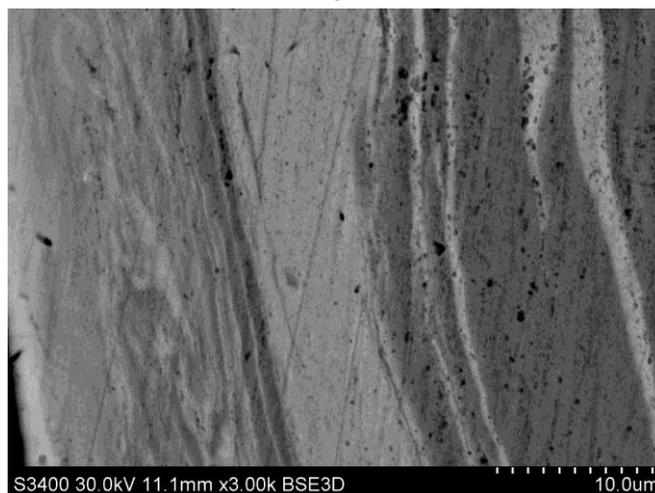


Рис. 4.4. Микроструктура серого слоя: а – РЭМ-фотография микроструктуры; б – РЭМ-фотография участка 1

На рис. 4.5 показано распределение элементов в поверхностном слое изношенного образца (35 % железа, 65 % меди), обнаруженное с помощью приставки энергодисперсионного анализа EDX Thermo. Видно, что в сером слое равномерно распределены как железо, так и медь. Таким образом, серый слой представляет собой совокупность слоев железа и меди, параллельных поверхности трения, толщиной менее 2,5 мкм.

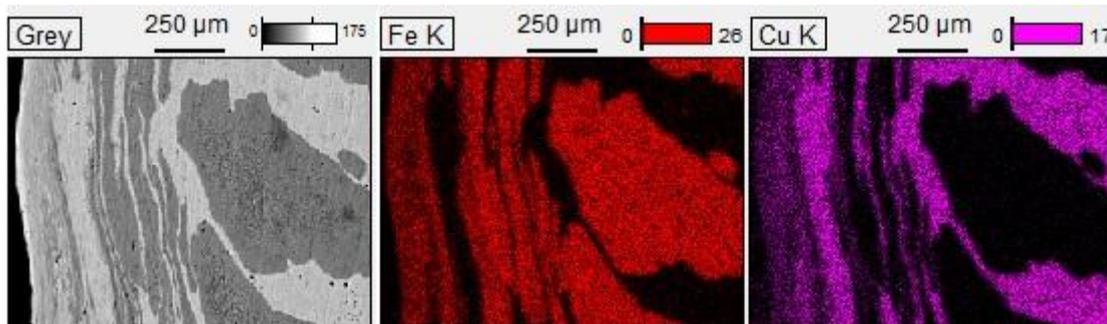


Рис. 4.5. Распределение железа и меди в поверхностном слое порошкового материала (35 % железа, 65 % меди) после фрикционных испытаний

С помощью программы обработки фотографий микроструктур ImageExpert Pro 3 определены количественные параметры структуры основного (не подвергшегося изменению в процессе фрикционных испытаний) материала, а также поверхностного слоя образцов: средний условный диаметр включений меди, под которым понимается среднее значение диаметров окружностей, описанных вокруг

включений меди (определялся для образцов с содержанием меди до 30 % включительно, т.к. при большем содержании медь образует почти непрерывную сетку по границам зерен, которую некорректно делить на отдельные включения), средние диаметры зерен железа и меди; средняя толщина серого слоя, средняя глубина зон наклепа и мезослоя. Полученные результаты сведены в табл. 4.2. В этой же таблице для анализа статистической взаимосвязи параметров микроструктуры со свойствами – объемным износом и коэффициентом трения, приведены коэффициенты корреляции.

Статистическая взаимосвязь (для принятой методики испытания) считается достоверной, если коэффициент корреляции R превышает 0,8. С этой точки зрения статистически достоверным является влияние толщины серого слоя на объемный износ и коэффициент трения порошковых материалов «железо – медь».

На рис. 4.6 а, б показана корреляция зависимостей толщины серого слоя и объемного износа, а также толщины серого слоя и коэффициента трения от концентрации меди.

Таблица 4.2

Параметры элементов микроструктуры поверхностного слоя образцов «железо – медь» и коэффициенты корреляции этих параметров со свойствами образцов

«железо – медь»

Параметр элемента микроструктуры	Содержание меди, %															Коэффициенты корреляции параметров структуры и свойств материалов	
	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65	70	Объемный износ	Коэффициент трения	
Условный средний диаметр включений меди, мкм	45	35	37	44	41	47									0,15	-0,09	
Средний диаметр зерен меди, мкм	5,9	5,8	6,4	8,2	5,9	2,1	4,7	5,5	5,7	5,6	5,2	5,4	5,1	5,4	-0,02	-0,14	
Средний диаметр зерен железа, мкм	21	13	15	16	20	20	11	9	13	15	16	28	28	20	0,65	0,42	

Параметр элемента микроструктуры	Содержание меди, %														Коэффициенты корреляции параметров структуры и свойств материалов		
	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65	70	Объемный износ	Коэффициент трения	
Средняя толщина серого слоя, мкм	2,9	3,7	6,7	6,8	9,2	6,1	8,9	11,9	9,3	10,2	6	22	33	37	0,9	0,86	
Средняя глубина наклепа, мкм	11	28	10	16	24	24	17	70	51	36	40	19	17	26	-0,14	0,24	
Средняя глубина мезослоя, мкм	15	31	16	22	51	48	57	82	48	50	12	7	6	80	102	0,6	0,75

а



б

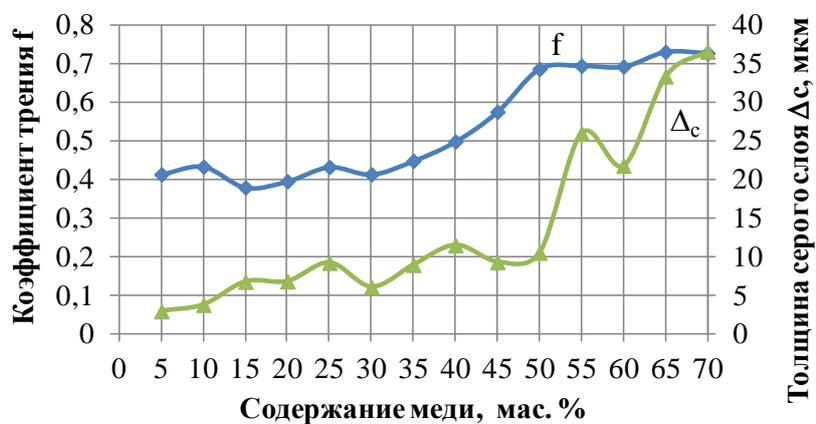
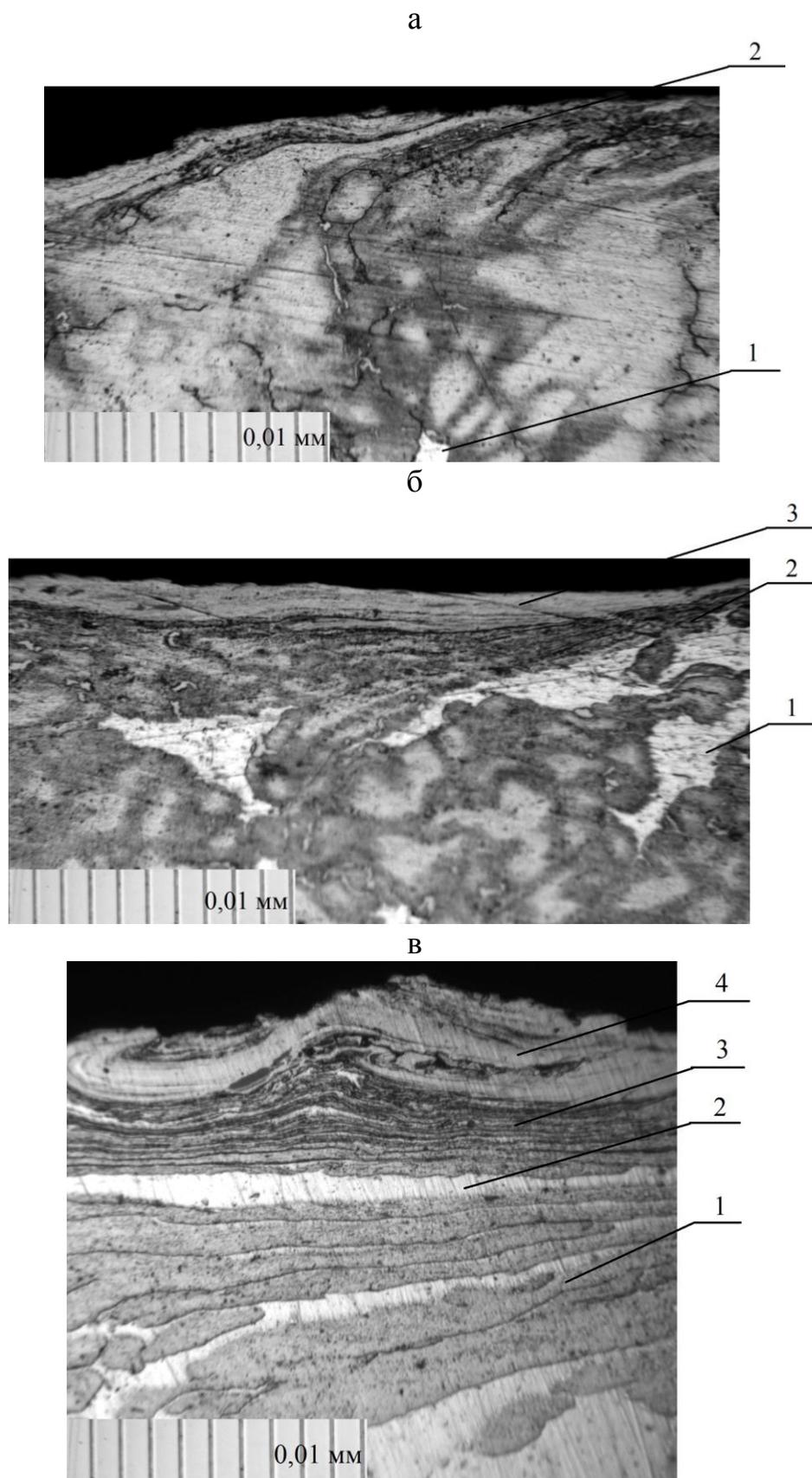


Рис. 4.6. Корреляция средней толщины серого слоя с фрикционными свойствами порошковых материалов «железо – медь»: а – с объемным износом; б – с коэффициентом трения

На рис. 4.7 а – г показаны фотографии микроструктуры образцов с характерными изменениями в поверхностном слое после фрикционных испытаний с содержанием меди 5, 20, 40 и 70 %.



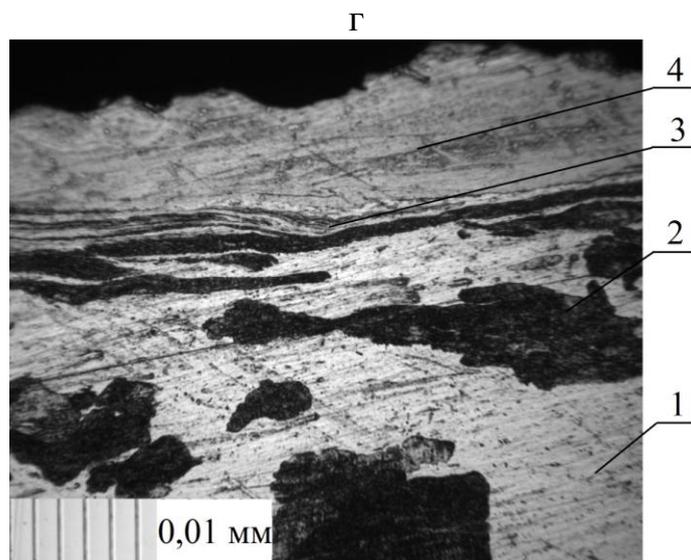


Рис. 4.7. Микроструктура поверхностного слоя образцов «железо – медь» после фрикционных испытаний при содержании меди, %: а – 5 (1 – включения меди; 2 – наклеп); б – 20 (1 – включения меди; 2 – наклеп; 3 – серый слой); в – 40 (1 – деформированные зерна железа в мезослое; 2 – медь; 3 – наклеп; 4 – серый слой); г – 70 (1 – медь; 2 – деформированные зерна железа в мезослое; 3 – наклеп; 4 – серый слой)

На рис. 4.7, а показана микроструктура образца с минимальным содержанием меди – 5 %. Включения меди в структуре немногочисленны, их средний условный диаметр приведен в табл. 4.2. Основным изменением, происходящим в структуре поверхностного слоя в процессе фрикционного взаимодействия, является образование наклепа, средняя глубина которого составляет 11 мкм. Мезослой, представляющий собой деформированные зерна железа, вытянутые в направлении действия силы трения (т.е. в направлении касательной к поверхности трения), практически отсутствует, обнаружен лишь в отдельных участках поверхностного слоя, где его средняя глубина составляет около 15 мкм. Серый слой практически отсутствует.

На рис. 4.7, б показана микроструктура порошкового материала с содержанием меди 20 %. После фрикционных испытаний наряду с образованием наклепа, средняя глубина которого составляет 16 мкм, наблюдается формирование серого слоя со средней толщиной 7 мкм (максимальная толщина – 15 мкм). Мезослой

более выражен, по сравнению с образцом, содержащим 5 % меди, его средняя глубина – 20–22 мкм.

Микроструктура поверхностного слоя образца с содержанием меди 40 % (рис. 4.7, в) значительно отличается от микроструктуры вышеописанных образцов вследствие большей средней глубины зон серого слоя (11–13 мкм), наклепа (50–65 мкм) и мезослоя (82–88 мкм).

С дальнейшим ростом содержания меди до 70 % (рис. 4.7, г) после фрикционных испытаний изменяется не только средняя глубина серого слоя, наклепа и мезослоя, но и соотношение размеров этих зон. Если для образцов с содержанием меди 5, 20, 40 % характерна близость значений глубины наклепа и мезослоя, то для образца с содержанием меди 70 % зона мезослоя значительно шире зоны наклепа: 74–102 мкм против 21–25 мкм, а серый слой имеет максимальную среди рассмотренных образцов «железо – медь» среднюю толщину 28–36 мкм.

При малом содержании меди (5 %) серый слой на поверхности трения практически отсутствует, и объемный износ относительно велик: вследствие сродства железной матрицы образца и стали контртела в зоне трения происходит схватывание. Однако под действием нагрузки и температуры, способствующей росту пластичности материала, в процессе фрикционного взаимодействия в поверхностном слое образуется наклеп с повышенной микротвердостью (440 – 500 HV 0,01 при микротвердости феррита 220 – 250 HV 0,01 и включений меди 150 – 160 HV 0,01), что снижает адгезионную составляющую силы трения. Поэтому коэффициент трения при взаимодействии со стальным контртелом относительно низок (~0,4), что близко к справочным данным при трении пары «сталь – железо» [8].

С ростом содержания меди (до ~ 40 %) на поверхности трения интенсифицируется образование вторичной структуры – серого слоя, в котором слои железа чередуются со слоями медных включений, вытягиваясь параллельно поверхности трения под действием нагрузки и температуры в зоне трения. Благодаря дисперсности структуры (толщина слоев менее 2,5 мкм), серый слой является своеобразным «буфером», принимающим на себя воздействие контртела при трении, защищая поверхность образца от износа. С ростом содержания меди микротвер-

дость этого слоя снижается с 500 HV 0,01 при 20 % меди до 370 HV 0,01 при 40 %. При относительно малом содержании меди (до ~ 20 %) участки серого слоя невелики по площади (до 20 % длины поверхности трения в поле зрения микроскопа), и не могут в полной мере реализовать защитную функцию, тем не менее, с ростом концентрации меди объемный износ снижается. При содержании 30–40 % меди толщина серого слоя и площадь покрываемых им участков становятся оптимальными (для данных условий трения, практически 100 % длины поверхности трения в поле зрения микроскопа), благодаря чему достигается минимум износа образцов (рис. 4.4, а). Также с увеличением содержания меди, в сером слое происходит рост количества медных кластеров, что обеспечивает увеличение коэффициента трения (рис. 4.4, б).

При увеличении содержания меди свыше 40 % влияние медных слоев в сером слое становится преобладающим. Микротвердость материала в зоне трения снижается (с 370 HV 0,01 при 40 % меди до 210 HV 0,01 при 70 % меди), а пластичность, обусловленная увеличившимся содержанием меди, возрастает, что ведет к более глубокому проникновению деформирующего воздействия при трении в поверхность материала, увеличивая толщину серого слоя. Благодаря эффективному схватыванию с поверхностью контртела, медные слои обеспечивают высокий коэффициент трения. Однако более низкая твердость поверхностного слоя, активное схватывание медной составляющей с поверхностью контртела ведут к повышенному износу фрикционного материала.

Таким образом, влияние состава порошковых материалов «железо – медь» на их фрикционные свойства (объемный износ и коэффициент трения) объясняется формированием на поверхности трения вторичной структуры – серого слоя, выполняющего, с одной стороны, защитную функцию по отношению к материалу образца, а с другой стороны, повышающего коэффициент трения благодаря наличию кластеров меди. По достижении оптимальной (для данных условий трения) толщины и площади серого слоя происходит минимизация объемного износа. С ростом толщины серого слоя, обусловленным увеличением общего содержания меди в составе образца, а также в самом сером слое, происходит усиление схва-

тивания порошкового материала с контртелом, ведущее к значительному повышению коэффициента трения (свыше 0,7, см. рис. 4.4, б), а также катастрофическому износу образца (рис. 4.4, а).

4.2 Влияние углерода на структуру порошкового материала «железо – углерод» и его фрикционные свойства

Компонентом, значительно влияющим на свойства металлокерамического фрикционного материала, является углерод. С одной стороны, связываясь с железной матрицей материала с образованием цементита [111], углерод выполняет упрочняющую функцию, с другой стороны, находясь в составе матрицы в свободном состоянии, он может играть роль смазки, предохраняющей взаимодействующие поверхности от схватывания [34]. В данной работе проведено исследование влияния углерода на структуру и свойства порошкового материала «железо – углерод» при содержании углерода 0 – 15 %. Вследствие нерастворимости углерода в меди [108], система «медь – углерод» не рассматривается, хотя, безусловно, в составе системы «железо – медь – углерод» медь может влиять на усвоение углерода железом [36], что отмечалось в п. 3.4. Это необходимо учитывать при разработке собственно фрикционного материала (этап 2 методики разработки, п. 3.4).

На рис. 4.8 показаны результаты измерения твердости и плотности, а также расчета общей пористости образцов порошковых материалов «железо – углерод». На рис. 4.9 показаны объемный износ и коэффициент трения порошковых материалов «железо – углерод» [112]. По сравнению с системой «железо – медь», фрикционные свойства системы «железо – углерод» изменяются по более сложному закону. На рис. 4.9 а, б видно, что с ростом концентрации углерода от 0 до 1 % происходит снижение как объемного износа, так и коэффициента трения. При концентрации углерода 1–2,5 % наблюдается минимум износа и коэффициента трения, с последующим увеличением содержания углерода до 4 % и более происходит рост как объемного износа, так и фрикционных свойств, которые достигают

максимума при добавлении 9 % углерода. С дальнейшим увеличением содержания углерода (11–15 %) объемный износ и коэффициент трения снижаются.

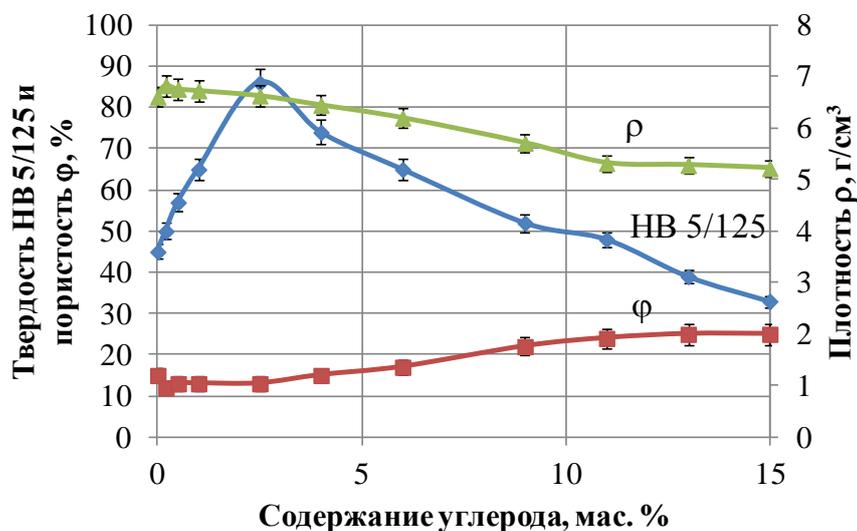
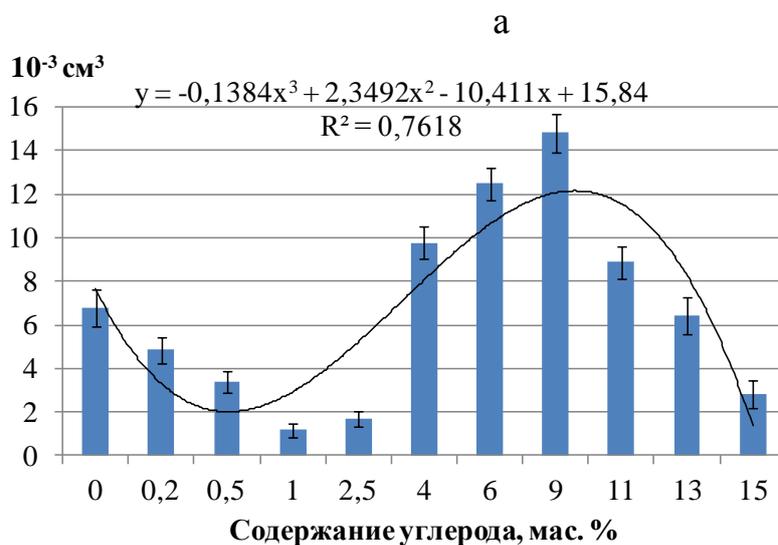


Рис. 4.8. Твердость, плотность и общая пористость порошковых материалов «железо – углерод»

С точки зрения классической диаграммы состояния «железо – углерод», порошковые материалы с содержанием углерода до 0,8 % должны иметь ферритно-перлитную структуру, при концентрации углерода 0,8 % – перлитную, при содержании 2,5 % – структуру заэвтектоидной стали (перлит и цементитная сетка по границам зерен), при содержании углерода 4 % – структуру доэвтектического чугуна (перлит + цементит вторичный + графит), при содержании 6 % и более – структуру заэвтектического чугуна (перлит + цементит первичный + графит).



б

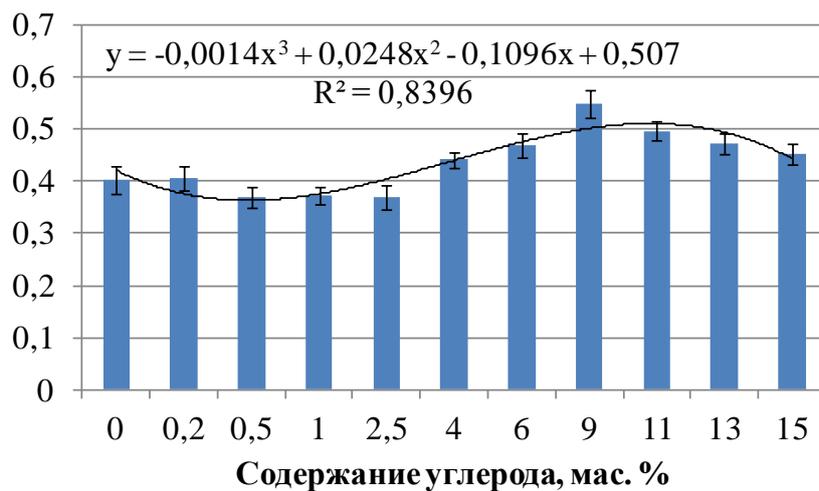


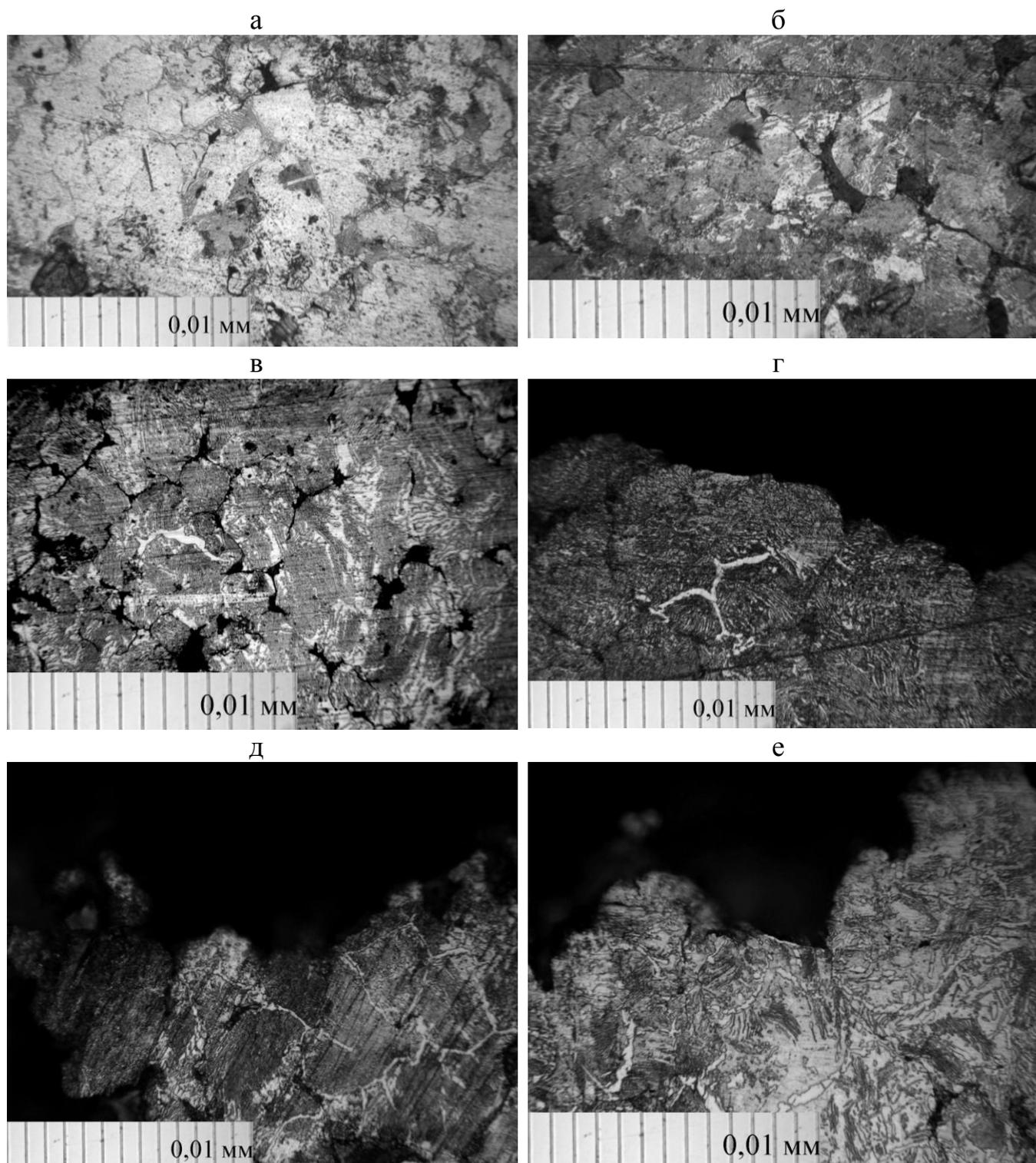
Рис. 4.9. Фрикционные свойства порошковых материалов «углерод – железо»: а – объемный износ; б – коэффициент трения

Однако, материалы, получаемые методом порошковой металлургии, имеют особенность: в зависимости от состояния поверхности частиц железного порошка (наличие наклепа, окислов), термодинамической активности применяемого графита, условий спекания (температура, среда) [113] усвоение углерода происходит по-разному, поэтому микроструктура порошковых материалов «железо – углерод» может не соответствовать классической диаграмме состояния.

Оценка содержания углерода в металлической матрице исследуемых материалов, выполненная с помощью энергодисперсионной приставки к РЭМ EDX Thermo, показывает содержание связанного углерода порядка 1 % в образцах с общим содержанием 2,5 % и не более 3,5 % связанного углерода в образцах с общим содержанием 4 – 15 % углерода, при этом на различных участках шлифа содержание связанного углерода варьируется, т.е. нельзя говорить об однородной микроструктуре. Рассмотрим микроструктуру полученных материалов при различном содержании углерода (рис. 4.10).

Из рис. 4.10 следует, что при содержании углерода 1 % порошковый материал имеет ферритно-перлитную структуру с немногочисленными порами, заполненными графитом (рис. 4.10, а); при содержании углерода 2,5 % структура представляет собой перлит и поры, заполненные графитом (рис. 4.10, б); при 4 – 9 %

структура порошкового материала имеет вид структуры заэвтектоидной стали (перлит + цементитная сетка по границам зерен) со свободным графитом (рис. 4.10, в – д), причем в образцах с содержанием углерода 4 % включения цементита слабо выражены; при содержании углерода свыше 9 % структура материала состоит из участков заэвтектоидной стали и доэвтектического чугуна (перлит + вторичный цементит + цементит) (рис. 4.10, е – ж).



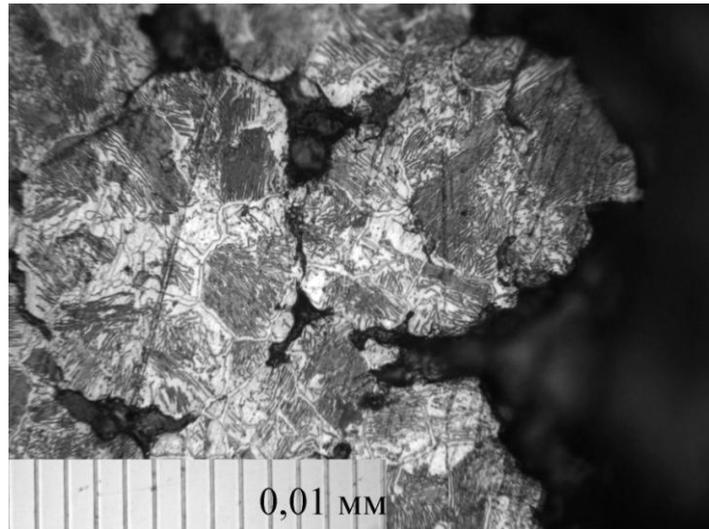


Рис. 4.10. Микроструктура материалов «железо – медь» при общем содержании углерода (мас. %): а – 1; б – 2,5; в – 4; г – 6; д – 9; е – 11; ж – 15

Вернемся к рис. 4.8, отражающему физико-механические свойства исследуемых материалов. Влияние твердости порошковых материалов «железо – углерод» на объемный износ и коэффициент трения, если рассматривать весь диапазон изменения содержания углерода, определяется как статистически незначимое (коэффициенты корреляции -0,06 и -0,4 соответственно). Однако, учитывая, что в диапазонах содержания углерода 0–2,5, 4–9, 11–15 % образуются различные микроструктуры и полагая, что механизмы износа в этих диапазонах могут отличаться, вычислим коэффициенты корреляции твердости со свойствами материала в каждом из этих диапазонов. В этом случае наблюдается статистически значимая теснота связи твердости и свойств материала (табл. 4.3).

Таблица 4.3

Коэффициенты корреляции твердости порошковых материалов «железо – углерод» с их объемным износом и фрикционными свойствами

Диапазон изменения содержания углерода, %	Объемный износ	Коэффициент трения
0–2,5	-0,81	-0,75
4–9	-0,98	-0,98
11–15	0,97	0,98

Твердость образцов переходит через максимум в области 2,5 % графита, что объясняется образованием полностью перлитной структуры (без участков феррита) с микротвердостью 430–450 HV_{0,01} и свободного углерода. С дальнейшим ростом содержания углерода наблюдается снижение общей твердости материала вследствие увеличения количества пор, заполненных графитом, и ослабления связей между участками металлической матрицы, несмотря на рост количества твердых частиц цементита в структуре материалов.

С ростом содержания углерода (легкого компонента) плотность образцов материала закономерно снижается, а пористость возрастает. Аналогично вычислим коэффициенты корреляции плотности и пористости согласно определенным диапазонам (табл. 4.4).

Статистически значимая взаимосвязь плотности (общей пористости) с твердостью в диапазонах 4–9 и 11–15 % углерода доказывает значительное влияние пор и наличия легкого компонента (графита) на твердость материала при высоком содержании углерода.

Таблица 4.4

Коэффициенты корреляции плотности и общей пористости порошковых материалов «железо – углерод» с их свойствами

Свойство	Плотность	Общая пористость
Твердость при содержании углерода, мас. %		
0 – 2,5	-0,31	-0,29
4 – 9	0,98	-0,97
11 – 15	0,97	-0,92
Объемный износ при содержании углерода, мас. %		
0 – 2,5	-0,09	0,51
4 – 9	-0,97	0,96
11 – 15	0,97	-0,82
Коэффициент трения при содержании углерода, мас. %		
0 – 2,5	0,16	0,18
4 – 9	-0,97	0,96
11 – 15	0,98	-0,81

Статистически значимое влияние плотности (пористости) на объемный износ и коэффициент трения материала в диапазонах 4–9 и 11–15 % доказывает значительное влияние пор как структурного элемента порошкового материала, а также свободного графита на износ и фрикционные свойства порошковых материалов «железо – углерод». С ростом количества пор в материале снижается его общая прочность (с 517 до 45 МПа при росте содержания углерода с 4 до 15 %), увеличивается объемное содержание графита (если при 2,5 % углерода соотношение объемов графита и железа в порошковом материале составляет ~ 1:1, то при 9 % графита ~ 3,4:1). Это ведет к снижению прочности связей между участками металлической матрицы. Рост в структуре материала количества цементита способствует усилению выкрашивания элементов микроструктуры, что ведет к повышенному износу (при этом наблюдается обратная корреляция плотности с объемным износом) в диапазоне 4–9 % углерода и, как следствие, росту количества частиц с повышенной микротвердостью в зоне трения. Увеличение деформационной составляющей силы трения способствует росту коэффициента трения. Однако, при дальнейшем увеличении концентрации углерода до 15 % (его объемное содержание возрастает до ~ 6:1 при 15 %) износ материала происходит не столько по железной матрице материала, сколько по участкам свободного графита, что ведет к значительному снижению износа и небольшому – коэффициента трения, т.к. твердые частицы цементита, выкрашивающиеся из металлической матрицы, обеспечивают деформационную составляющую коэффициента трения.

В рамках проведенных после фрикционных испытаний металлографических исследований образцов «железо – углерод» были измерены параметры элементов структуры основного материала и поверхностного слоя этих образцов. Результаты измерений приведены в табл. 4.5, коэффициенты корреляции этих параметров с объемным износом и коэффициентом трения – в табл. 4.6. Отметим, что вычисление коэффициентов корреляции для среднего диаметра зерна не производится по различным диапазонам содержания углерода ввиду близости полученных значений, при этом коэффициент корреляции для межпластинчатого расстояния перлита вычислен в трех диапазонах ввиду образования различных структур.

Параметры элементов структуры порошковых материалов «железо – углерод»
после фрикционных испытаний

Параметр элемента структуры	Содержание углерода, %										
	0	0,2	0,5	1	2,5	4	6	9	11	13	15
Средний диаметр зерна, мкм	23	20	23	28	24	29	27	23	21	23	24
Средняя глубина наклепа, мкм	26	34	19	20	20	13					
Средняя глубина мезослоя, мкм	53	52	48	44	38						
Общая глубина измененного слоя, мкм	79	86	67	64	58	13					
Среднее межпластинчатое расстояние перлита, мкм		0,4	0,61	0,6	0,46	0,59	0,53	0,67	0,65	0,56	0,58

Таблица 4.6

Коэффициенты корреляции параметров элементов структуры порошковых
материалов «железо – углерод» с их фрикционными свойствами

Параметр элемента структуры	Объемный износ	Коэффициент трения
Средний диаметр зерна	0,06	-0,22
Средняя глубина наклепа	0,66	0,98
Средняя глубина мезослоя	0,9	0,68
Общая средняя глубина измененного слоя	0,82	0,91
Среднее межпластинчатое расстояние перлита при содержании углерода, мас. %		
0 – 2,5	-0,49	-0,71
4 – 9	0,53	0,77
11 – 15	0,67	0,76

Металлографические исследования показывают, что при содержании до 2,5 % углерода поверхностный слой состоит из зоны наклепа, в которой присутствуют слои, вытянутые вдоль поверхности трения, и мезослоя, состоящего из деформированных зерен, вытянутых в направлении вектора силы трения (рис. 4.11). Наблюдается корреляция средней глубины мезослоя и общей глубины изме-

ненного слоя (наклеп + мезослой) с объемным износом, а также средней глубины наклепа и общей глубины измененного слоя с коэффициентом трения (табл. 4.6).

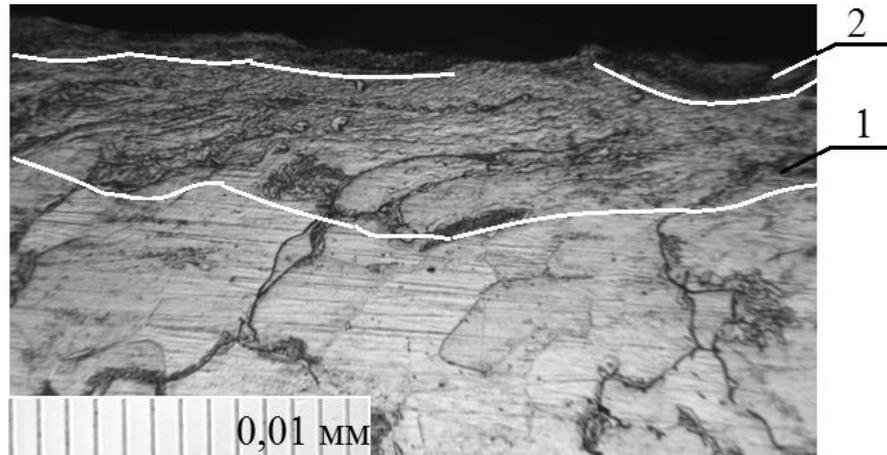


Рис. 4.11. Характерная структура поверхностного слоя материалов «железо – углерод» с содержанием углерода до 2,5 %: 1 – мезослой; 2 – наклеп

С ростом содержания углерода от 0 до 2,5 % твердость и прочность как основного материала, так и наклепанного слоя возрастают: микротвердость основного материала увеличивается с 210 до 300 HV 0,01; предел прочности при сжатии – с 480 до 545 МПа; микротвердость наклепанного слоя – с 304 до 400 HV 0,01 соответственно. Это объясняется структурными превращениями при спекании материалов «железо – углерод». Если при содержании углерода 0 % структура порошкового материала представляет собой феррит с относительно небольшой микротвердостью (200–210 HV 0,01), то с ростом содержания углерода в микроструктуре увеличивается доля перлита. При 2,5 % углерода, как было показано выше, структура содержит 100 % перлита и поры со свободным графитом.

Согласно [101, 102] адгезионная и деформационная составляющие коэффициента трения обратно пропорциональны твердости взаимодействующих поверхностей. Поэтому рост твердости наклепанного слоя ведет к небольшому снижению коэффициента трения (с 0,4 до 0,36) с достижением равновесного значения (0,35 – 0,36) при содержании углерода 1 – 2,5 %. При этом повышение микротвердости зоны наклепа с увеличением концентрации углерода способствует, во-первых, росту износостойкости поверхностного слоя, что снижает объемный износ образцов, во-вторых, препятствует проникновению деформирующего воздей-

ствия (в условиях нагружения и нагрева при трении) вглубь микроструктуры, что объясняет уменьшение толщины измененного поверхностного слоя с ростом концентрации углерода.

С ростом содержания углерода (6–9 %) в структуре поверхностного слоя (рис. 4.12, а) не наблюдаются зоны наклепа и мезослоя, однако возрастает содержание свободного цементита, имеющего вид сетки по границам зерен и отдельных включений с микротвердостью до 1600 HV 0,01, то есть материал имеет структуру заэвтектоидной стали (рис. 4.12, в – д). Микротвердость перлита в поверхностном слое увеличивается до 450 HV 0,01. Образец с содержанием углерода 4 % занимает промежуточное положение: несмотря на структуру, близкую к заэвтектоидной стали (рис. 4.10, б), в поверхностном слое этого образца имеется слабо выраженный наклеп (табл. 4.5). В поверхностном слое образцов, содержащих 11–15 % углерода, также не образуются наклеп и мезослой (рис. 4.12, б).

Износостойкость материалов «железо – углерод» при содержании углерода 4–9 % складывается из двух составляющих: износостойкости перлитной матрицы и общей прочности материала, на которую отрицательно влияет наличие пор, играющих роль концентраторов напряжения. Разрушение поверхностного слоя при трении таких образцов происходит в результате выкрашивания твердых частиц структурно свободного цементита (при 4 % углерода незначительное влияние оказывает наклеп в поверхностном слое образца). Наличие твердых частиц в зоне трения увеличивает деформационную составляющую коэффициента трения, что вызывает его рост. Как было показано выше, при анализе корреляционной связи плотности с объемным износом, с увеличением концентрации углерода снижается общая прочность порошкового материала за счет увеличения пористости и ослабления связей между участками металлической матрицы. Это ведет к росту объемного износа материала, а с ростом объемного износа увеличивается количество частиц (продуктов износа) в зоне трения, играющих роль абразива, что также положительно сказывается на деформационной составляющей силы трения. Так объясняется увеличение объемного износа и коэффициента трения в диапазоне 4–9 % углерода.

В образцах с содержанием углерода 11–15 % механизм разрушения поверхностного слоя, несмотря на наличие в структуре доэвтектического чугуна, сходен с механизмом разрушения поверхностного слоя образцов, содержащих 4–9 % углерода (рис. 4.12, б), т.е. происходит выкрашивание поверхностного слоя по участкам цементита. Однако, при увеличении общего содержания углерода до 11–15 % количество свободного углерода в порошковом материале увеличивается до 8–12 % (оценка выполнена с помощью приставки энергодисперсионного анализа EDX Thermo на шлифах порошковых материалов с различным содержанием углерода). Выходя из пор на поверхность, углерод начинает играть роль смазки, что несколько снижает коэффициент трения (например, разница между коэффициентом трения материалов при содержании углерода 9 и 15 % составляет 18 %). Образование графитовой пленки на поверхности контртела ведет к снижению износа порошкового материала.

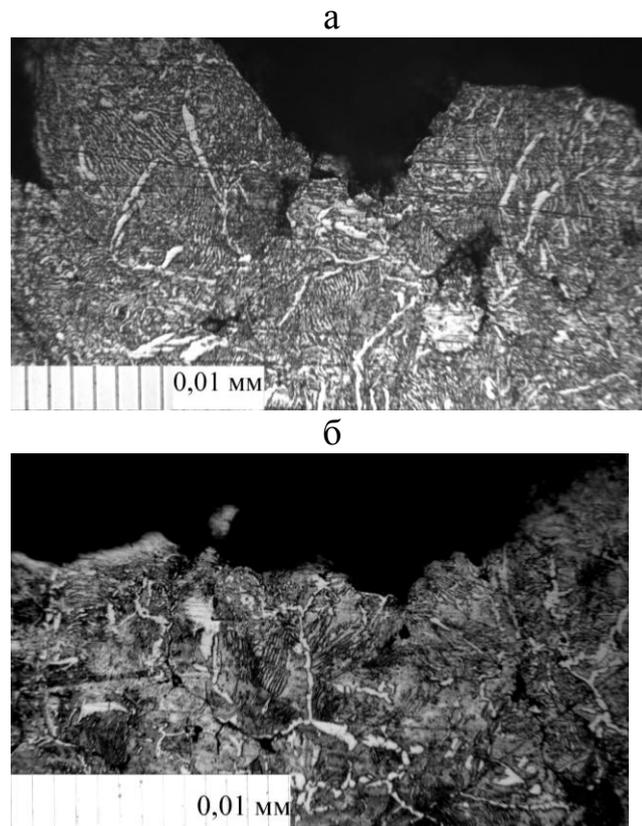


Рис. 4.12. Характерная структура поверхностного слоя порошковых материалов «железо – углерод» после фрикционного взаимодействия с содержанием углерода, мас. %: а – 6–9; б – 11–15

Кроме того, изнашивание материала при содержании углерода свыше 9 % происходит не столько по металлической матрице, сколько по слоям графита, кото-

рый составляет более 60 % площади шлифа (при общем массовом содержании углерода 15 % соотношение его объема с объемом железа составляет $\sim 6:1$). Вследствие значительно меньшей плотности графита по сравнению с железом (2,2 против 7,8 г/см³), массовый износ за испытание снижается, и, соответственно, снижается объемный износ порошковых материалов с содержанием углерода свыше 9 %.

4.3 Влияние углерода и хрома на структуру порошкового материала «железо – углерод – хром» и его фрикционные свойства

Хром является одним из основных легирующих элементов, повышающих износо- и теплостойкость металлокерамических материалов. Вместе с тем, хром – сильный карбидообразующий элемент [111], поэтому его влияние на свойства металлокерамического материала, определяемые свойствами матрицы, необходимо рассматривать на примере тройной системы: «железо – углерод – хром». В данной работе рассмотрено влияние содержания хрома в диапазоне 0,5–2 % на структуру и свойства системы «железо – углерод – хром» при концентрации углерода 0 – 15 %.

На рис. 4.13 показаны результаты измерения твердости и плотности, а также расчета общей пористости порошковых материалов «железо – углерод – хром».

На рис. 4.13, а, в видно, что с ростом содержания углерода падает плотность и возрастает пористость, что связано с ростом количества свободного углерода, но содержание хрома в пределах 0,5–2 % не оказывает влияния на эти характеристики. С ростом содержания углерода от 0 до 2,5 % твердость материалов возрастает в связи с увеличением содержания перлита в матрице от 0 до 100 % соответственно и относительно малой пористостью (12–15 %). С дальнейшим ростом содержания углерода пористость возрастает до 25–32 %, что отрицательно сказывается на общей твердости образцов, при этом концентрация хрома 0,5–2 % не оказывает на твердость значительного влияния.

На рис. 4.14 показаны результаты фрикционных испытаний порошковых материалов «железо – углерод – хром».

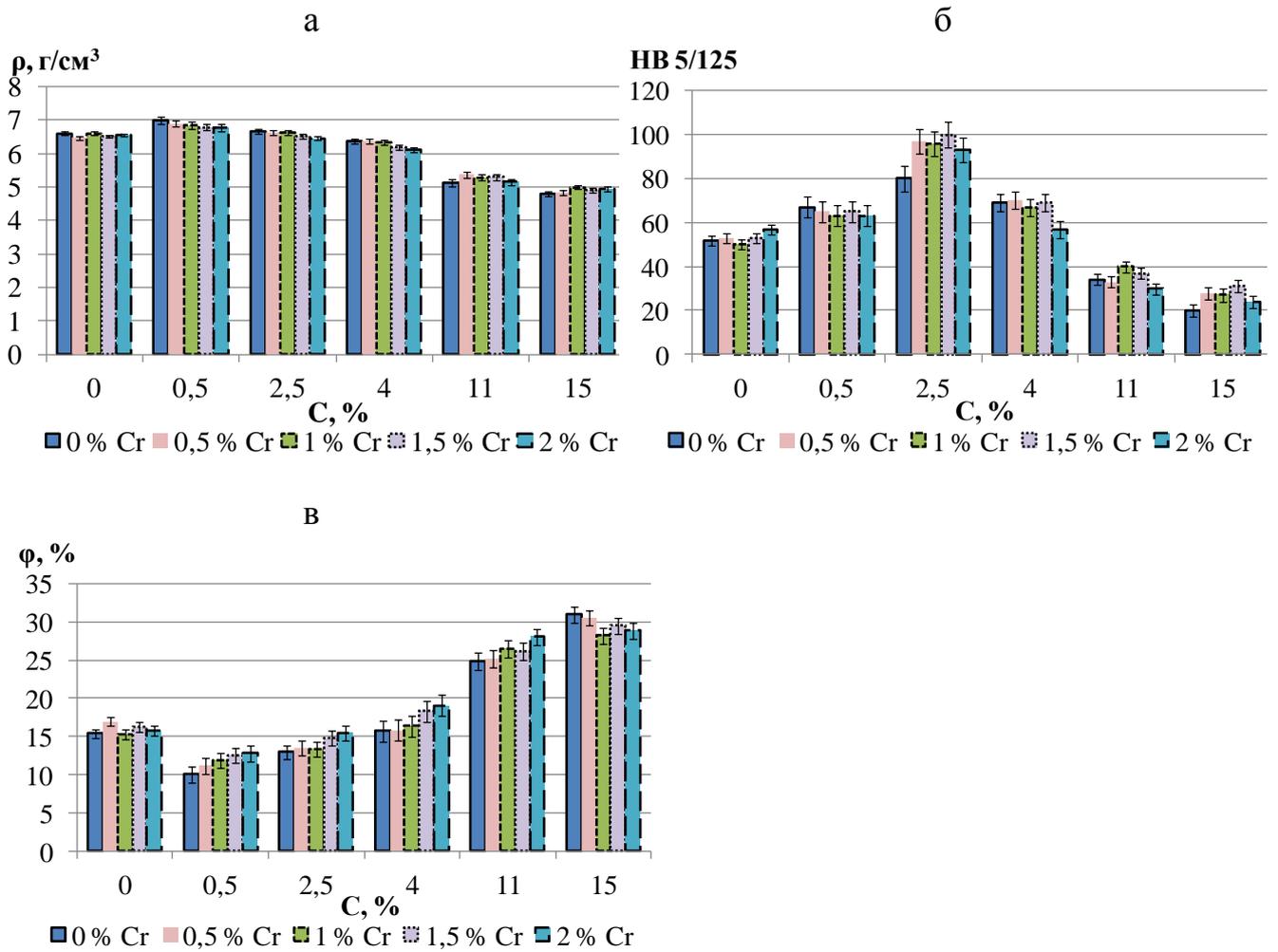
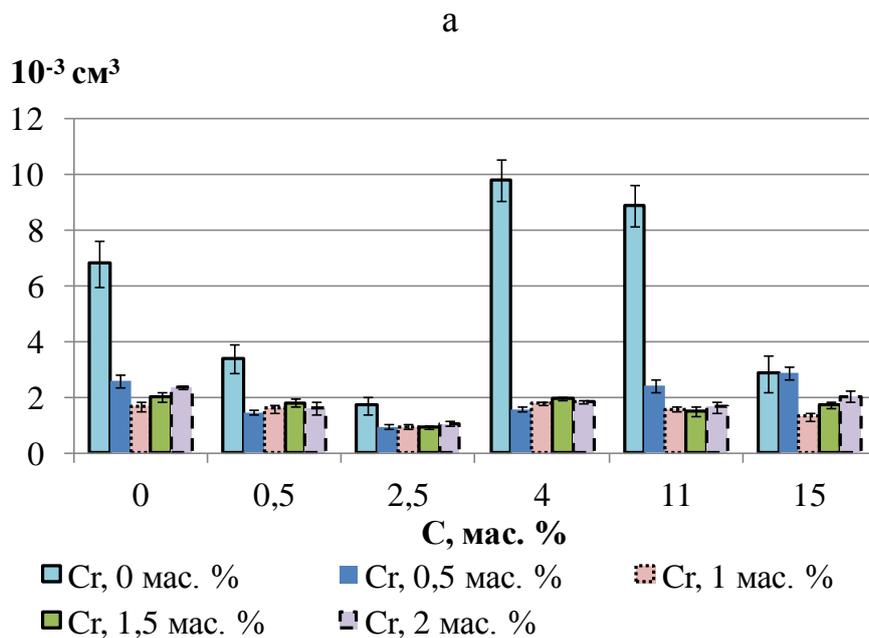


Рис. 4.13. Свойства порошковых материалов «железо – углерод – хром»:
а – плотность; б – твердость; в – общая пористость



б

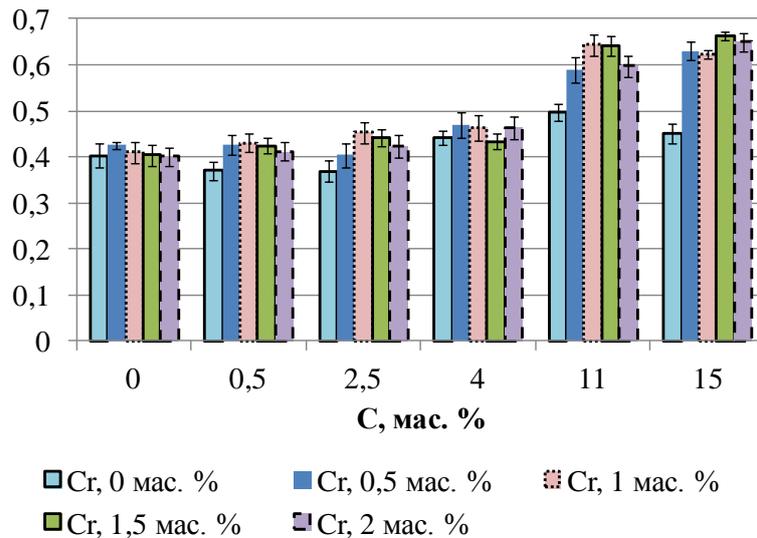


Рис. 4.14. Результаты фрикционных испытаний порошковых материалов «железо – углерод – хром»: а – объемный износ; б – коэффициент трения

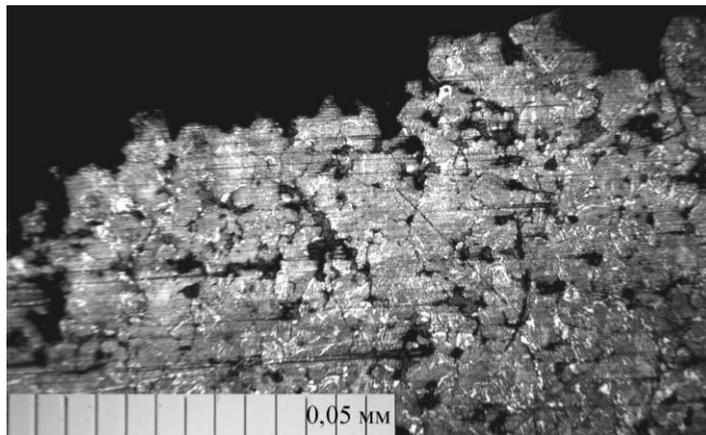
На рис. 4.14, а видно, что легирование железной матрицы хромом приводит к значительному росту износостойкости по сравнению с материалом, в котором концентрация хрома равна 0 (например, в материале с содержанием углерода 4 %, до 5,4 раз). При этом, износостойкость материалов, содержащих 0,5–2 % хрома различается незначительно. В основном, различия наблюдаются при содержании хрома 0,5–1 %: например, максимальная разница объемного износа материала с содержанием хрома 0,5 % по сравнению с материалом, в котором содержится 1 % хрома, составляет 2,1 раза (при концентрации углерода 15 %). При больших концентрациях хрома разница в износостойкости не превышает 15 %.

На рис. 4.14, б видно, что легирование матрицы хромом ведет к росту фрикционных характеристик порошковых материалов «железо – углерод – хром», причем наибольшие значения коэффициента трения достигаются при содержании хрома свыше 0,5 % (хотя разница в коэффициенте трения с материалами, в которых концентрация хрома равна 0,5 %, невелика: 7–9 %).

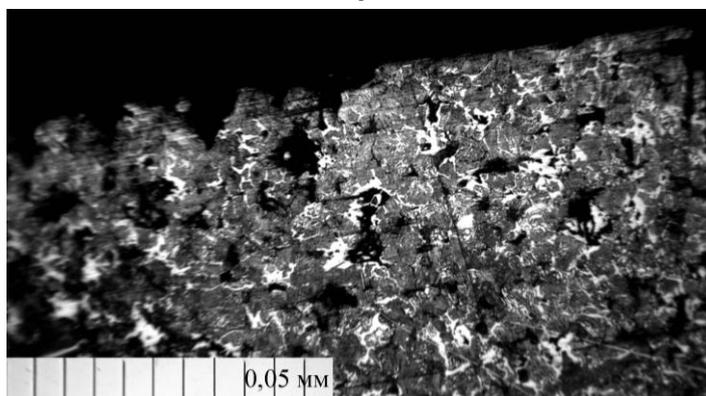
Исследование основной структуры порошковых материалов «железо – углерод – хром» показывает, что при вводе в порошковый материал хрома по границам зерен образуется карбидная сетка, даже если она не была выражена при от-

сутствии хрома (рис. 4.15, а). При различном содержании хрома (0,5–2 %) и одинаковой концентрации углерода структуры материалов, в целом, идентичны, различаются лишь количеством карбидов углерода и хрома, выделившихся по границам зерен: при концентрации хрома свыше 0,5 % карбидная сетка значительно более выражена (рис. 4.15, в), чем при 0,5 % (рис. 4.15, б), однако различия в ее плотности при содержании хрома 1–2 % практически отсутствуют, что объясняет отсутствие выраженной разницы в износостойкости и фрикционных свойствах в диапазоне 1–2 % хрома. Наличие твердых частиц цементита и карбидов хрома, образующих каркас по границам зерен, ведет к росту износостойкости (вследствие упрочнения матрицы материала) и коэффициента трения (вследствие роста деформационной составляющей силы трения). Особенно выражено положительное влияние такой сетки при наличии в порах значительного количества свободного углерода (при общем содержании углерода 4 % и более).

а



б



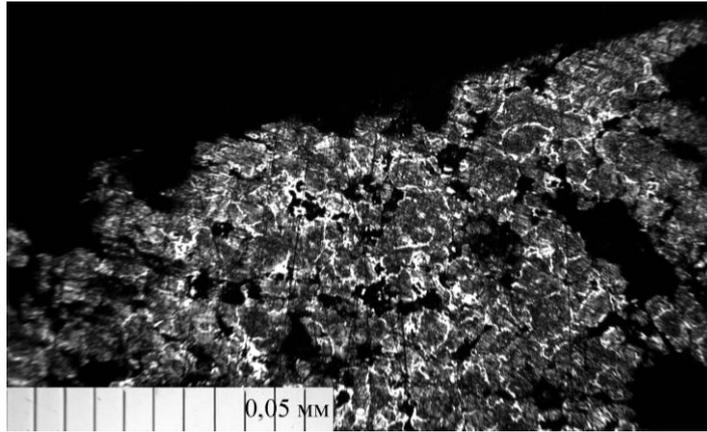


Рис. 4.15. Микроструктура материалов «железо – углерод – хром» с различным содержанием хрома (мас. %) (содержание углерода 4 %): а – 0; б – 0,5; в – 2

Параметры структуры после фрикционных испытаний образцов материалов и коэффициенты корреляции этих параметров с объемным износом и коэффициентом трения приведены в табл. 4.7, 4.8 соответственно (прочерк в табл. 4.8 означает, что данных для расчета коэффициента корреляции недостаточно).

Таблица 4.7

Параметры элементов структуры порошковых материалов «железо – углерод – хром» после фрикционных испытаний и коэффициенты их корреляции со свойствами материалов

Содержание хрома, мас. %	Содержание углерода, мас. %	Параметр элемента структуры				
		Средняя глубина наклепа, мкм	Средняя глубина мезослоя, мкм	Общая глубина измененного слоя, мкм	Средний диаметр зерна, мкм	Среднее межпластинчатое расстояние перлита, мкм
0	0	26	53	79	23	
	0,5	19	48	67	23	0,61
	2,5	20	38	58	24	0,46
	4	12,47		12,47	29	0,59
	11				21	0,71
	15				24	0,5
0,5	0	9	17	26	23	
	0,5	17,14	53,86	71	24	0,72

Содержание хрома, мас. %	Содержание углерода, мас. %	Параметр элемента структуры				
		Средняя глубина наклепа, мкм	Средняя глубина мезослоя, мкм	Общая глубина измененного слоя, мкм	Средний диаметр зерна, мкм	Среднее межпластинчатое расстояние перлита, мкм
0,5	2,5	17,06		17,06	23	0,69
	4	12,44		12,44	19	0,6
	11				21	0,67
	15				24	0,64
1	0	17	29	46	21	
	0,5	18,86		18,86	22	0,76
	2,5	17,63		17,63	23	0,68
	4	8,14		8,14	19	0,86
	11				19	0,62
	15				23	0,73
1,5	0	17	29	46	21	
	0,5	13,22	70,87	84,09	23	0,61
	2,5				22	0,8
	4	13,81		13,81	19	0,77
	11				19	0,64
	15				23	0,66
2	0	43	58	101	21	
	0,5	17,51	90,94	108,45	22	0,69
	2,5				22	0,65
	4	13,23		13,23	18	0,78
	11				18	0,62
	15				22	0,61

Особенностью материалов «железо – углерод – хром» является снижение глубины наклепанного слоя и практически полное отсутствие мезослоя по сравнению с материалами «железо – углерод». Это вызвано повышением микротвердости до 350–370 HV 0,01 в материалах, содержащих хром, по сравнению с мате-

риалами «железо – углерод» (210–300 HV 0,01 в зависимости от концентрации углерода), а также наличием большего количества карбидов в виде сетки, препятствующих деформации зерен, которые в материалах без хрома образовали бы мезослой. Поэтому в материалах «железо – углерод – хром» наблюдается более выраженная корреляция объемного износа с глубиной наклепанного слоя, в то время, как в материалах «железо – углерод» – с общей глубиной измененного слоя, включающего и мезослой

Таблица 4.8

Коэффициенты корреляции параметров структуры порошковых материалов «железо – углерод – хром» с объемным износом и коэффициентом трения

Параметр структуры	Коэффициент корреляции									
	с объемным износом при содержании хрома, мас. %					с коэффициентом трения при содержании хрома, мас. %				
	0	0,5	1	1,5	2	0	0,5	1	1,5	2
Средняя глубина наклепа	-0,38	-0,9	-0,47	0,87	0,91	-0,49	-0,4	-0,63	-0,89	-0,74
Средняя глубина мезослоя	0,93	—	—	—	—	0,77	—	—	—	—
Общая глубина измененного слоя	-0,6	-0,01	0,15	0,55	0,6	-0,73	-0,22	-0,92	-0,57	-0,71
Средний диаметр зерна	0,28	0,15	-0,74	-0,15	-0,11	-0,65	-0,04	-0,14	-0,04	-0,21
Среднее межпластинчатое расстояние перлита	0,74	-0,33	0,5	-0,47	0,08	0,57	-0,39	-0,55	-0,45	-0,61

4.4 Выводы

1. Установлено влияние состава порошковых материалов «железо – медь» на их фрикционные свойства и дано объяснение полученных закономерностей с точки зрения структурной приспособляемости материала. Кривая зависимости объемного износа от концентрации меди в железе имеет минимум в диапазоне 30

– 40 % содержания меди; при этом коэффициент трения с ростом содержания меди монотонно увеличивается. Такой характер зависимостей фрикционных свойств порошковых материалов «железо – медь» от концентрации компонентов объясняется формированием на поверхности трения вторичной структуры – серого слоя, представляющего собой совокупность дисперсных слоев твердого раствора железа и меди, параллельных поверхности трения.

2. Установлено и объяснено влияние состава порошковых материалов «железо – углерод» на их фрикционные свойства. Кривые зависимостей объемного износа и коэффициента трения от содержания углерода имеют минимум и максимум в диапазоне 1–2,5 % и 9 % содержания углерода соответственно. Характер зависимости износа и фрикционных свойств от концентрации углерода объясняется изменением структуры основного материала и поверхностного слоя с ростом содержания углерода. При содержании углерода до 1 % материал имеет ферритно-перлитную структуру, которая превращается в перлитную при 2,5 % углерода, при этом поверхностный слой состоит из наклепа и мезослоя, препятствующих износу. При содержании углерода 4–9 % материал имеет структуру заэвтектоидной стали, а поверхностный слой разрушается за счет выкрашивания частиц цементита без образования наклепа и мезослоя, что в совокупности с ростом пористости и снижением прочности связи между участками матрицы обеспечивает как высокий износ, так и коэффициент трения. При содержании углерода 11–15 % структура материала представляет собой сочетание участков заэвтектоидной стали, доэвтектического чугуна и свободного углерода (общее содержание углерода по объему по сравнению с железом составляет ~ 6:1 при 15 % углерода по массе). Изнашивание поверхностного слоя этих материалов также представляет собой выкрашивание частиц свободного цементита без образования наклепа и мезослоя. Однако рост содержания свободного углерода до 8–12 %, во-первых, ведет к образованию графитовой пленки, несколько снижающей коэффициент трения, во-вторых, разрушение материала происходит не столько по металлической матрице, сколько по участкам графита, что снижает объемный износ. При этом коэффициент трения уменьшается не более, чем на 18 % при росте содержания угле-

рода с 9 до 15 % вследствие наличия в зоне трения твердых цементитных частиц металлической матрицы.

3. Установлено и объяснено влияние хрома на фрикционные свойства порошковых материалов «железо – углерод – хром». Легирование порошковых материалов «железо – углерод» хромом в количестве 0,5 % ведет к значительному росту износостойкости вследствие упрочнения структуры материалов карбидами хрома. При этом максимальная износостойкость достигается при добавлении 1–2 % хрома благодаря образованию более развитой карбидной сетки (по сравнению с содержанием хрома 0,5 %), и в этом диапазоне практически не зависит от его концентрации, так как количество карбидов по границам зерен не изменяется.

Глава 5. Влияние фрикционного наполнителя на фрикционные свойства материала

В главе 4 рассмотрено влияние компонентов матрицы порошкового материала (железа, меди, углерода, хрома) на его фрикционные свойства. Другой важной составляющей металлокерамического порошкового фрикционного материала является наполнитель, обеспечивающий высокий и стабильный коэффициент трения. В данной работе в качестве такого наполнителя рассматриваются оксиды алюминия Al_2O_3 и кремния SiO_2 , достоинствами которых, помимо высокой твердости частиц (9 по шкале Мооса у оксида алюминия и 7 у оксида кремния [114, 115]) и теплостойкости (температура плавления оксида алюминия $2044^\circ C$ [114], оксида кремния $1610\text{--}1723^\circ C$ в зависимости от полиморфной модификации [115]), являются доступность и низкая себестоимость. Порошки – источники оксидов алюминия и кремния – описаны в п. 2.1.

5.1 Влияние состава и структуры порошкового материала «железо – оксид алюминия» на его фрикционные свойства

Рассмотрим влияние фрикционного наполнителя – оксида алюминия – в железной матрице на свойства порошкового материала. В п. 2.1 показано, что в данной работе использован оксид алюминия двух видов: оксид алюминия от компании Saint Gobain (#110) с размером частиц $15\text{--}45\text{ мкм}$, а также глинозем Г-00 ГОСТ 30558, просеянный через сито с ячейкой 50 мкм . Максимальное содержание глинозема составляло 5 %, т.к. при большей концентрации образцы распадались, максимальное содержание оксида #110 – 11 %.

На рис. 5.1 показаны твердость, плотность и общая пористость порошковых материалов «железо – оксид алюминия» с оксидом алюминия в обеих формах: #110 и Г-00. Погрешности измерения величин не превышают 5 % (не показаны).

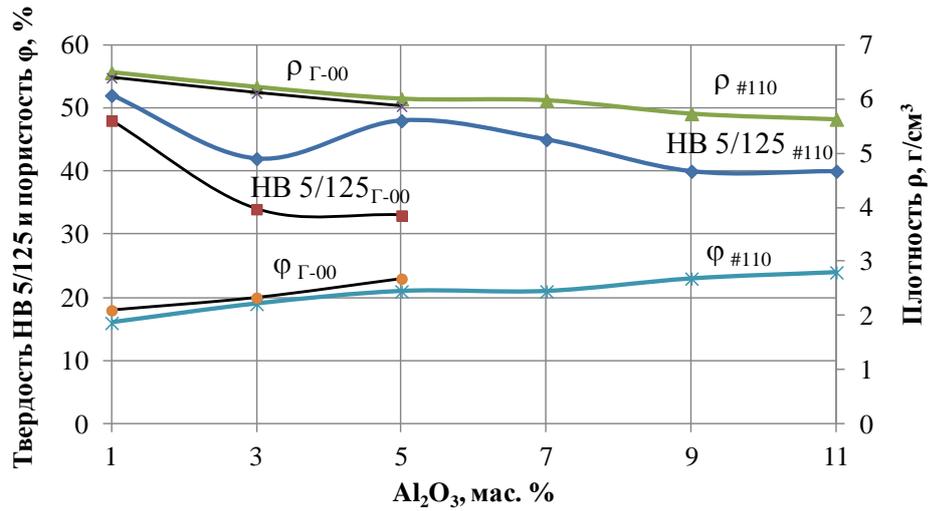


Рис. 5.11. Твердость, плотность и общая пористость порошковых материалов «железо – оксид алюминия» с оксидом алюминия #110 и глиноземом Г-00

Из рис. 5.1 следует, что плотность и общая пористость образцов с оксидом #110 и глиноземом Г-00 практически одинаковы, а твердость образцов с Г-00 незначительно ниже твердости образцов с #110.

На рис. 5.2 показаны результаты фрикционных испытаний порошковых материалов «железо – оксид алюминия» с оксидом #110 и глиноземом Г-00.

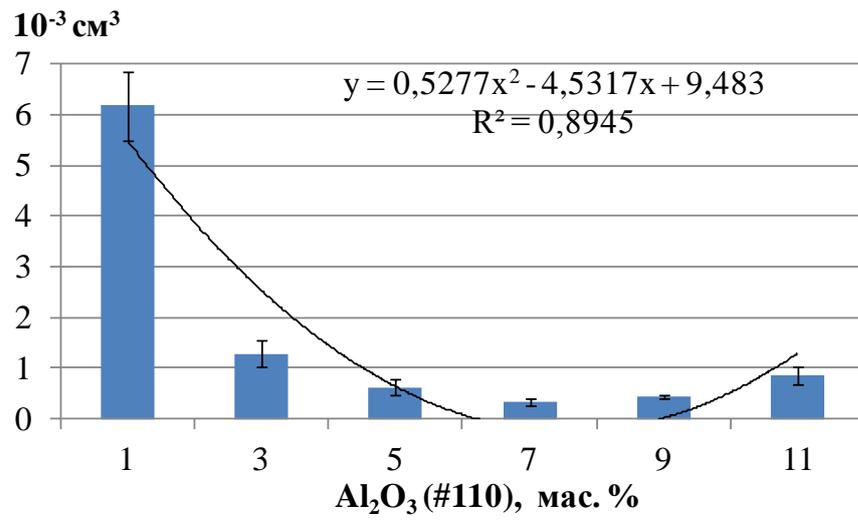
Проанализируем тесноту связи твердости и фрикционных свойств с плотностью (общей пористостью) материалов «железо – оксид алюминия», вычислив коэффициенты корреляции (табл. 5.1). Коэффициенты корреляции твердости с объемным износом и коэффициентом трения образцов равны, соответственно, 0,75 и 0,74. Расчет тесноты связи для случая использования глинозема не производится ввиду малого количества образцов.

Таблица 5.1

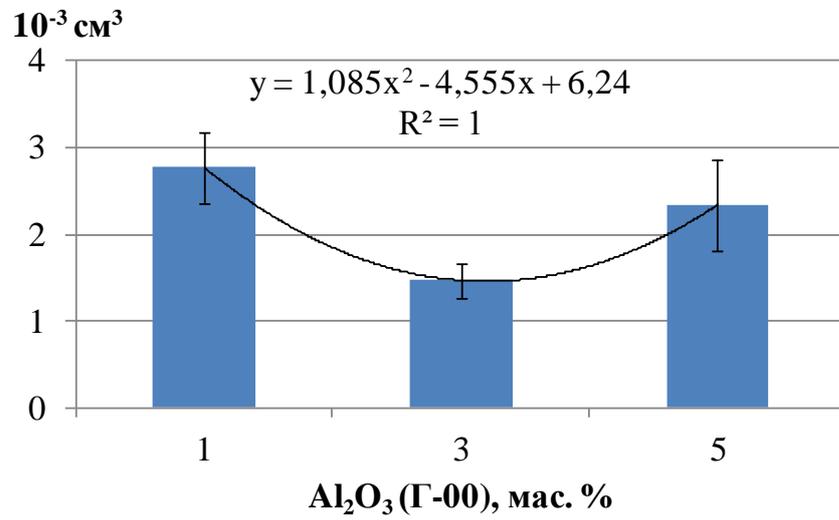
Коэффициенты корреляции плотности (общей пористости) материалов «железо – оксид алюминия» с их свойствами

Вид оксида алюминия	Свойство	Плотность	Общая пористость
Оксид алюминия #110	Твердость	0,81	-0,81
	Объемный износ	0,86	-0,87
	Коэффициент трения	0,94	-0,92

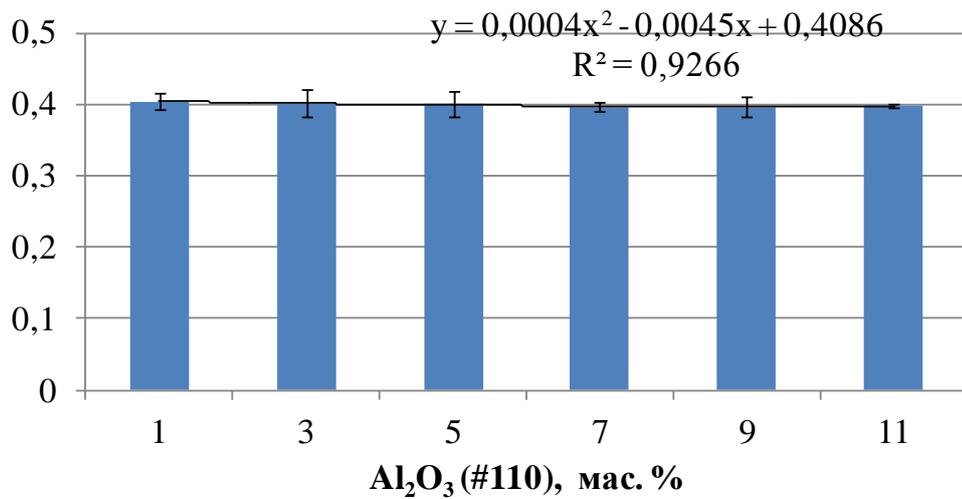
a



б



в



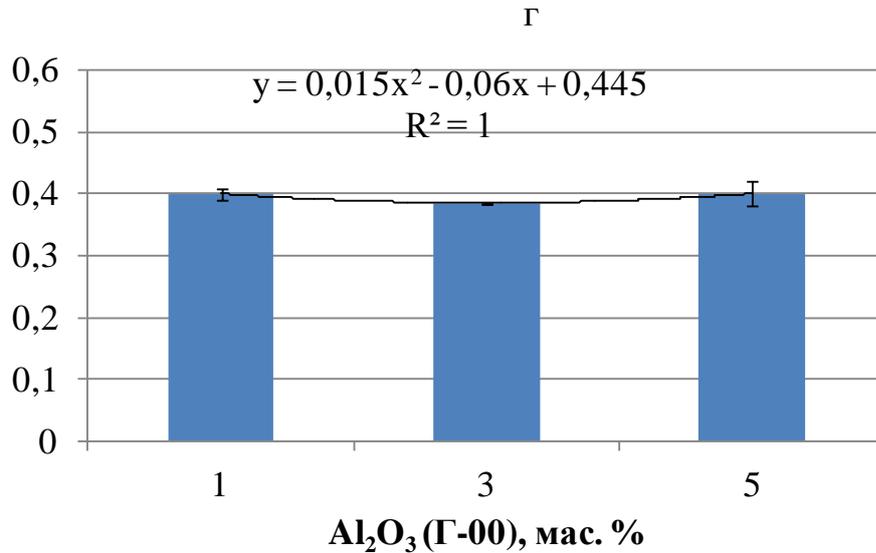


Рис. 5.2. Результаты фрикционных испытаний порошковых материалов «железо – оксид алюминия»: а – объемный износ материалов с оксидом #110; б – объемный износ материалов с глиноземом Г-00; в – коэффициент трения материалов с оксидом #110; г – коэффициент трения материалов с глиноземом Г-00

Наблюдается статистически значимое влияние плотности (общей пористости) на твердость, объемный износ и коэффициент трения образцов «железо – оксид алюминия» с оксидом #110 (коэффициенты корреляции выше 0,8).

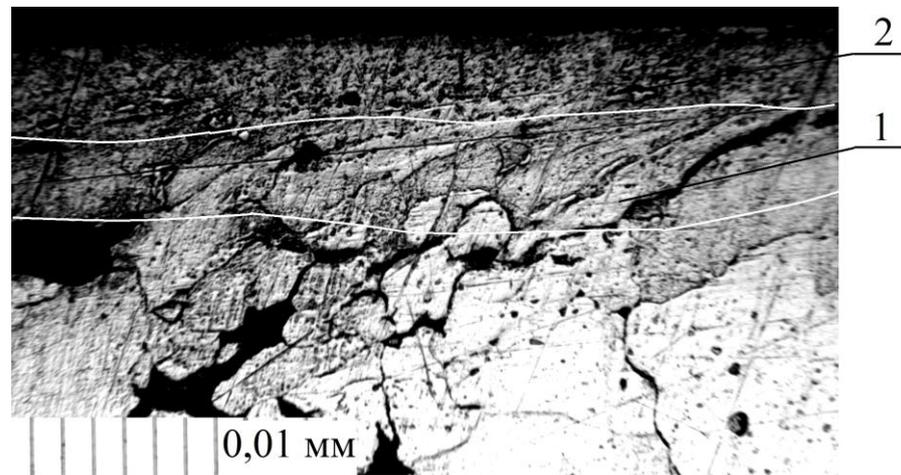


Рис. 5.3. Характерный вид микроструктуры поверхностного слоя материалов «железо – оксид алюминия»: 1 – мезослой; 2 – наклеп

Металлографические исследования микроструктуры образцов с обоими видами оксида алюминия, реализованные после проведения фрикционных испытаний, показывают, что поверхностный слой после фрикционного взаимодействия

состоит из зоны наклепа и мезослоя с зернами, вытянутыми вдоль поверхности, и порами (рис. 5.3). Структура основного материала представляет собой феррит с включениями фрикционного наполнителя.

В рамках металлографических исследований определены параметры элементов основной структуры материалов «железо – оксид алюминия», а также элементов структуры поверхностного слоя. Результаты измерений представлены в табл. 5.2.

Таблица 5.2

Параметры элементов структуры порошковых материалов «железо – оксид алюминия» после фрикционных испытаний

Вид оксида алюминия	Параметр элемента структуры	Содержание Al ₂ O ₃ , %				
		1	3	5	7	9
#110	Средний диаметр зерна, мкм	16	18	25	20	25
	Средняя глубина наклепа, мкм	13	18	35	22	24
	Средняя глубина мезослоя, мкм	39	31	71	64	69
	Общая глубина измененного слоя, мкм	52	49	106	86	93
	Средний размер включений оксида алюминия, мкм	14	12	14	11	18
Г-00	Средний диаметр зерна, мкм	22	23	25		
	Средняя глубина наклепа, мкм	12	25	54		
	Средняя глубина мезослоя, мкм	21	46	59		
	Общая глубина измененного слоя, мкм	33	71	113		

Таблица 5.3

Коэффициенты корреляции параметров элементов структуры порошковых материалов «железо – оксид алюминия» с их фрикционными свойствами

Вид оксида алюминия	Параметр элемента структуры	Объемный износ	Коэффициент трения
#110	Средний диаметр зерна	-0,72	-0,71
	Средняя глубина наклепа	-0,39	-0,73
	Средняя глубина мезослоя	-0,58	-0,71
	Общая средняя глубина измененного слоя	-0,67	-0,56

Окончание таблицы 5.3

Вид оксида алюминия	Параметр элемента структуры	Объемный износ	Коэффициент трения
	Средний размер включений оксида алюминия	-0,03	-0,15
Г-00	Средний диаметр зерна	-0,17	0,15
	Средняя глубина наклепа	-0,11	0,21
	Средняя глубина мезослоя	-0,45	-0,15
	Общая средняя глубина измененного слоя	-0,28	0,04

Из табл. 5.3 следует, что статистически значимое влияние параметров основной структуры и поверхностного слоя порошковых материалов «железо – оксид алюминия» на их фрикционные свойства отсутствует (коэффициенты корреляции меньше 0,8).

Помимо сформированных в процессе фрикционного взаимодействия наклепа и мезослоя, в поверхностном слое исследуемых материалов присутствует износостойкая фаза – частицы оксида алюминия (микротвердость этих частиц составляет свыше 1700 HV 0,01). При малом содержании (1 %) оксида алюминия в виде оксида #110 влияние его невелико, а износостойкость материала определяется, в основном, износостойкостью феррита. С дальнейшим увеличением содержания износостойкой фазы – оксида #110 – происходит снижение объемного износа (минимум достигается при концентрации 7 %).

Однако, если содержание оксида #110 продолжает увеличиваться (свыше 7 %), его частицы начинают играть роль концентраторов напряжения, способствуя выкрашиванию поверхностного слоя (рис. 5.4), что ведет к увеличению объемного износа образца.

При содержании оксида алюминия #110 1 – 5 % в коэффициент трения вносит вклад адгезионная составляющая от взаимодействия феррита и контртела. С ростом

содержания оксида алюминия влияние адгезионной составляющей снижается благодаря упрочнению поверхностного слоя фрикционного материала (микротвердость наклепа составляет 355 – 400 HV 0,01 при микротвердости феррита 210 – 250 HV 0,01) и большую роль начинает играть деформационная составляющая, обусловленная воздействием твердых частиц оксида на поверхность контртела. В связи с ослаблением адгезионной составляющей с ростом концентрации оксида алюминия #110 от 1 до 5 % коэффициент трения монотонно снижается, а затем выходит на постоянный уровень $\approx 0,4$, определяемый в большей степени свойствами самого фрикционного наполнителя.

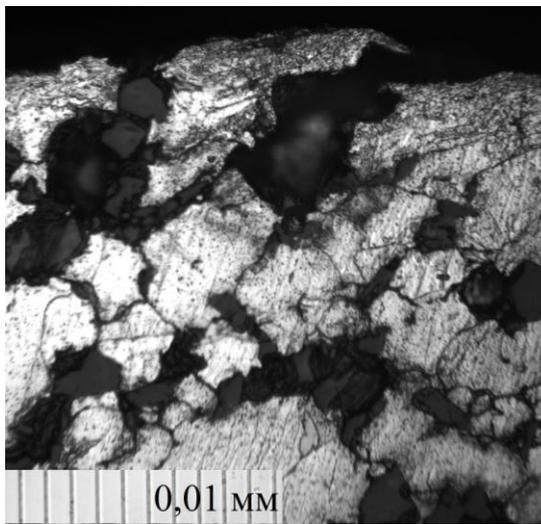


Рис. 5.4. Поверхностный слой материала с содержанием оксида алюминия #110 11 % после фрикционного взаимодействия

Характер зависимости объемного износа от концентрации наполнителя в материалах с глиноземом Г-00 близок к характеру этой зависимости для материалов с оксидом #110, что объясняется аналогичными процессами, протекающими в поверхностном слое: после достижения оптимальной концентрации наполнителя (в данном случае, 3 %, рис. 5.4, б) частицы глинозема в поверхностном слое начинают играть роль концентраторов напряжения, способствуя его выкрашиванию и росту износа. При этом коэффициент трения не зависит от концентрации Г-00 (в рассматриваемых пределах), т.к. определяется качеством (свойствами) самого наполнителя.

Однако при использовании Г-00 вместо оксида #110 значительно уменьшается максимально допустимая концентрация наполнителя, т.е. концентрация, пре-

вышение которой ведет к расслаиванию образцов при прессовании и/или спекании. Максимальная концентрация Г-00 составляет 5 %, оксида #110 – 11 %. Это объясняется различной дисперсностью частиц Г-00 и оксида #110. Так, средний диаметр частиц Г-00 составляет 24 мкм, а частиц оксида #110 – 17 мкм. Порошки с частицами меньшего размера обладают лучшей прессуемостью, а изготавливаемые из них материалы – большей однородностью свойств вследствие более равномерного распределения частиц по объему изделия [9].

5.2 Влияние состава и структуры порошкового материала «железо – оксид кремния» на его фрикционные свойства

На рис. 5.5 показаны результаты измерений твердости, плотности, и расчета общей пористости материалов «железо – оксид кремния», на рис. 5.6 – результаты фрикционных испытаний этих материалов. Оксид кремния введен в форме кварца пылевидного ГОСТ 9077, максимальное содержание – 9 %, так как при большей концентрации происходит расслоение образцов.

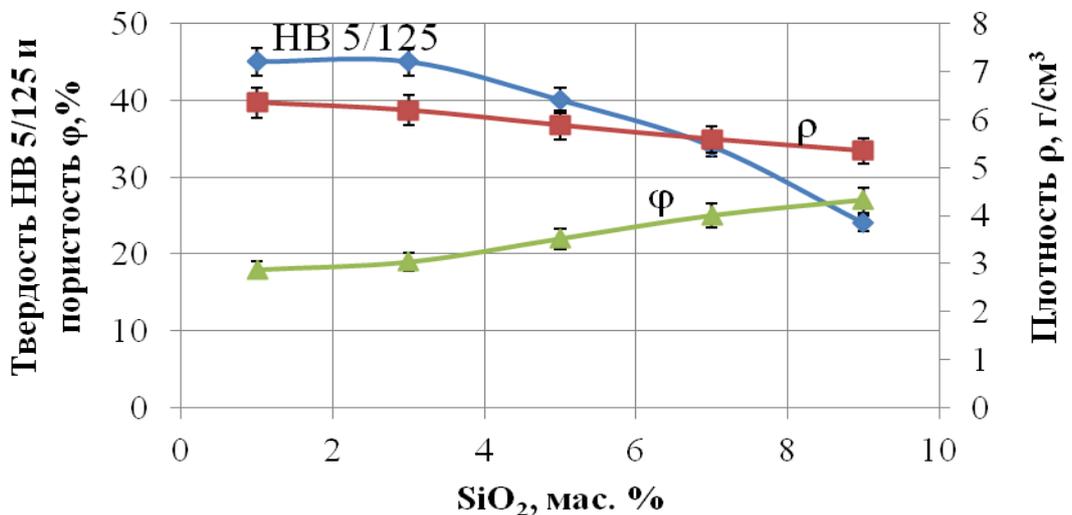


Рис. 5.5. Твердость, плотность и общая пористость порошковых материалов «железо – оксид кремния»

Расчет коэффициента корреляции твердости материалов «железо – оксид кремния» с их плотностью дает статистически значимый результат 0,96 (более 0,8). Корреляция твердости и плотности этих материалов с фрикционными свой-

ствами статистически незначима: абсолютные значения коэффициентов корреляции 0,42–0,74.

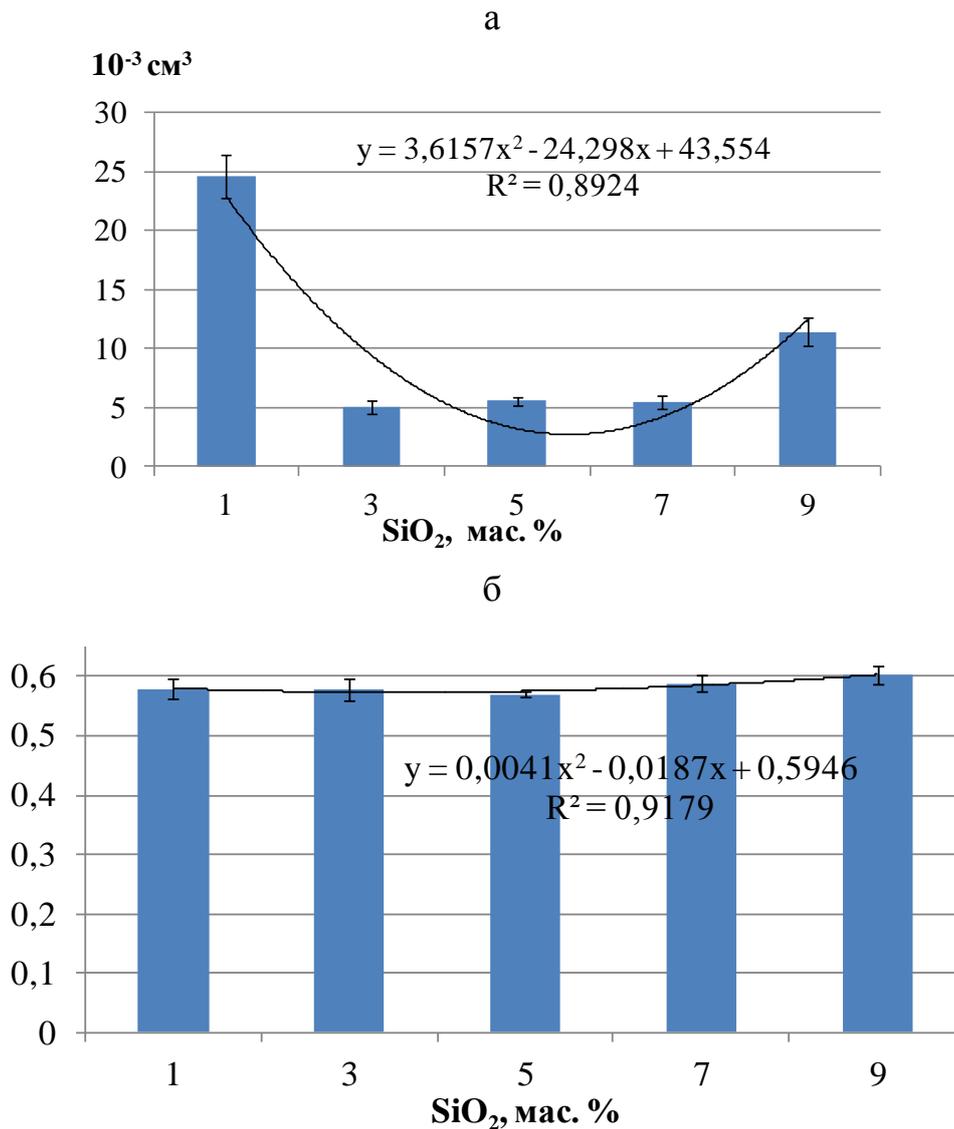


Рис. 5.6. Фрикционные свойства порошковых материалов «железо - оксид кремния»: а – объемный износ; б – коэффициент трения

Металлографический анализ показывает, что структура поверхностного слоя материалов «железо – оксид кремния» после фрикционного взаимодействия сходна со структурой материалов «железо – оксид алюминия», т.е. состоит из зоны наклепа и мезослоя с зернами, ориентированными в направлении действия силы трения. Однако в образцах с оксидом кремния выражено распределение частиц наполнителя по границам зерен (рис. 5.7). Это объясняется большей дисперсностью кварца пыле-

видного по сравнению с оксидом алюминия #110 и глиноземом Г-00: средний диаметр частиц составляет 4,9 мкм против 17 и 24 мкм соответственно.

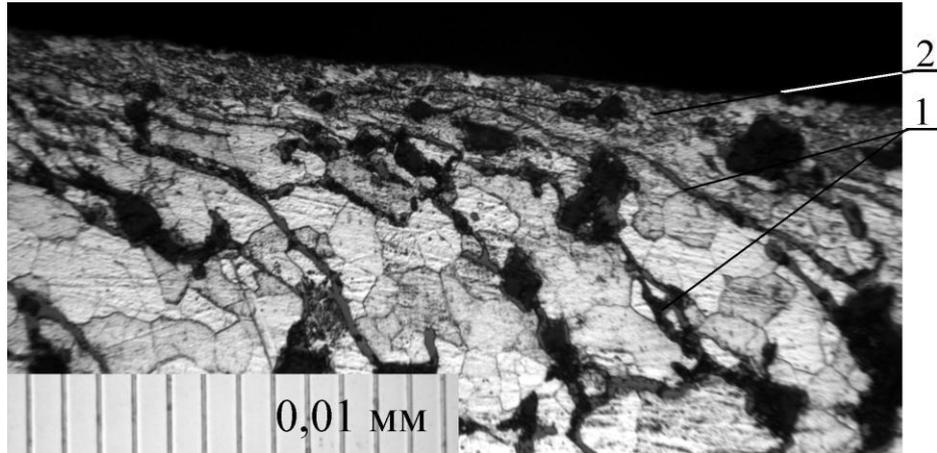


Рис. 5.7. Характерная микроструктура поверхностного слоя материалов «железо – оксид кремния» после фрикционного взаимодействия: 1 – частицы оксида кремния, распределенные по границам зерен мезослоя; 2 – наклеп

В рамках металлографических исследований измерены параметры элементов основной структуры материала и поверхностного слоя. Результаты приведены в табл. 5.4, коэффициенты корреляции параметров микроструктуры с фрикционными свойствами – в табл. 5.5.

Таблица 5.4

Параметры элементов структуры порошковых материалов «железо – оксид кремния» после фрикционных испытаний

Параметр элемента структуры	Содержание SiO ₂ , %				
	1	3	5	7	9
Средний диаметр зерна, мкм	26	31	29	26	32
Средняя глубина наклепа, мкм	31	19	32	24	20
Средняя глубина мезослоя, мкм	0	42	39	45	33
Общая глубина измененного слоя, мкм	31	61	71	69	53
Средний размер включений оксида кремния, мкм	20	18	18	24	14

Подобно материалам «железо – оксид алюминия», в материалах «железо – оксид кремния», с увеличением общего содержания фрикционного наполнителя, частицы которого обладают высокой износостойкостью в силу высокой твердости

(свыше 900 HV 0,01 у оксида кремния), возрастает количество таких частиц в поверхностном слое порошкового материала. Рост содержания износостойкой фазы в поверхностном слое ведет к росту его износостойкости, а, как следствие, к снижению объемного износа. Дополнительным фактором, повышающим износостойкость материалов «железо – оксид кремния» является образование наклепа: наблюдается статистически значимая обратная корреляция глубины измененного слоя (наклеп + мезослой), а также мезослоя, с объемным износом (табл. 5.5). Износ образца с содержанием оксида кремния 1 %, в котором мезослой практически отсутствует, значительно выше износа образцов с большей концентрацией фрикционного наполнителя (рис. 5.6, а).

Таблица 5.5

Коэффициенты корреляции параметров элементов структуры порошковых материалов «железо – оксид кремния» с их фрикционными свойствами

Параметр элемента структуры	Объемный износ	Коэффициент трения
Средний диаметр зерна	-0,36	0,25
Средняя глубина наклепа	0,42	-0,59
Средняя глубина мезослоя	-0,87	-0,47
Общая средняя глубина измененного слоя	-0,97	-0,15
Средний размер включений оксида кремния	-0,12	-0,31

Однако при дальнейшем увеличении содержания фрикционного наполнителя (свыше 7 % для оксида кремния) его частицы начинают играть роль концентраторов напряжения, накапливаясь по границам зерен в поверхностном слое (рис. 5.8), что ведет к снижению износостойкости этого слоя, и, как следствие, к росту объемного износа образца.

Коэффициент трения материалов «железо – оксид кремния» (в рассматриваемом диапазоне содержания оксида кремния) не зависит от концентрации фрикционного наполнителя, т.к. определяется качеством (свойствами) самого наполнителя. Влияние железной матрицы на коэффициент трения невелико, т.к. коэффициент, реализуемый материалами «железо – оксид кремния» значительно

выше коэффициента трения порошкового материала с содержанием железа 100 % (ср. рис. 4.9, б и 5.6, б).

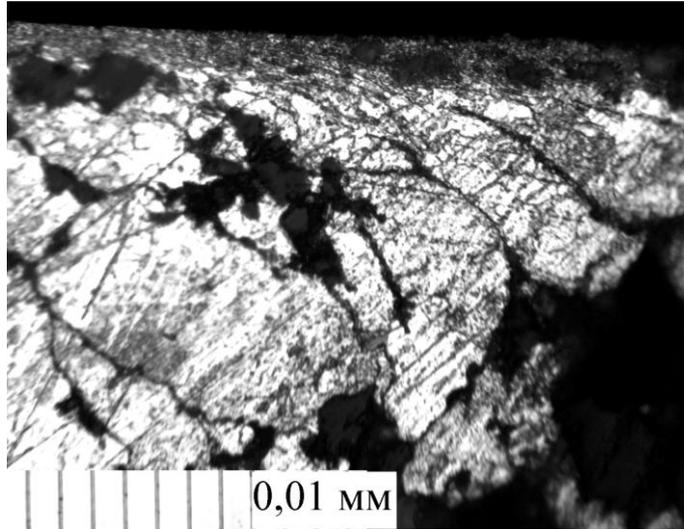


Рис. 5.8. Распределение частиц оксида кремния в поверхностном слое образца после фрикционных испытаний (содержание оксида кремния 9 %)

Сравнивая результаты фрикционных испытаний образцов «железо – оксид алюминия» и «железо – кремний», можно сделать следующие выводы:

1. Коэффициент трения, обеспечиваемый оксидом кремния, выше, чем коэффициент трения, обеспечиваемый оксидом алюминия.
2. Меньший объемный износ наблюдается у образцов с оксидом алюминия в качестве фрикционного наполнителя, по сравнению с образцами, содержащими оксид кремния.

Разница в коэффициентах трения материалов с различными фрикционными наполнителями объясняется различными фрикционными свойствами оксидов алюминия и кремния, обусловленными как химическим составом, так и кристаллическим строением этих веществ. В первом приближении объяснить различие в коэффициентах трения можно на основе теории трения И.В. Крагельского [101, 102], согласно которой адгезионная и деформационная составляющие коэффициента трения обратно пропорциональны твердости взаимодействующих тел: твердость оксида алюминия по шкале Мооса составляет 9 единиц [114], оксида кремния – 7 [115].

Большой объемный износ образцов с оксидом кремния объясняется двумя причинами: во-первых, наличием в поверхностном слое менее износостойких частиц (по сравнению с оксидом алюминия); во-вторых, большей дисперсностью кварца пылевидного (источника оксида кремния), который, даже в небольшой концентрации (1–3 %), распределяясь в поверхностном слое по границам зерен, способствует его разрушению.

Фрикционный материал вагонной тормозной колодки должен сочетать высокую износостойкость и коэффициент трения. Поэтому целесообразно в качестве фрикционного наполнителя использовать смесь оксида алюминия, обеспечивающего износостойкость материала, и оксида кремния, повышающего коэффициент трения.

5.3 Выводы

1. Установлено влияние фрикционного наполнителя (оксида алюминия) на фрикционные свойства порошкового материала: изменение объемного износа носит немонотонный характер с минимумом при содержании 7 % (для оксида алюминия #110) и 3 % (для глинозема Г-00); коэффициент трения при использовании оксида алюминия #110 монотонно убывает, пока не достигнет постоянного значения при содержании оксида 7–11 %; при использовании глинозема Г-00 коэффициент трения не зависит от концентрации глинозема (в диапазоне 1 – 5 %).

2. Установлено влияние фрикционного наполнителя (оксида кремния) на фрикционные свойства порошкового материала: изменение объемного износа носит немонотонный характер с минимумом при содержании 3 %; коэффициент трения не зависит от концентрации оксида кремния (в диапазоне 1 – 9 %).

3. Немонотонный характер изменения объемного износа при использовании оксидов алюминия и кремния в качестве фрикционного наполнителя объясняется совместным влиянием измененного поверхностного слоя с повышенной микротвердостью и наличия в этом слое износостойких частиц наполнителя. С ростом концентрации наполнителя выше оптимального значения содержание его частиц в поверхностном слое увеличивается настолько, что, распределяясь по границам

зерен, они играют роль концентраторов напряжения, активизируя процесс разрушения поверхностного слоя, что ведет к усилению объемного износа.

4. Коэффициент трения практически не зависит от концентрации наполнителя вследствие преобладающего влияния его деформационной составляющей, определяемой действием собственно частиц наполнителя в поверхностном слое порошкового материала, по сравнению с адгезионной составляющей, определяемой ферритной матрицей материала.

5. Разница в значениях коэффициента трения при использовании наполнителей в виде оксидов алюминия и кремния объясняется различием твердости частиц этих материалов: частицы оксида кремния, имеющие меньшую твердость, реализуют больший коэффициент трения.

6. Разница в износостойкости материалов с различными видами оксида алюминия объясняется разной дисперсностью их частиц: более мелкие частицы оксида алюминия #110 обеспечивают лучшую износостойкость. При этом частицы оксида кремния (кварца пылевидного), имеющие значительно меньший диаметр, чем частицы оксида #110 и глинозема Г-00, распределяясь по границам зерен в поверхностном слое, способствуют его разрушению, поэтому износостойкость материалов с этим наполнителем ниже износостойкости материалов с оксидом алюминия.

7. Для достижения оптимального сочетания износостойкости и коэффициента трения необходимо использовать смесь оксидов алюминия и кремния.

Глава 6. Металлокерамический фрикционный материал вагонной тормозной колодки

В данной главе описаны второй и третий этапы разработки металлокерамического фрикционного материала вагонной тормозной колодки (п. 3.4).

6.1 Влияние состава и структуры многокомпонентных металлокерамических фрикционных материалов на их фрикционные свойства

Исследованиями, описанными в главах 4 и 5, установлены следующие диапазоны оптимального содержания компонентов металлокерамического фрикционного материала вагонной тормозной колодки, масс. %:

- медь 10 – 40;
- углерод 1 – 2,5 и 13 – 15;
- хром 1 – 1,5;
- фрикционный наполнитель 3 – 7.

В п. 5.2 сделан вывод: для обеспечения сочетания высокой износостойкости и коэффициента трения фрикционный наполнитель должен представлять собой смесь оксидов алюминия, повышающего износостойкость, и оксида кремния, увеличивающего коэффициент трения. Так как износ материалов «железо – оксид кремния» больше износа материалов «железо – оксид алюминия», примем соотношение этих наполнителей в разрабатываемом материале 2:1.

В п. 3.4 описан подход проектирования фрикционного материала «снизу – вверх», благодаря которому на первом этапе разработки фрикционного материала (п. 3.4) область поиска оптимального содержания компонентов была определена в рамках исследований, описанных в главах 4, 5. В п. 3.4 отмечено, что при разработке новых материалов традиционно применяется планирование по методу полного либо дробного факторного эксперимента, в сочетании с методом крутого восхождения. Поскольку в данном случае количество варьируемых факторов равно 5 (содержание меди, углерода, хрома, оксида алюминия, оксида кремния), при использовании полного факторного эксперимента с двумя уровнями варьирова-

ния понадобится 32 варианта составов, а при использовании дробного факторного эксперимента – не менее 8 вариантов, которые необходимо будет воспроизвести 2–3 раза, а затем повторить процедуру в новой области поиска, по методу крутого восхождения [106, 107], возможно, не единожды.

Поэтому, с учетом уже определенной области поиска, принято решение отказаться от применения полного либо дробного факторного эксперимента для разработки состава фрикционного материала.

План разработки фрикционного металлокерамического материала на основе установленных диапазонов представлен в табл. 6.1. При разработке составов материалов на медной основе не рассматривался вариант применения более 3 % фрикционного наполнителя, т.к. при содержании меди 40 % уже обеспечивается достаточно высокий коэффициент трения (п. 4.1).

Таблица 6.1

План разработки металлокерамического фрикционного материала вагонной тормозной колодки

Вариант	Cu, мас. %	C, мас. %	Al ₂ O ₃ , мас. %	SiO ₂ , мас. %	Cr, мас. %	Fe, мас. %
Образцы на медной основе						остальное
М1	40	2,5	2	1	1	
М2	40	13	2	1	1	
М3	40	15	2	1	1	
Образцы на железной основе						
Ж1	10	2,5	2	1	1	
Ж2	10	2,5	3,3	1,7	1	
Ж3	10	13	2	1	1	
Ж4	10	13	3,3	1,7	1	
Ж5	10	15	2	1	1	
Ж6	10	15	3,3	1,7	1	

Результаты фрикционных испытаний образцов показаны на рис. 6.1.

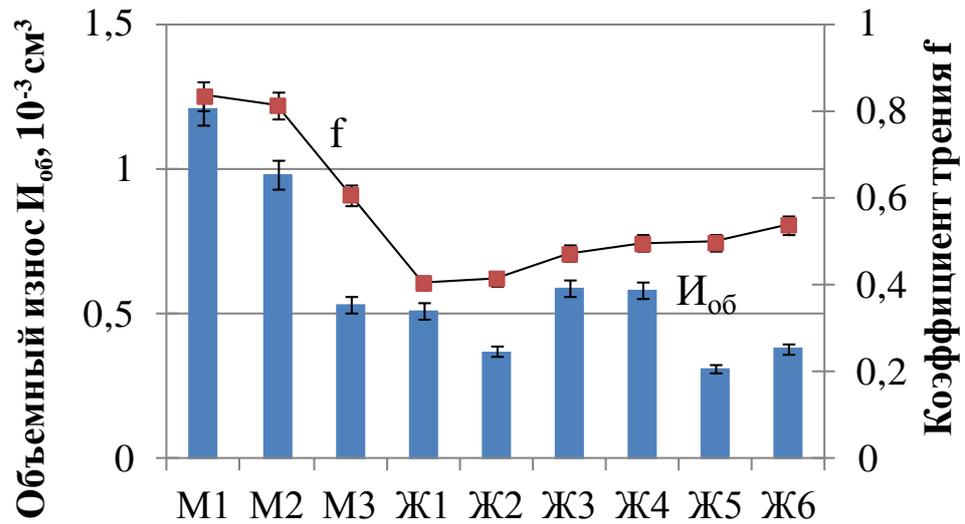


Рис. 6.1. Результаты фрикционных испытаний образцов разрабатываемого фрикционного материала

Компонентами, принципиально влияющими на свойства материалов, являются углерод, упрочняющий железную матрицу, и медь, влияющая на усвоение углерода железом.

Сравнивая микроструктуры образцов М1 (рис. 6.2, а), Ж1, Ж2 (рис. 6.2, б), содержащих относительно малое количество углерода (2,5 %), можно отметить следующее. Микроструктура образцов Ж1 и Ж2, в целом, идентична, отличается лишь количеством включений фрикционного наполнителя в поле зрения микроскопа. Микроструктура этих образцов представляет собой матрицу из мелко- и среднепластинчатого перлита 4 – 6 балла (микротвердость 350 – 420 HV0,01) с включениями меди по границам зерен, а также округлыми включениями фрикционного наполнителя. Меньший износ образца Ж2 по сравнению с Ж1 объясняется большим содержанием (5 и 3 % соответственно) износостойкой фазы – фрикционного наполнителя.

Микроструктура образца М1 при том же содержании углерода, что и у образцов Ж1 и Ж2, существенно отличается. Она представляет собой ферритно-медную матрицу (микротвердость феррита 200 – 250 HV 0,01, меди – 140 – 180 HV 0,01) с включениями цементита и незначительным количеством мелкопластинчатого перлита, а также округлыми включениями фрикционного наполните-

ля. Включения цементита и перлита составляют не более 10 % площади феррита в поле зрения микроскопа, т.к медь, окружая участки феррита, не позволяет углероду связываться с железом. Наличие в структуре образца М1 большого количества меди и мягкого феррита, практически не упрочненного цементитом и перлитом, приводит к усилению схватывания с поверхностью контртела, что обеспечивает высокий коэффициент трения и больший износ, чем у образцов Ж1, Ж2, матрица, которых состоит из износостойкого мелкопластинчатого перлита.

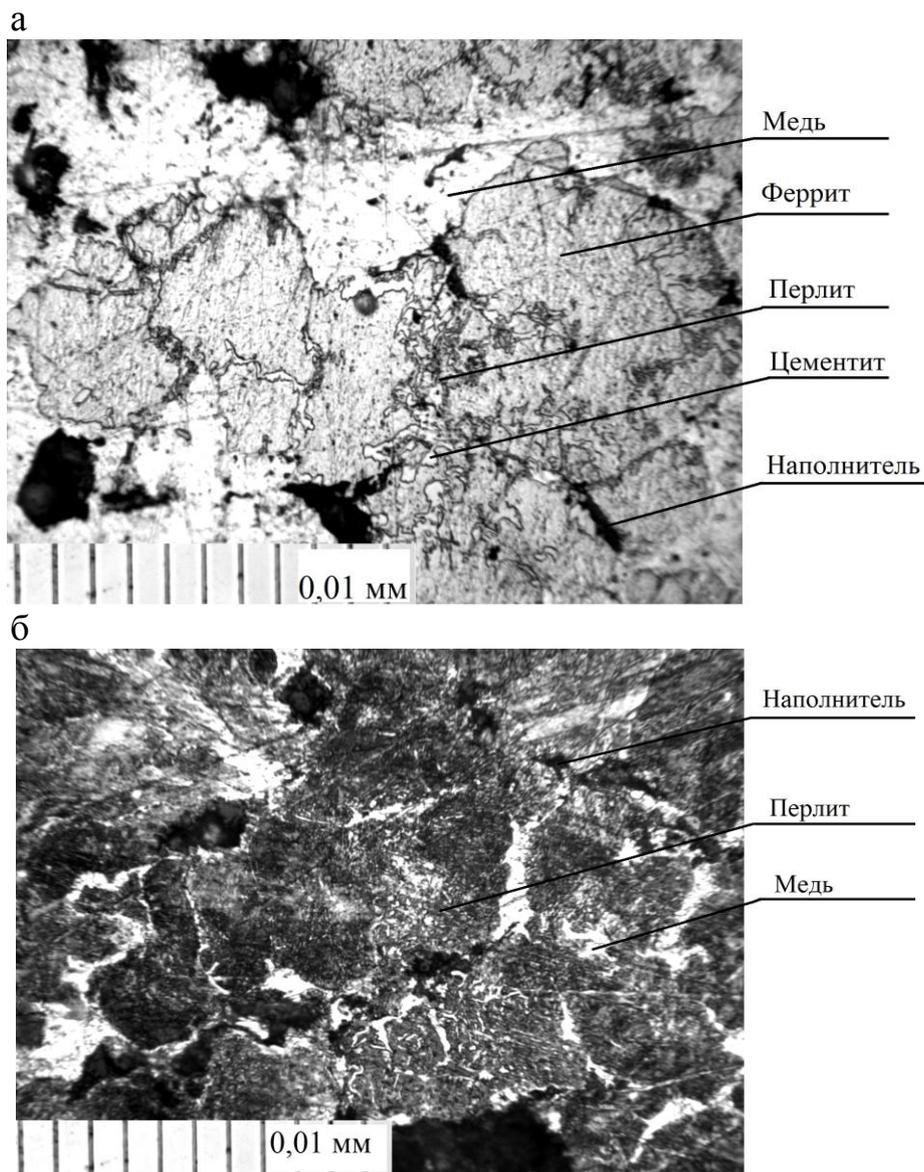


Рис. 6.2. Микроструктуры образцов содержанием углерода 2,5 %:

а – образец М1; б – образец Ж2

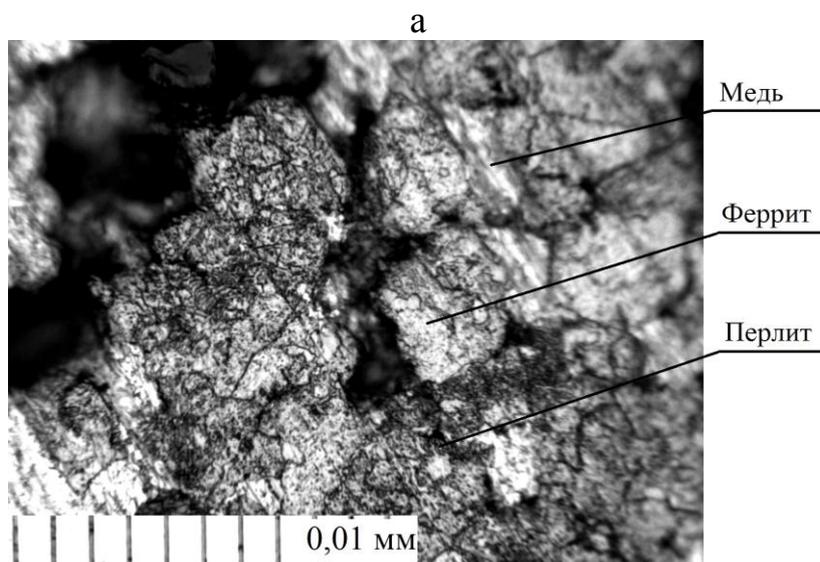
Микроструктуры образцов М2 и М3 (рис. 6.3, а), Ж3 и Ж4, Ж5 (рис. 6.3, б) и Ж6, содержащих 13 – 15 % углерода, схожи, причем микроструктуры образцов

Ж3, Ж4, Ж5 и Ж6 отличаются количеством фрикционного наполнителя и свободного углерода, однако в целом идентичны.

Микроструктура образцов Ж3 – Ж6 представляет собой матрицу из участков мелко- и среднепластинчатого перлита 4 – 6 баллов, а также ледебурита, с цементитной сеткой по границам зерен, включениями меди, фрикционного наполнителя, а также отдельными включениями карбидов углерода и хрома. В образцах Ж5, Ж6 присутствует также тонкопластинчатый перлит балла 3. Кроме того, значительная часть углерода в образцах находится в свободном состоянии. Влияние тонкопластинчатого перлита ведет к меньшему износу образцов Ж5 и Ж6 по сравнению с образцами Ж3 и Ж4.

Микроструктура образцов М2 и М3 представляет собой медно-ферритную матрицу, с включениями среднепластинчатого перлита, составляющими до 35 % (М2) и до 50 % (М3) площади феррита, а также включениями фрикционного наполнителя. Меньшее содержание перлита, упрочняющего матрицу, в образце М2 объясняет его более высокий износ и коэффициент трения по сравнению с М3 и образцами Ж3 – Ж6.

На основе данных, представленных на рис. 6.1, исходя из необходимости сочетания в материале тормозной колодки высоких значений износостойкости и коэффициента трения, для дальнейших испытаний отобраны образцы М3 и Ж6.



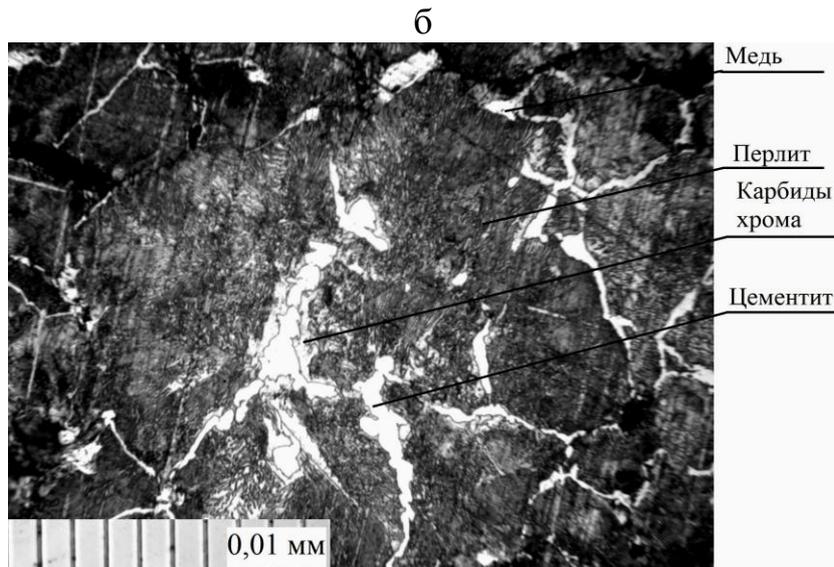


Рис. 6.3. Микроструктура образцов, содержащих 10 – 15 % углерода:
а – образец МЗ; б – образец Ж5

6.2 Отбор металлокерамического фрикционного материала с оптимальным сочетанием свойств

Свойства этих образцов сравнивались с материалами тормозных колодок, применяемых на современных вагонах: чугуном по ОСТ 32.194-2002, композиционным материалом на полимерной основе ТИИР-300 – и зарубежным металлокерамическим фрикционным материалом на медной основе (70 % меди) (МКМ). Результаты фрикционных испытаний, а также испытаний на износ контртела показаны на рис. 6.4.

Материал Ж6 (на железной основе) имеет значительно более высокую износостойкость, чем чугун и ТИИР-300 – стандартные материалы тормозных колодок, применяемых в России (4,5 и 2,8 раза соответственно), он превосходит по износостойкости материал МЗ на 45 % и зарубежный материал МКМ на 18 % (при более низкой себестоимости). При этом Ж6 обладает высоким коэффициентом трения и, по сравнению с чугуном, МЗ и МКМ, оказывает щадящее воздействие на контртело (практически такое же, как материал ТИИР-300), при этом, имея в основе железо, он обладает лучшей теплопроводностью (табл. 6.2), чем ТИИР-

300, т.е., теоретически, не будет вызывать термомеханических повреждений колеса. Свойства материала Ж6 приведены в табл. 33.

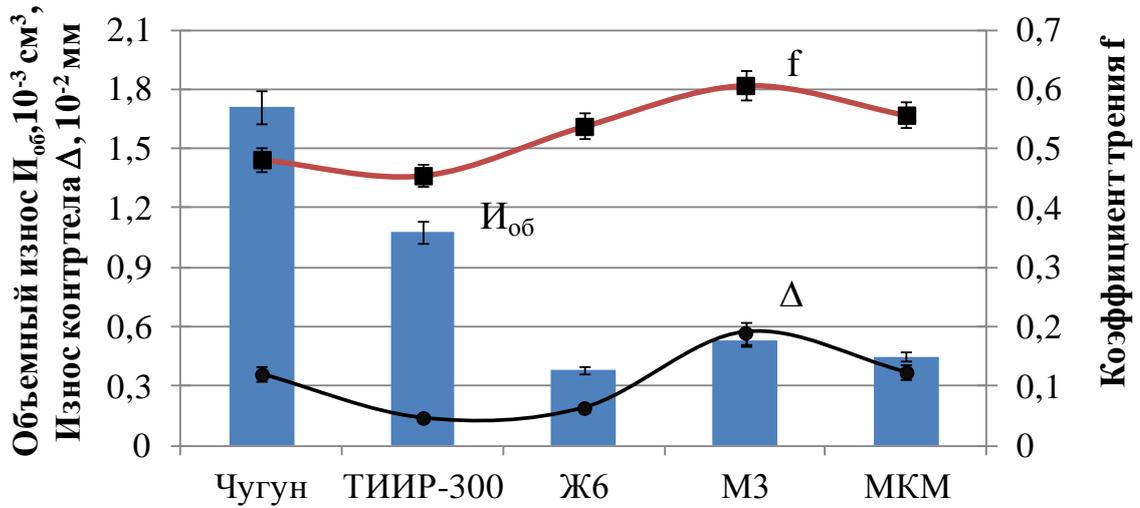


Рис. 6.4. Результаты фрикционных испытаний образцов разрабатываемых фрикционных материалов и применяемых аналогов

Таблица 6.2

Свойства материала Ж6 и применяемых аналогов

Материал	Твердость, НВ 5/125	Плотность, г/см ³	Предел прочности на сжатие, МПа	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)
Ж6	32 – 44	4,7 – 4,8	65	780	13–18
Чугун	190 – 255	6,9 – 7,2	400	560	40–45
ТИИР-300	8 – 12	2,0 – 2,3	25	1280	1,5–1,7

На рис. 6.5 показана структура материала Ж6. Структура Ж6 представляет собой перлитную основу с включениями карбидов хрома, меди по границам зерен, а также свободного графита и фрикционного наполнителя; в основе материала также имеются участки ледебурита; по границам зерен присутствует слабо выраженная цементитная сетка. Средний диаметр зерна находится в диапазоне 20 – 50 мкм, усредненное значение 27 мкм; основа представляет собой пластинчатый перлит 3 – 6

баллов, преимущественно мелкопластинчатый 4 балла (среднее значение межпластинчатого расстояния 0,6 мкм). Микротвердость цементитной сетки – 1250 HV 0,01, основной перлитной структуры – 340 HV 0,01.

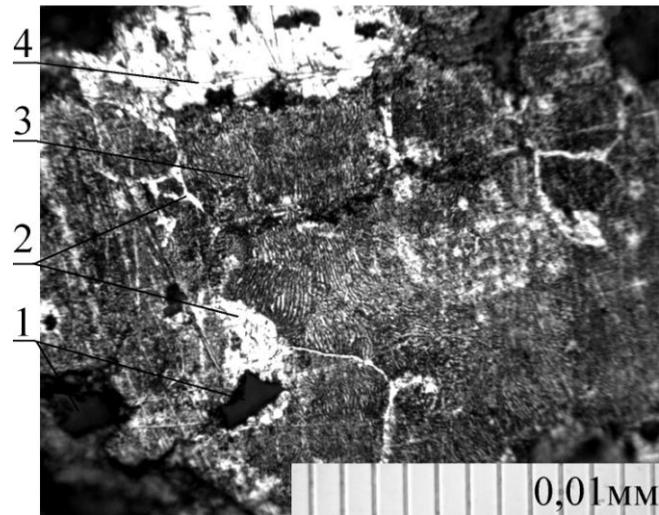


Рис. 6.5. Микроструктура образца Ж6:1 – включения фрикционного наполнителя;
2 – включения меди; 3 – перлитная основа; 4 – карбиды хрома

На поверхности трения отсутствуют деформированные слои, т.е. изнашивание происходит путем выкрашивания перлита и участков цементита, взаимодействующих с поверхностью контртела, что обеспечивает деформационную составляющую коэффициента трения (рис. 6.6). Мелкопластинчатая структура обеспечивает высокую износостойкость матрицы материала. Выходящие на поверхность фрикционного материала включения меди, карбидов хрома и фрикционного наполнителя повышают коэффициент трения.

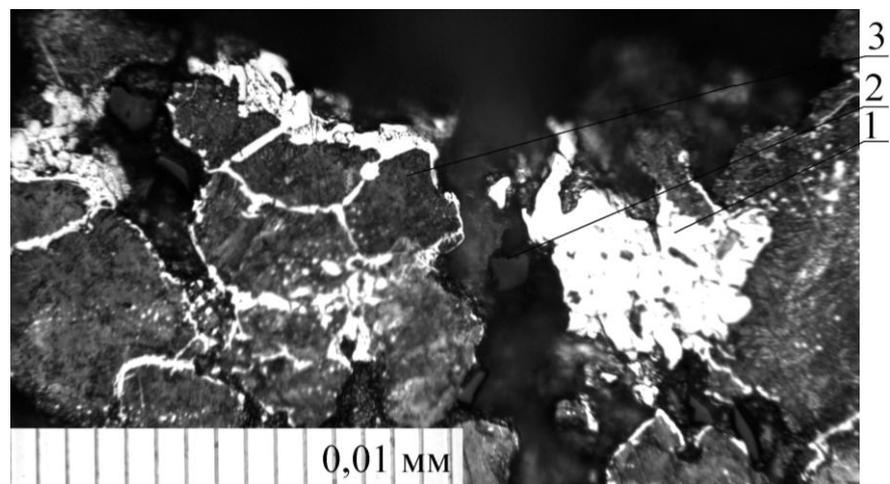


Рис. 6.6. Поверхность трения образца Ж6 после фрикционного взаимодействия:
1 – карбиды хрома; 2 – фрикционный наполнитель; 3 – перлитная основа

6.3 Оптимизация технологии получения металлокерамического фрикционного материала вагонной тормозной колодки

Образцы материалов на железной основе, описанные в данной работе, спечены при температуре 1140°C , выбранной на основе рекомендаций источника [78], в течение 80 мин. График спекания показан на рис. 6.7 (вакуумирование осуществляется для снижения затрат на газовую среду).

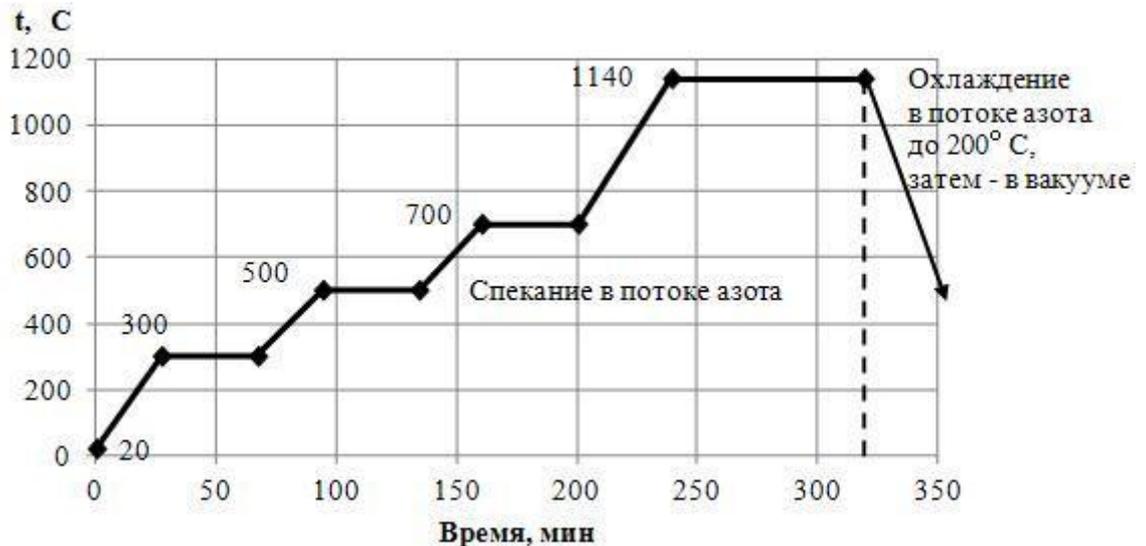


Рис. 6.7. График спекания образцов металлокерамических материалов по базовой технологии

В данном разделе рассмотрены пути оптимизации технологии изготовления разработанного фрикционного материала Ж6:

1. Изменение температуры спекания (1030 и 1090°C).
2. Отжиг образцов после спекания в течение 80 мин (при температуре 900 и 1030°C).

Результаты фрикционных испытаний образцов, изготовленных с применением описанных методов оптимизации технологии, показаны на рис. 6.8.

На рис. 6.8 видно, что лишь спекание при более низкой температуре – 1090°C – приводит к небольшому ($\sim 10\%$) повышению износостойкости материала Ж6. В остальных случаях объемный износ увеличивается. При этом коэффициент трения остается практически неизменным.

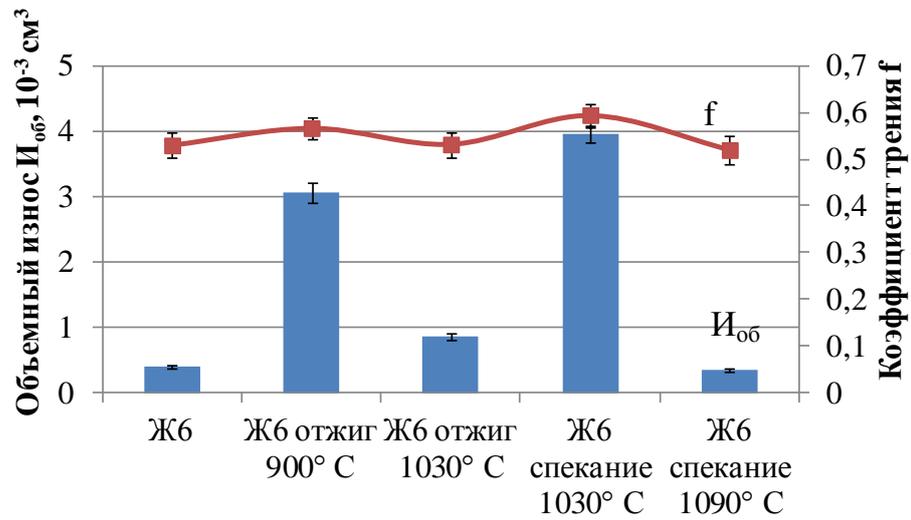


Рис. 6.8. Результаты фрикционных испытаний порошковых материалов, изготовленных по базовой и оптимизационной технологии

Исследование микроструктуры (рис. 6.9) полученных материалов показывает, что при отжиге с температурой 900°C в основе материала цементитная сетка по границам зерен как таковая не формируется, цементит присутствует в виде зернистых включений, расположенных как хаотично по площади шлифа, так и по границам зерен (рис. 6.9, б). При отжиге с температурой 1030°C цементит присутствует как в виде сетки по границам зерен, так и в виде хаотично расположенных зернистых включений (рис. 6.9, в). При спекании с температурой 1030°C цементит как в виде зернистых включений, так и в виде сетки отсутствует (рис. 6.9, г).

Микроструктуры образцов, спеченных при температурах 1140 и 1090°C схожи (рис. 6.9, а, д) : по границам зерен присутствует цементитная сетка, и эти образцы обладают максимальной износостойкостью. В условиях значительной общей пористости (свыше 30 %), снижающей общую прочность материала, цементитная сетка образует каркас, увеличивающий износостойкость фрикционного материала. Зернистые включения цементита, образующиеся при отжиге (рис. 6.9, б, в), играют роль концентраторов напряжения, повышая износ. При спекании с температурой 1030°C цементитная сетка практически отсутствует, и износостойкость материала в 2 раза ниже по сравнению с базовой технологией. Разница в износостойкости образцов, спеченных при 1140 и 1090°C (рис. 6.9, а, д), объясняется следующим. При температуре спекания 1140°C на поверхности образцов выступает незначительное количе-

ство меди (происходит ее «выпотевание»). В результате плотность образца снижается (с 4,6 до 4,4 г/см³), а объемный износ возрастает.

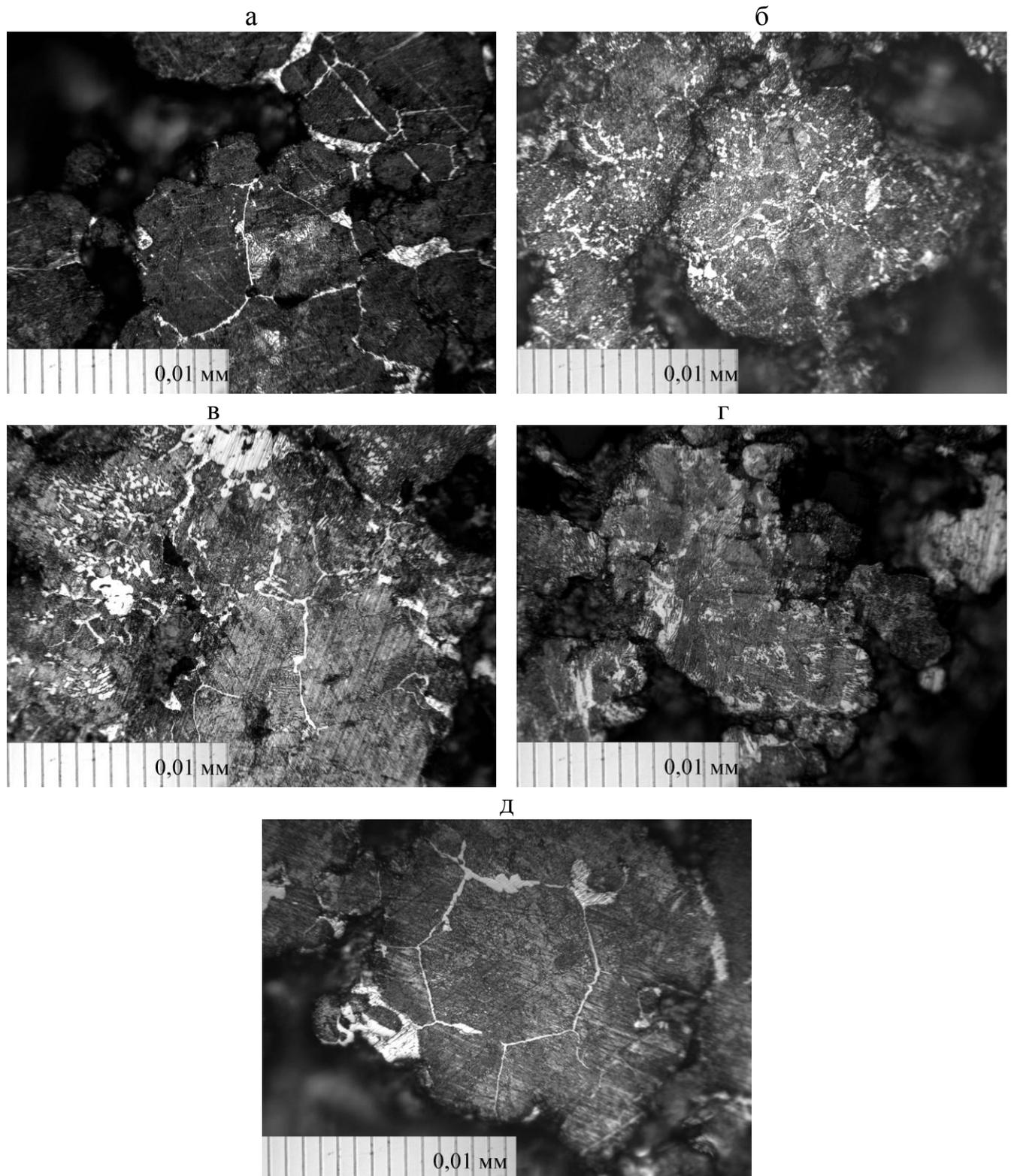
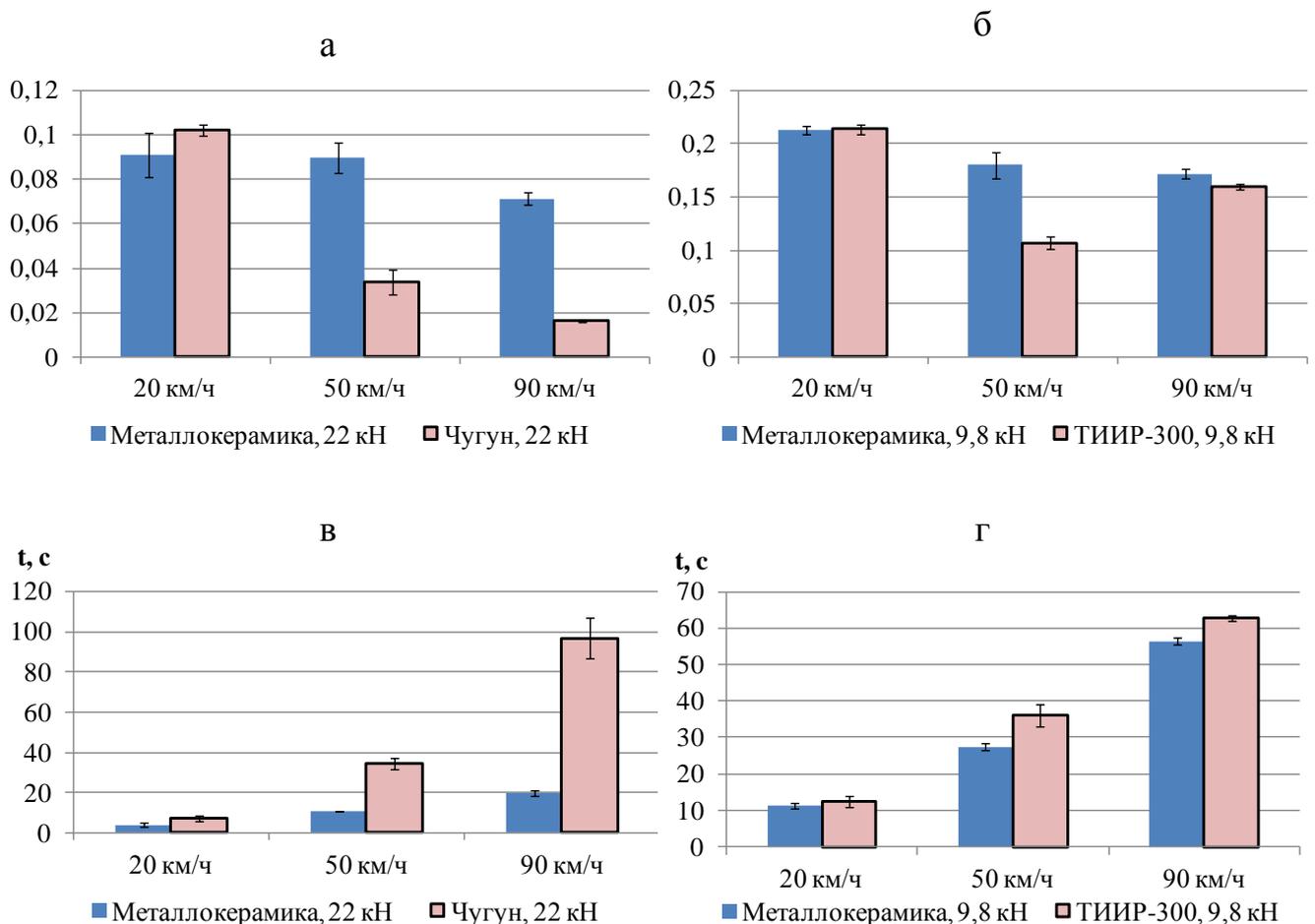


Рис. 6.9. Микроструктура образцов материала Ж6:
а – при спекании по базовому циклу; б – отжиг при 900° С; в – отжиг при 1030° С; г – спекание при 1030° С; д – спекание при 1090° С

После разработки металлокерамического материала вагонной тормозной колодки и оптимизации технологии его получения были проведены стендовые испытания этого материала в сравнении с чугуном и полимерным композитом ТИИР-300 (в ОАО «ВНИИЖТ»). Методика испытаний описана в п. 2.9, результаты испытаний показаны на рис. 6.10. Из рис. 6.10 следует, что разработанный металлокерамический фрикционный материал значительно опережает чугун по среднему значению коэффициента трения (до 53 % при 90 км/ч), действительным времени торможения (до 5 раз при 90 км/ч) и тормозному пути (до 5,8 раз при 90 км/ч). Также разработанный материал опережает полимерный композит ТИИР-300 по среднему коэффициенту трения (до 40 % при 50 км/ч), действительным времени торможения (до 30 % при 50 км/ч) и тормозному пути (до 30 % при 50 км/ч).

Разница в износостойкости (рис. 6.11) в пользу разработанного металлокерамического материала составляет 4,8 раза по сравнению с чугуном, а также 2,2 раза по сравнению с ТИИР-300, что близко к результатам лабораторных испытаний.



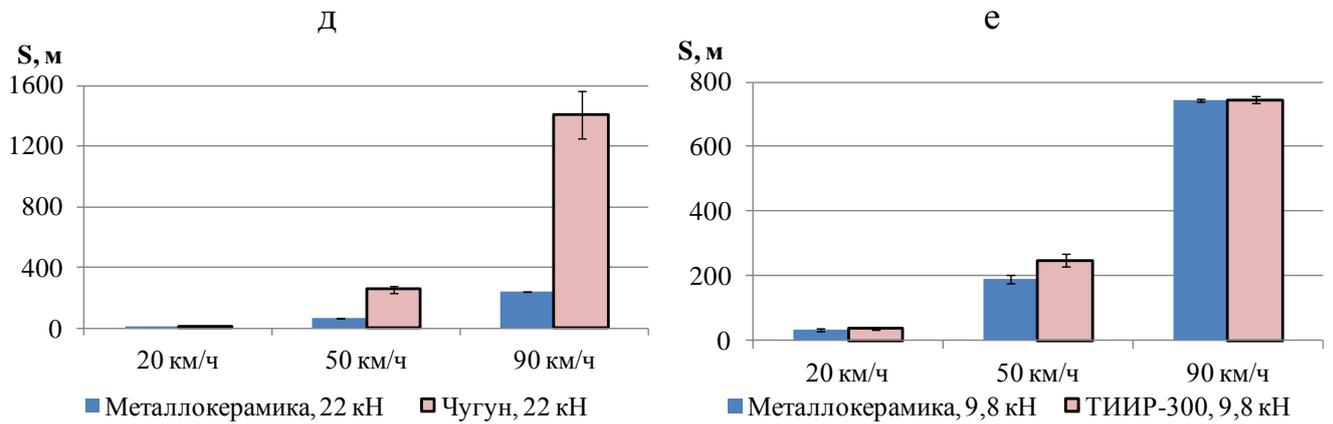


Рис. 6.10. Фрикционные характеристики материалов, испытанных

на инерционном стенде: а – коэффициент трения металлокерамики в сравнении с чугуном; б – коэффициент трения металлокерамики в сравнении с ТИИР-300; в – действительное время торможения металлокерамики в сравнении с чугуном; г – действительное время торможения металлокерамики в сравнении с ТИИР-300; д – действительный тормозной путь металлокерамики в сравнении с ТИИР-300; е – действительный тормозной путь металлокерамики в сравнении с ТИИР-300

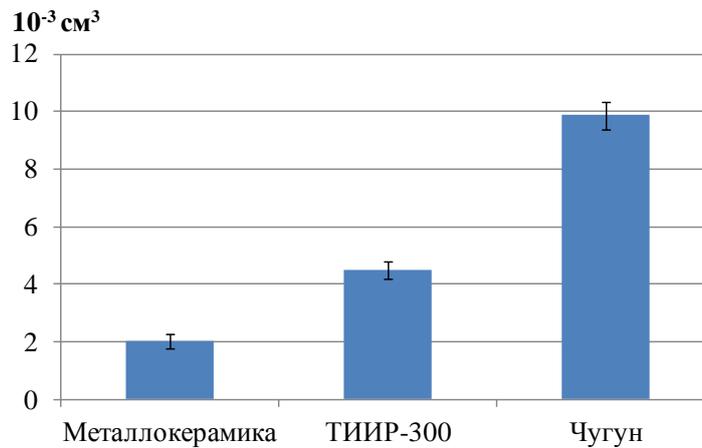


Рис. 6.11. Объемный износ фрикционных материалов, испытанных на инерционном стенде

6.4 Выводы

1. На основе описанных в главе 4, 5 исследований разработан фрикционный колесосберегающий материал вагонной тормозной колодки с износостойкостью, в 4,5 раза большей износостойкости чугуна по ОСТ 32.194 и в 2,8 раза – полимерного композита ТИИР-300. Эффективность разработанного материала в сравне-

нии с применяемыми аналогами подтверждена стендовыми испытаниями моделей тормозных колодок.

2. Оценено воздействие разработанного фрикционного материала на контртело и определены его свойства.

3. Определено влияние технологии изготовления порошкового материала на его структуру и свойства: оптимальным является спекание материала при температуре 1090°C без отжига, что обеспечивает формирование цементитного каркаса и не провоцирует выпотевание меди.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. В диссертационной работе благодаря подходу проектирования «снизу – вверх», включающему исследование влияния отдельных компонентов на свойства фрикционного материала, разработан металлокерамический композиционный фрикционный материал для вагонной тормозной колодки, износостойкость которого 4,5 раза больше, чем у чугуна вагонной колодки по ОСТ 32.194 – 2002 и в 2,8 раза больше, чем у колодки из полимерного композита ГИИР-300 при сохранении эффективности торможения и щадящем воздействии на колесо.

2. Установлено влияние состава порошковых материалов «железо – медь» на их фрикционные свойства и дано объяснение полученных закономерностей с точки зрения структурной приспособляемости материала. Кривая зависимости объемного износа от концентрации меди в железе имеет минимум в диапазоне 30 – 40 % содержания меди; при этом коэффициент трения с ростом содержания меди остается постоянным (в пределах погрешности) до 40 % меди, а затем монотонно увеличивается. Такой характер зависимостей фрикционных свойств порошковых материалов «железо – медь» от концентрации компонентов объясняется формированием на поверхности трения вторичной структуры – серого слоя, представляющего собой совокупность слоев твердого раствора железа и меди дисперсностью 0,2–2,5 мкм.

3. Установлено и объяснено влияние состава порошковых материалов «железо – углерод» на их фрикционные свойства. Кривые зависимостей объемного износа и коэффициента трения от содержания углерода имеют минимум и максимум в диапазоне 1–2,5 % и 9 % содержания углерода соответственно. Характер зависимости износа и фрикционных свойств от концентрации углерода объясняется изменением структуры основного материала и поверхностного слоя с ростом содержания углерода. При содержании углерода до 1 % материал имеет ферритно-перлитную структуру, которая превращается в перлитную при 2,5 % углерода, при этом поверхностный слой состоит из наклепа и мезослоя, препятствующих износу. При содержании углерода 4–9 % материал имеет структуру заэвтектоид-

ной стали, а поверхностный слой разрушается за счет выкрашивания частиц цементита без образования наклепа и мезослоя, что в совокупности с ростом пористости и снижением прочности связи между участками матрицы обеспечивает как высокий износ, так и коэффициент трения. При содержании углерода 11–15 % структура материала представляет собой сочетание участков заэвтектоидной стали, доэвтектического чугуна и свободного углерода (общее содержание которого по объему по сравнению с железом составляет ~ 6:1 при 15 % углерода по массе). Изнашивание поверхностного слоя этих материалов также представляет собой выкрашивание частиц свободного цементита без образования наклепа и мезослоя. Однако рост содержания свободного углерода до 8–12 %, во-первых, ведет к образованию графитовой пленки, несколько снижающей коэффициент трения, во-вторых, разрушение материала происходит не столько по металлической матрице, сколько по участкам графита, что снижает объемный износ. При этом коэффициент трения уменьшается не более, чем на 18 % при росте содержания углерода с 9 до 15 % вследствие наличия в зоне трения твердых цементитных частиц металлической матрицы.

4. Установлено и объяснено влияние хрома на фрикционные свойства порошковых материалов «железо – углерод – хром». Легирование порошковых материалов «железо – углерод» хромом в количестве 0,5 % ведет к значительному росту износостойкости вследствие упрочнения структуры материалов карбидами хрома. При этом максимальная износостойкость достигается при добавлении 1–2 % хрома благодаря образованию более развитой карбидной сетки (по сравнению с содержанием хрома 0,5 %), и в этом диапазоне практически не зависит от его концентрации, так как количество карбидов по границам зерен не изменяется.

5. Установлено влияние фрикционного наполнителя (оксидов алюминия и кремния) на фрикционные свойства порошкового материала: изменение объемного износа носит немонотонный характер с минимумом при содержании 7 % (для оксида алюминия #110) и 3 % (для глинозема Г-00 и оксида кремния); коэффициент трения не зависит от концентрации фрикционного наполнителя (в рассматриваемых пределах) вследствие превалирующего влияния деформационной состав-

ляющей, определяемой действием собственно частиц наполнителя в поверхностном слое порошкового материала, по сравнению с адгезионной составляющей, определяемой ферритной матрицей материала.

6. Немонотонный характер изменения объемного износа при использовании оксидов алюминия и кремния в качестве фрикционного наполнителя объясняется совместным влиянием измененного поверхностного слоя с повышенной микротвердостью, а также износостойкой фазы – частиц наполнителя. С ростом концентрации наполнителя выше оптимального значения содержание его частиц в поверхностном слое увеличивается настолько, что, распределяясь по границам зерен, они играют роль концентраторов напряжения, активизируя процесс разрушения поверхностного слоя, что ведет к усилению объемного износа.

7. Разница в значениях коэффициента трения при использовании наполнителей в виде оксидов алюминия и кремния объясняется различием твердости частиц этих материалов: частицы оксида кремния, имеющие меньшую твердость, реализуют на 45 % больший коэффициент трения по сравнению с частицами оксида алюминия.

8. Разница в износостойкости материалов с различными видами оксида алюминия объясняется разной дисперсностью их частиц: более мелкие частицы оксида алюминия #110 (~17 мкм) обеспечивают лучшую (до 5 раз) износостойкость по сравнению с частицами глинозема Г-00 (~24 мкм). При этом частицы оксида кремния (кварца пылевидного), имеющие значительно меньший диаметр (~4,9 мкм), чем частицы оксида #110 и глинозема Г-00, распределяясь по границам зерен в поверхностном слое, способствуют его разрушению, поэтому износостойкость материалов с этим наполнителем до 10 раз ниже износостойкости материалов с оксидом алюминия. Для достижения оптимального сочетания износостойкости и коэффициента трения необходимо использовать смесь оксидов алюминия и кремния.

9. Исследовано влияние технологии получения металлокерамического фрикционного материала на его структуру и фрикционные свойства: оптимальным режимом является спекание при температуре 1090° С, что обеспечивает

формирование цементитного каркаса по границам зерен и не провоцирует выполевание меди. Применение отжига при 900 и 1030° С нежелательно, т.к. ведет к формированию зернистых включений цементита, способствующих выкрашиванию материала и росту износа.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. **Богданов, В. М.** Современные проблемы системы колесо – рельс / В. М. Богданов, С. М. Захаров // Железные дороги мира, 2004. – № 1. – С. 3 – 5
2. Контактно-усталостные повреждения колес грузовых вагонов / под ред. С.М. Захарова. – М.: Интекст, 2004. – 160 с.
3. Вагоны: Учебник для вузов ж.-д. трансп. / Л.А. Шадур [и др.]; под ред. Л.А. Шадура. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Транспорт, 1980. – 439 с.
4. **Абдурашитов, А. Ю.** Рельс с улучшенным профилем / А. Ю. Абдурашитов // Путь и путевое хозяйство. 2011. № 2. – С. 5 – 10
5. **Воробьев, А. А.** Исследование напряженного состояния пятна контакта колеса и рельса / А.А. Воробьев, П. Г. Сорокин // ПГУПС, г.Санкт – Петербург. URL: http://science-bsea.narod.ru/2004/mashin_2004/vorobiev_issled.htm (дата обращения 04.02.2013)
6. **Марков, Д. П.** Задир боковых поверхностей рельсов и гребней колес / Д.П. Марков // Вестник ВНИИЖТ. – 2004. – № 4. – С. 10–13
7. **Марков, Д. П.** Оптимизация колесно-рельсовой трибосистемы / Д. П. Марков // Вестник ВНИИЖТ. – 2004. – № 6. – С. 5–7
8. **Греб, М.** Пути снижения износа колес и рельсов / М. Греб // Железные дороги мира. – 2002. – № 4. – С. 16–17
9. **ГОСТ 9036-88.** Колеса цельнокатаные. Конструкция и размеры. – Введ. 1990-01-01. – М.: Стандартинформ, 1989. – 17 с.
10. **ГОСТ 28186-89.** Колодки тормозные для моторвагонного подвижного состава. Технические условия. – Введ. 1991-01-01. – М.: Стандартинформ, 2007. – 6 с.

11. **Иноземцев, В.Г.** Автоматические тормоза. Учебник для вузов ж.-д. транспорта / В.Г. Иноземцев, В.М. Казаринов, В.Ф. Ясенцев. – М.: Транспорт, 1981. – 464 с. – С. 277
12. Асадченко, В. Р. Автоматические тормоза подвижного состава: Учебное пособие для вузов ж.-д. транспорта / В. Р. Асадченко. – М.: Маршрут, 2006. – 392 с.
13. **ГОСТ 10791-2004.** Колеса цельнокатаные. Технические условия. – Введ. 2005-07-01. – М.: Стандартинформ, 2006.
14. **ГОСТ 1205-73.** Колодки чугунные, тормозные для вагонов и тендеров железных дорог широкой колеи. – Введ. 1975-01-01. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2003. – 5 с.
15. **ОСТ 32.194-2002.** Колодки тормозные чугунные для вагонов. Технические условия. – Введ. 2003-03-06. – М.: МПС России. – 15 с.
16. **Вуколов, Л. А.** Сравнительные характеристики тормозных колодок различных поставщиков / Л. А. Вуколов, В. А. Жаров // Вестник ВНИИЖТ, 2005. – № 2. – С. 16–20
17. **Богданович, П. Н.** Оценка триботехнических характеристик композиционных материалов для тормозных колодок при малых скоростях скольжения / П. Н. Богданович, Э. И. Галай // Вестник ВНИИЖТ, 2005. – № 2. – С. 21–24
18. **НБ ЖТ ТМ 02-98.** Нормы безопасности на железнодорожном транспорте. Металлопродукция для железнодорожного подвижного состава. Нормы безопасности. Приняты и введены в действие указанием МПС России от 24 июля 1998 г. N Г-896у Дата введения - 1 августа 1998 года
19. **Крылов, В. И.** Автоматические тормоза подвижного состава: Учебник для учащихся техникумов ж.-д. трансп. / В. И. Крылов, В. В. Крылов. – 4-е изд. – М.: Транспорт, 1983. – 156 с.
20. **Патент РФ № 2236969,** МПК В61Н7/02, F16D69/02, F16D69/04 на изобретение «Тормозная колодка железнодорожного подвижного состава»/ Авторы. Исаков В.А., Габбасова А.А., Зимина Н.В., Зырянова С.А., Партина В.П., Зверев Л.Е., Вуколов Л.А., Левит М.З., Касаткин Г.П., Пивень Е.Г./

- Патентообладатель ОАО "УралАТИ", заявка № 2001122675/11 от 14.08.2001, опубл. 27.09.2004.
21. **Патент РФ № 2285704**, МПК C08J5/14, C08L9/00, C08K13/02, C08K7/02 на изобретение «Полимерная композиция фрикционного назначения»/ Авторы. Ворончихин А.И., Касаткин Г.П., Налев И.А., Бычков В.Н. / Патентообладатель ОАО "Завод фрикционных и термостойких материалов" (ОАО "ФРИТЕКС"), заявка № 2005107639/04 от 21.03.2005, опубл. 20.10.2006. Бюл. № 29
 22. **ФТС ЖТ ЦВ-ЦЛ 009-99** Колодки тормозные композиционные железнодорожного подвижного состава. Требования сертификации. – Введ. 1999-03-25. – М.: МПС России, 1999. – 10 с.
 23. **Вуколов, Л. А.** Металлокерамические тормозные колодки для тягового подвижного состава / Л. А. Вуколов, С. А. Сапожников, В. Я. Берент // Вестник ВНИИЖТ, 2009. – № 5. – С. 13 – 15
 24. Патент Beam block (Brzdový špalík) CZ 8238 (U1) / Патентообладатель DIAFRIKT BRAKES, дата приоритета 1999-04-14
 25. **Вуколов, Л. А.** Сравнительные фрикционные характеристики металлокерамических и полимерных композиционных тормозных колодок / Л. А. Вуколов, В. А. Жаров // Вестник ВНИИЖТ, 1999. – № 4. – С. 19–24
 26. **Стевенот, Г.** Срок службы железнодорожных колес / Г. Стевенот, Ф. Девенот // Железные дороги мира, 2003. – № 7. С. 55–57
 27. **Асташкевич, Б. М.** Исследование эксплуатационных дефектов фрикционного сопряжения тормозной колодки с колесом вагона / Б. М. Асташкевич и [др.] // Вестник ВНИИЖТ, 2004, № 4. – С. 35–39
 28. **Ларин, Т.В.** Цельнокатаные железнодорожные колеса / Т.В. Ларин, В.П. Девяткин. – М.: Трансжелдориздат, 1956. – 286 с.
 29. **Мельниченко, О. В.** Тормозная колодка для скоростного движения/ О.В. Мельниченко, Е. В. Чупраков // Мир транспорта, 2010. – № 3. – С. 60 – 63
 30. **Вуколов, Л.А.** Испытания тормозных колодок на экспериментальном кольце / Л. А. Вуколов // Вестник ВНИИЖТ, 2002. № 4. – С. 35–36

31. **Ворончихин, А. И.** Тормозные колодки из Ярославля – это надежно! / А. И. Ворончихин // Евразия Вести, февраль 2005. – С. 18 – 19
32. **Патент РФ № 2337260**, МПК F16D65/04, B61H7/02, B61H1 на полезную модель «Тормозная колодка для высокоскоростного подвижного железнодорожного состава» / Авторы. Темников Ф. С., Темников Ю. Ф., Рейнгардт В. Г. / Патентообладатели Темников Ф. С., Темников Ю. Ф., Рейнгардт В. Г., заявка № 2007105662 от 14.02.2007, опубл. 27.10.2008, Бюл. № 30
33. **Патент РФ № 82660**, МПК B61H7/02, F16D69/02 на полезную модель «Колодка тормозная композиционная для вагонов железнодорожного подвижного состава с скребковыми вставками» / Авторы. Вуколов Л. А., Жаров В. А. / Патентообладатель ОАО «Российские железные дороги», заявка № 2008145849 от 21.11.2008, опубл. 10.05.2009, Бюл. № 13
34. **Хренов, О. В.** Металлокерамические фрикционные материалы: Учебное пособие / О.В. Хренов, А.А. Дмитриевич, А.В. Лешок. – Минск: Белорусский национальный технический университет, 2011. – 42 с., ил.
35. Оптимальное использование фрикционных материалов в узлах трения машин / Под ред. А. В. Чичинадзе. – М.: Наука, 1973. – 139 с.
36. **Анциферов, В. Н.** Порошковые легированные стали / В.Н. Анциферов, В.Б. Акименко, Л.М. Гревнов. – М.: Metallurgy, 1991. – 318 с.
37. **Кипарисов, С.** Порошковая металлургия / С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон. – М.: Metallurgy, 1980. – 496 с.
38. **Краснов, А. П.** Полимерные антифрикционные, износостойкие самосмазывающиеся материалы и покрытия / А. П. Краснов и [др.] // Тяжелое машиностроение, 2001 № 4. – С. 31 – 34
39. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: Справочник / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысельский и др.; Отв. Ред. И.М. Федорченко. – Киев: Наук. Думка, 1985. – 624 с.

40. **Федорченко, И. М.** Современные фрикционные материалы / И. М. Федорченко, В. М. Крячек, И. И. Панайоти. – «Наукова думка», Киев, 1975. – 334 с.
41. Hognas Handbook for Sintered Components // Hognas Handbook № 0: сайт компании Hognas, 2013. URL: [http:// www.hognas.com](http://www.hognas.com) (дата обращения 05.11.2013)
42. **ГОСТ 4960-2009.** Порошок медный электролитический. Технические условия. – Введ. 2010-07-01. – М.: Стандартиформ, 2009. – 16 с.
43. **ГОСТ 4404-78.** Графит для производства карандашных стержней. Технические условия. – Введ. 1980-01-01. – Издательство стандартов, 1979. – 6 с.
44. Порошки хрома восстановленного // официальный сайт ОАО «Полема». URL: <http://www.polema.net/poroshki-hroma-vostranovlennogo.html> (дата обращения 06.01.2014)
45. **ГОСТ 30558-98.** Глинозем металлургический. Технические условия. – Введ. 2000-07-01. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2002. – 7 с.
46. **ГОСТ 6613-86.** Сетки провололочные тканые с квадратными ячейками. Технические условия. – Введ. 1988-01-01. – М.: Стандартиформ, 2006. – 12 с.
47. **ГОСТ 9077-82.** Кварц молотый пылевидный. Общие технические условия. – Введ. 1983-07-01. – М.: ИПК Издательство стандартов, 1998. – 8 с.
48. Стеарат цинка // Официальный сайт компании ООО «Скоропусковский синтез». URL: http://tlv330.ru/production/stearat_cinka/ (дата обращения 22.04.2014)
49. **ГОСТ 9012-59.** Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. – Введ. 1960-01-01. – Стандартиформ, 2007. – 40 с.
50. **ГОСТ 18898-89.** Изделия порошковые. Методы определения плотности, содержания масла и пористости. – Введ. 1991-01-01. – Издательство стандартов, 1990. – 10 с.
51. Инструкция по эксплуатации тормозов подвижного состава железных дорог № ЦТ-ЦВ-ЦЛ-ВНИИЖТ/277. – Введ. 1994-05-16. – М.: Трансинфо, 2010. – 12 с.

52. **Решетов, Д. Н.** Детали машин: Учебник для студентов машиностроительных и механических специальностей вузов / Д. Н. Решетов. – 4-е изд., перераб. и доп.–М.: Машиностроение, 1989. – 496 с.: ил.
53. **Дерягин, Б. В.** Что такое трение / Б. В. Дерягин. – М.: АН СССР, 1963. – 232 с.
54. Современная трибология. Итоги и перспективы / Отв. ред. К.В. Фролов. – М.: Издательство ЛКИ, 2008. – 480 с.
55. **Боуден, Ф. П.** Трение и смазка твердых тел: Монография. / Ф. П. Боуден, Д. Тейбор / Пер. с англ. Под ред. д-ра техн. наук И.В.Крагельского. – М.: Машиностроение, 1968. – 544с.
56. **Гершман, И. С.** Самоорганизация вторичных структур при трении / И.С. Гершман и [др.] // Трение и износ, 1998. – Том 24. – № 3. – С. 329 – 334
57. **Захаров, С. М.** Структурно-динамическая теория трибосистем Л.И. Бершадского / С. М. Захаров // Трение и износ, 1998. – Том 24.– № 3. С. 307–311
58. **Гаркунов, Д. Н.** Триботехника (износ и безысность): Учебник / Д. Н. Гаркунов – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: «Издательство МСХА», 2001.– 616 с., ил.
59. **Марков, Д. П.** Механизмы сцепления пары колесо — рельс с учетом фоновонного трения / Д. П. Марков // Вестник ВНИИЖТ, 2003. – № 6. – С. 13–15
60. **Векшинский, С. А.** Новый метод металлографического исследования сплавов. Этюды металлографии конденсированных систем / С.А. Векшинский. – Москва-Ленинград, ОГИЗ Гос. изд-во тех-теор. лит-ры, 1944. - 252 с.
61. **ГОСТ 8233-56.** Сталь. Эталоны микроструктуры. – Введ. 1957-07-01. – ИПК Издательство стандартов, 2004 – 12 с.
62. **ГОСТ 5639-82.** Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 1983-01-01. – ИПК Издательство стандартов, 2003. – 38 с.
63. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. Сплав. Изд./ Энгель Л., Клингеле Г. Пер. с нем.. – М., Металлургия. 1986. – 213 с.

64. **Беккерт, М.** Справочник по металлографическому травлению / М. Беккерт, Х. Клемм. – Лейпциг, 1976. – Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 336 с., ил.
65. **Гордеева, Т.А.** Анализ изломов при оценке надежности материалов / Т. А. Гордеева, И. П. Жегина. – М.: Машиностроение, 1978. – 200 с.
66. **Рыбакова, Л. М.** Структура и износостойкость металла / Л. М. Рыбакова, Л. И. Куксенкова. – М.: Машиностроение 1982. – 212 с.
67. Практическая растровая электронная микроскопия: пер. с англ. / Под ред. Дж. Гоулдстейна, Х. Яковица. – М.: Мир, 1978. – 320 с.
68. **Глазов, В.М.** Микротвердость металлов и полупроводников / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1969. – 248 с.
69. **Григорович, В. К.** Твердость и микротвердость металлов / В. К. Григорович. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
70. **ГОСТ 9450-76.** Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – Введ. 1977-01-01. – М.: Издательство стандартов, 1993. – 35 с.
71. **Калиткин, Н. Н.** Численные методы / Н. Н. Калиткин. – М.: Наука, 1978. – 512 с.
72. **Кацев, П. Г.** Статистические методы исследования режущего инструмента / П. Г. Кацев. – М.: Машиностроение, 1968. – 156 с.
73. **Лужнов, Ю. М.** Нанотрибология сцепления колес с рельсами. Реальность и возможности / Ю. М. Лужнов. – М.: Интекст, 2009. – 176 с.
74. **Иванов, И. А.** К вопросу о перспективах использования бандажных колесных пар повышенной твердости / И. А. Иванов и [др.]. – Новые материалы и технологии в машиностроении. Сборник научных трудов по итогам международной научно-технической конференции. Выпуск 7. – Брянск: БГИТА, 2007. – 171 с. – С. 39–43
75. **Нирконэн, В. Т.** Повышенный износ колесных пар и рельсов / В. Т. Нирконэн // Путь и путевое хозяйство, 2009. – № 9. – С. 13 – 14

76. **Алехин, А. Л.** Динамические испытания контррельса / А. Л. Алехин, В. В. Варенцов, А.В. Петраш и [др.] // Путь и путевое хозяйство, 2009. – № 9. – С. 18 – 19
77. **Шур, Е. А.** Технические решения по повышению качества рельсов, апробированные на Экспериментальном кольце / Е. А. Шур // Вестник ВНИИЖТ, 2002. – № 4. – С. 18 – 19
78. **Окладников, Е. В.** Рельсы отечественных и иностранных предприятий / Е. В. Окладников // Путь и путевое хозяйство, 2010. – № 6. – С. 11 – 17
79. Регулирование трения в системе колесо-рельс // Железные дороги мира. 2009. № 7. С. 71 – 77. – Перевод изд.: Railway Track & Structures, 2008. – № 2. – р. 25 – 30
80. **Рейф, Р.** Управление трением на поверхности катания рельсов / Р. Рейф // Железные дороги мира, 2006. – № 4. – С. 20–22
81. **Ратников, А. И.** Эффективность лубрикации / А. И. Ратников // Путь и путевое хозяйство, 2010. – № 11. – С. 2 – 10
82. **Шур, Е. А.** К вопросу об оптимальном соотношении твердости рельсов и колес / Е. А. Шур // Вестник ВНИИЖТ, 2006. – № 3. – С. 11–12
83. Лазерная очистка поверхности катания рельсов // Железные дороги мира, 2004. – № 4. – С. 65–67
84. **Воробьев, Д. В.** Улучшение фрикционных характеристик пары трения колесо-рельс за счет воздействия на контакт электрического тока и магнитного поля: дис. ... канд. техн. наук : 05.22.07 / Воробьев Дмитрий Владимирович.– Брянск, 2005. – 153 с.
85. **Шакина, А. В.** Исследование механизмов изнашивания рельсов в криволинейных участках пути на примере Дальневосточной железной дороги / А. В. Шакина, С. В. Биленко, В. С. Фадеев, О. В. Штанов // Фундаментальные исследования, № 4, Ч. 5, 2013, 1296 с. – С. 1103 – 1108
86. **Шакина, А. В.** Микромеханизмы изнашивания в системе колесо-рельс / А. В. Шакина, В. С. Фадеев, С. В. Биленко // Научно-техническое творчество аспирантов и студентов: материалы 41-й научно-технической конферен-

- ции аспирантов и студентов (г. Комсомольск-на-Амуре, 2011 г.). В 4 ч. Ч. 2 / редкол.: А.М. Шпилев (отв. ред.) и др. – Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КНАГТУ», 2011. – 299 с. – С. 257 – 259
87. **Shakina, A. V.** The research of the wear mechanisms in the “wheel – rail” system / A. V. Shakina, V. S. Fadeev, O. V. Shtanov // Modern materials and technologies 2011: International Russian-Chinese Symposium. Proceedings. – Khabarovsk: Pacific National University, 2011. – 485 p. – p. 211 – 216
88. **Шакина, А.В.** Исследование механизмов износа боковой поверхности рельсов на примере дальневосточной железной дороги / А. В. Шакина // Итоги диссертационных исследований. Том 1. – Материалы III Всероссийского конкурса молодых ученых. – М.: РАН, 2011. – 236 с. – с. 99 – 108
89. **Шакина, А. В.** Исследование изнашивания и его предотвращение в системе «тормозная колодка – колесо – рельс» / А. В. Шакина, С. В. Биленко, В. С. Фадеев, О. В. Штанов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – Издательство Самарского научного центра РАН. – Том 14 № 4 (5), 2012. – С. 1335 – 1337.
90. **Шакина, А.В.** Исследование изнашивания и его предотвращение в системе «Тормозная колодка – Колесо – Рельс» / А. В. Шакина, С. В. Биленко, Н. М. Паладин, В. С. Фадеев, О. В. Штанов // Проблемы науки, техники и образования в современном мире: сборник научных трудов по материалам Международной заочной научно-практической конференции 30 ноября 2012 г. Липецк, Липецкая областная общественная организация Всероссийского общества изобретателей и рационализаторов, 2012, 234 с. – С. 126 – 127.
91. **Шакина, А.В.** Разработка металлокерамического материала тормозной колодки / А. В. Шакина, С. В. Биленко, В. С. Фадеев, О. В. Штанов // Современная наука: реальность и перспективы: сборник научных трудов по материалам Международной заочной научно-практической конференции 18 февраля 2013 г. Липецк, Липецкая областная общественная организация Всероссийского общества изобретателей и рационализаторов, 2013, 167 с. – С. 90.

92. **Шакина, А. В.** Исследования фрикционных материалов вагонной тормозной колодки / А. В. Шакина, С. В. Биленко, О. В. Штанов, В. С. Фадеев // Инновационные материалы и технологии: достижения, проблемы, решения. Школа-семинар по фундаментальным основам создания инновационных материалов и технологий: материалы Междунар. науч.-техн. конф., Комсомольск-на-Амуре, 21-22 июня 2013 г. в 2 ч. Ч.1 / редкол. : А.М. Шпилев (отв. ред.) [и др.]. – Комсомольск-на-Амуре : ФГБОУ ВПО «КНАГТУ», 2013. – 379 с. – С. 236– 239
93. **ГОСТ 3443-87.** Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – Введ. 1988-07-01. – М.: Стандартиформ, 2005. – 43 с.
94. Теплопроводность стали и чугуна, теплофизические свойства / Интернет-издание «Справочник теплофизика». URL: http://thermalinfo.ru/publ/tverdye_veshhestva/metally_i_splavy/teploprovodnost_teploemkost_stalej_i_chuguna/7-1-0-8 (дата обращения 16.04.2014)
95. **Патент РФ № 125950**, МПК В61Н 1/00, F16D 65/04, F16D 69/00 на полезную модель «Тормозная вагонная композиционная колодка»/ Авторы. Фадеев В.С., Конаков А.В., Чигрин Ю.Л., Штанов О.В., Ободовский Ю.В., Паладин Н.М., Шакина А.В./ Патентообладатель ЗАО «Современные тормозные системы», заявка № 2012129940 от 16.07.2012, опубл. 20.03.2013, Бюл. № 8
96. **Патент РФ № 126300**, МПК В61Н 1/00, F16D 65/04, F16D 69/00 на полезную модель «Тормозная вагонная колодка с композиционными вставками»/ Авторы. Фадеев В.С., Конаков А.В., Чигрин Ю.Л., Штанов О.В., Ободовский Ю.В., Паладин Н.М., Шакина А.В./ Патентообладатель ЗАО «Современные тормозные системы», заявка № 2012129936 от 16.07.2012, опубл. 20.04.2013, Бюл. № 11
97. **Патент РФ № 133489**, МПК В61Н 1/00 на полезную модель «Колодка вагонная тормозная композиционная на основе железа»/ Авторы. Фадеев В.С., Конаков А.В., Чигрин Ю.Л., Штанов О.В., Ободовский Ю.В., Паладин Н.М.,

- Шакина А.В., Довгаль О.В./ Патентообладатель ООО «Научно-технический центр Информационные Технологии», заявка № 2013127621 от 18.06.2013, опубл. 20.10.2013, Бюл. № 29
98. **Патент РФ № 133490**, МПК В61Н 1/00 на полезную модель «Колодка вагонная тормозная композиционная на основе железа»/ Авторы. Фадеев В.С., Конаков А.В., Чигрин Ю.Л., Штанов О.В., Ободовский Ю.В., Паладин Н.М., Шакина А.В., Довгаль О.В./ Патентообладатель ООО «Научно-технический центр Информационные Технологии», заявка № 2013127622 от 18.06.2013, опубл. 20.10.2013, Бюл. № 29
99. **Патент РФ № 127350**, МПК В61Н 1/00, F16D 65/04, F16D 69/00 на полезную модель «Тормозная композиционная колодка для локомотивов и моторов»/ Авторы. Фадеев В.С., Конаков А.В., Чигрин Ю.Л., Штанов О.В., Ободовский Ю.В., Паладин Н.М., Шакина А.В./ Патентообладатель ЗАО «Современные тормозные системы», заявка № 2012129938 от 16.07.2012, опубл. 27.04.2013, Бюл. № 12
100. **Патент РФ № 126300**, МПК В61Н 1/00, F16D 65/04, F16D 69/00 на полезную модель «Тормозная колодка с композиционными вставками для локомотивов и моторов»/ Авторы. Фадеев В.С., Конаков А.В., Чигрин Ю.Л., Штанов О.В., Ободовский Ю.В., Паладин Н.М., Шакина А.В./ Патентообладатель ЗАО «Современные тормозные системы», заявка № 2012129939 от 16.07.2012, опубл. 27.03.2013, Бюл. № 9
101. **Крагельский, И. В.** Развитие науки о трении. Сухое трение / И. В. Крагельский, В. С. Щедров. – Издательство академии наук СССР. Москва, 1956.– 237 с.
102. **Крагельский, И.В.** Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. – М.: Машиностроение, 1977 – 526 с., ил.
103. Словарь-справочник по трению, износу, смазке деталей машин / В.Д. Зозуля и [др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – Киев : Наук.думка, 1990. – 264 с.
104. **ГОСТ 27674-88.** Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения.- Введ. 1989-01-01. – М.: Издательство стандартов, 1988. – 21 с.

105. **Верхотуров, А. Д.** Методология создания сварочных материалов : монография / А.Д. Верхотуров, Э.Г. Бабенко, В.М. Макиенко ; под ред. чл.-корр. РАН Б.А. Воронова. – Хабаровск : Изд-во ДВГУПС, 2008. – 126 с. – Библиогр.: с. 119–126.
106. **Володарский, Е. Т.** Планирование и организация измерительного эксперимента / Е. Т. Володарский, Б. М. Малиновский, Ю. М. Туз. – Вища школа, 1987. – 280 с.
107. **Адлер, Ю. П.** Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. – М.: Наука, 1976. – 139 с.
108. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди / под ред. Шухардина С.В. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
109. **Баннх, О. А.** Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / О. А. Баннх, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
110. **Шакина, А.В.** Исследования влияния состава и структуры железо-медных порошковых материалов на фрикционные свойства / А.В. Шакина, В.С. Фадеев, О.В. Штанов // Перспективные материалы. – 2014. – № 5. – С. 54–58
111. **Лахтин, Ю. М.** Металловедение и термическая обработка металлов: Учебник для металлургических специальностей / Ю. М. Лахтин. – 3-е изд. – М.: Машиностроение, 1983. – 359 с.
112. **Шакина, А.В.** Исследование влияния углерода и фрикционного наполнителя на свойства порошкового фрикционного материала / А.В. Шакина, О.В. Штанов // Вопросы материаловедения, 2014. – № 2 (78). – С. 99–105
113. **Еремеева, Ж.В.** Влияние природы углеродных материалов на структуру и свойства порошковых сталей: дис. ... д-ра тех. наук.: 05.16.06 / Еремеева Жанна Владимировна. – Москва, 2010. – 383 с.
114. **Чалый, В. П.** Гидроокиси металлов (Закономерности образования, состав, структура и свойства) / В. П. Чалый. – Киев: Наукова думка, 1972. – 160 с.

115. **Красильникова, М. К.** Свойства минеральных наполнителей – белых саж и перспективы их применения в шинной промышленности / М. К. Красильникова, Н. Н. Лежнев. – М.: ЦНИИТЭнефтехим, 1980. – 45 с.