

На правах рукописи



ФАДИН Виктор Вениаминович

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ
СЛОЁВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ
УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ И СКОЛЬЗЯЩЕГО ТОКОСЪЁМА**

Специальность 1.3.8. (01.04.07) Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени

доктора технических наук

Томск - 2021

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук

Научный консультант:

доктор физико-математических наук, профессор

Колубаев Александр Викторович

Официальные оппоненты:

Климёнов Василий Александрович – доктор технических наук, профессор, руководитель отделения материаловедения Инженерной школы новых производственных технологий НИ ТПУ, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»

Клопотов Анатолий Анатольевич - доктор физико-математических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет»

Афанасьев Николай Иванович – доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник отдела структурной макрокинетики Томского научного центра

Ведущая организация

Федеральное государственное бюджетное учреждение высшего образования «Самарский государственный технический университет»

Защита диссертации состоится 28 января 2022 г. в 14 час. 30 мин. на заседании диссертационного совета 24.1.135.01 (Д003.038.01) на базе Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН) по адресу: 634055, пр. Академический 2/4; e-mail: ovs@ispms.ru

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на официальном сайте ИФПМ СО РАН <http://www.ispms.ru>

Автореферат разослан « » _____ 2021 г.

Учёный секретарь диссертационного совета
доктор технических наук, профессор



Сизова
Ольга Владимировна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность исследований. Необходимость создания объектов новой техники, узлы трения которых должны работать в тяжёлых условиях (вакуум, пониженные и повышенные температуры, высокие скорости и нагрузки, агрессивные среды, сильная радиация и т.п.), повышает требования к материалам пары трения – подшипникам, тормозам, передаточным устройствам, уплотнениям и пр. Это указывает на актуальность работ, направленных на создание новых функциональных триботехнических материалов или на создание новых трибосочетаний известных материалов для оснащения узлов трения с высокой износостойкостью. Однако успехи в создании таких материалов или таких узлов трения и обеспечение оптимальных условий их эксплуатации зависят от достаточно глубокого понимания механизмов трения и износа.

Среди материалов, предназначенных для узлов трения скольжения, большую долю составляют спеченные порошковые материалы. Новизна получения этих структур практически исчерпана, поэтому новые функциональные материалы должны иметь новые особенности исходной структуры или структуры контактного слоя, или должны быть получены способами, имеющими отличительные особенности, или должны иметь новые приложения с нестандартными условиями трения, например, трения с высоким внешним энергетическим воздействием на поверхностный слой. Обычно триботехнические материалы предназначены для трения в условиях квазиупругой деформации в пятнах контакта. Однако в некоторых случаях внешнее воздействие вызывает неизбежную пластическую деформацию поверхностного слоя, приводящую к его разрушению и износу. Изучение закономерностей и особенностей поведения материалов в этих экстремальных условиях трения представляет научный и практический интерес. Поэтому актуальность таких работ не вызывает сомнений.

Степень разработанности темы. Трение и износ были объектами изучения многих исследователей из разных стран, например, И.М. Федорченко, А.В. Белый, И.В. Крагельский, А.В. Чичинадзе, В.Е. Панин, Н.К. Мышкин, Б.И. Костецкий, P.J. Blau, F.P. Bowden and D. Tabor и др. Предметами их изучения были различные процессы в зоне контакта, т.е. типы деформации поверхностного слоя, механохимические процессы, структурные изменения при трении и механизмы разрушения поверхностного слоя, их взаимосвязь со структурой материала, износом и т.п. Обычно высокая износостойкость материала достигается в случае стабилизации структуры контактного поверхностного слоя. Часто стабильность структуры поверхностного слоя создается за счёт его упрочнения путем введения легирующих элементов или упрочняющих твёрдых фаз, или аналогичного упрочнения исходной структуры материала (и, одновременно, увеличения прочности поверхностного слоя при сдвиге) с целью обеспечения упругого деформирования в пятнах касания. В этих условиях микрообъёмы, прилегающие к пятнам контакта, деформируются упруго и разрушение поверхностного слоя происходит в условиях

многоциклового усталости. В этом случае экстремальные условия изнашивания часто отсутствуют и интенсивность изнашивания иногда можно предсказать на основе некоторых теорий износа. Высокая износостойкость проявляется в условиях упругой деформации или удовлетворительной релаксации напряжений в поверхностном слое, т.е. при высокой твердости или при высокой локальной пластичности контактного слоя.

Экстремальные условия трения характеризуются, прежде всего, высоким энергетическим воздействием на поверхностный слой. Энергетический поток может иметь различную природу, т.е. он может быть произведён механическими факторами (например, высоким контактным давлением, высокой скоростью скольжения и т.п.) или электрическим током высокой контактной плотности. Обычно сильное энергетическое воздействие на поверхностный слой приводит к его структурным изменениям и появлению трибослоя, которые являются способами релаксации напряжений. Износостойкость полностью определяется свойствами трибослоя, сдвиговая устойчивость которого зависит от многих входных параметров трибосистемы – контактного давления, исходной структуры материала, окружающей среды (вида смазки) и т.п. Поэтому высокая износостойкость достигается при соответствующем наборе этих параметров.

Одной из основных тенденций в развитии антифрикционных материалов, предназначенных для трения при высоких механических нагрузках, является создание гетерофазной структуры с целью обеспечения оптимального распределения напряжений. Такие композиционные материалы должны иметь высокие прочность на сжатие и усталостную прочность, высокие теплопроводность и стойкость против термической деградации, низкую стоимость и хорошую обрабатываемость, способность формировать низкие коэффициент трения и интенсивность изнашивания. Технология изготовления таких композитов должна не допускать появления растворов и химических соединений на межфазной границе. Вероятным способом, который удовлетворяет этим условиям, является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) карбида титана вследствие кратковременности реакции. Возможности этого способа и свойства СВС-материалов следует изучить.

Скольжение при низком контактном давлении, но с высокой плотностью энергии в пятнах контакта можно реализовать при пропускании электрического тока через скользящий контакт, особенно без смазки. В этом случае выделяется большое количество теплоты Джоуля, что приводит к заметному уменьшению предела текучести материала поверхностного слоя, усилению адгезии в контакте и активации химических реакций. Релаксация напряжений в окрестности возникающих концентраторов напряжений наиболее просто должна произойти за счёт пластических микросдвигов, которые затруднены в упрочненном поверхностном слое. Режимы трения, когда микрообъёмы в пятнах контакта и в их окрестности испытывают, в основном, пластическую деформацию и хрупкое разрушение, следует считать экстремальными, т.к.

поверхностный слой деформируется в условиях малоциклового усталости. Изучение поведения материала и достижение его высокой износостойкости в таких условиях представляет большой научный и практический интерес.

Стабилизация структуры поверхностного слоя к макросдвигу и управление характеристиками трибосистемы часто осуществляется путем выбора исходной (*первичной*) структуры контактирующих материалов. Конструкции известных износостойких материалов и номенклатура их структур недостаточно полно соответствует многообразию условий трения. Поэтому представляет интерес изучить возможности создания материалов с исходной структурой, способной обеспечить минимальный износ путём формирования соответствующей структуры материала поверхностного слоя. Структурные изменения поверхностного слоя должны быть изучены во взаимосвязи с функциональными характеристиками трибосистемы вплоть до достижения критического (предельного) состояния материала поверхностного слоя, когда его сдвиговая устойчивость близка к нулю. Это позволит продвинуться в решении актуальной задачи оптимизации состава исходной структуры материала и создания вполне совместимой пары трения.

Цель и задачи. Целью настоящей работы является экспериментальное установление закономерностей изменения структуры пластически деформируемых поверхностных слоёв металлических материалов во взаимосвязи с их первичной структурой и их контактными характеристиками в условиях высокоэнергетического воздействия трением или трением с током. Для достижения цели необходимо решить следующие **задачи**:

1. Выяснить закономерности разрушения поверхностных слоёв металлических композитов, содержащих TiC, в зависимости от заданной структуры и теплопроводности металлической матрицы при граничном скольжении под высоким давлением.
2. Установить взаимосвязь структуры поверхностных слоёв металлических графитсодержащих композитов и механизмов их разрушения под воздействием электрического тока экстремально высокой плотности при сухом скольжении.
3. Провести анализ роли первичной структуры в скорости разрушения контактных слоёв металлических материалов при трении под воздействием экстремальных контактных давлений или токовых нагрузок.
4. Найти особенности структуры поверхностных слоёв, обуславливающие их высокую сдвиговую устойчивость на макромасштабном уровне при приближении к предельным состояниям под воздействием тока.
5. Определить возможность снижения износа в контакте путём изучения характера контактного взаимодействия металлических композитов в присутствии модельной жидкометаллической среды между поверхностями трения.

Научная новизна

1. Обнаружена аномальная концентрационная зависимость теплопроводности материалов, полученных методом

самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и предложен расчёт теплопроводности, позволяющий составить новую трактовку этого явления.

2. Показана взаимосвязь между триботехническими характеристиками, теплопроводностью и особенностями структуры СВС-композитов, что послужило основой создания нового композита с иерархической структурой, проявившего высокую износостойкость при скольжении с экстремально высоким давлением.

3. Установлено, что удельная мощность на пятнах контакта, приводящая к предельному состоянию поверхностного слоя при граничном трении с высоким контактным давлением и со скоростью менее 1 м/с, не превышает 0,1 МВт/см². Предельное состояние поверхностного слоя при сухом скольжении со скоростью 5 м/с под воздействием электрического тока достигается при удельной мощности на пятнах контакта в пределах (0,4-1) МВт/см².

4. Представлена закономерность, согласно которой исходная структура, упрочненная твёрдыми растворами или химическими соединениями (интерметаллидами и т.п.) проявляет низкую прочность в зоне контакта и разрушается в зависимости от условий триботехнического нагружения по разным механизмам, в частности, вследствие неограниченного пластического течения, образования трещин при адгезии и т.п.

5. Установлено, что при сухом скольжении с плотностью тока в пределах 20-70 А/см² и при удельной мощности менее 0,3 МВт/см² в пятнах контакта первичной структуры происходит структурное превращение как способ релаксации напряжений и образуется трибослой, толщина которого увеличивается при увеличении плотности тока. В материалах с упрочненной первичной структурой формируется трибослой с большой толщиной (до 50 мкм) и с высокой концентрацией несплошностей (пор, трещин и т.п.) в предельном структурном состоянии. Предложена полуэмпирическая оценка удельного электросопротивления трибослоя после скольжения с токосъёмом и установлено, что оно может превышать удельное электросопротивление первичной структуры более, чем в 70 раз.

6. Показано, что средняя температура контакта материалов с упрочнённой первичной структурой выше, чем температура контакта чистых материалов. Эта температура не превышает 350°С в предельном состоянии трибослоя при сухом скольжении с токосъёмом, но в предельном состоянии поверхностного слоя при граничном трении под высоким давлением принимает значения более 400°С.

7. Отмечено, что на поверхности трения часто наблюдаются следы вязкого пластического течения и признаки образования жидкости. Этот эффект плавления контактного слоя проявляется вследствие его пластической деформации, эффективно способствует релаксации напряжений, т.к. соответствует высокой устойчивости трибослоя к сдвигу на макромасштабном уровне. Плавление является признаком образования диссипативной структуры

и наблюдается наиболее явно в контакте теплопроводных материалов на основе меди.

8. Установлено, что имитация эффекта плавления контактного слоя путём введения расплава олова и свинца в контактное пространство приводит к некоторому увеличению износостойкости, но расплав не защищает поверхностный слой от пластической деформации и не приводит к заметному увеличению его устойчивости к макросдвигу.

Теоретическая значимость Полученные данные имеют фундаментальную направленность и вносят существенный вклад в понимание закономерностей контактного взаимодействия пластически деформируемых поверхностных слоёв в процессе скольжения. Найденные взаимосвязи исходной структуры, структурных изменений поверхностного слоя и износостойкости расширяют представления о физических механизмах разрушения поверхности трения и позволяют более обоснованно предсказать эффективность применения какого-либо материала в тяжелых режимах трения.

Приведены обоснования того, что материал, исходная структура которого упрочнена легированием или фазами, не способен к быстрой релаксации напряжений за счёт пластической деформации и формирует сдвиgoneустойчивый поверхностный слой, который разрушается быстрее поверхностного слоя неупрочненного материала в лабораторных и промышленных условиях.

Практическая значимость. Разработан новый способ получения низкопористых матричных композитов на основе карбида титана с металлической связкой путём прессования в волне технологического горения. Обоснована возможность их применения в качестве несущей структурной составляющей для создания композитов с иерархической структурой, пригодных к применению в тяжелых условиях буровой скважины. Представлена иерархия первичной структуры такого композита.

Изучена взаимосвязь условий трения, характеристик контакта и состава каркасного спечённого композита на основе стали ШХ15, восстановленной из шлифовального шлама. Разработана технология получения самосмазывающихся втулок из такого композита для тормозной системы ж/д вагонов.

Впервые экспериментально показан эффект плавления поверхности трения под воздействием электрического тока вследствие пластической деформации трибослоя. Отмечено, что к настоящему времени это наблюдается только при скольжении с токосъёмом и является одним из удовлетворительных способов релаксации напряжений, т.к. износостойкость вполне высокая. Однако осуществление модельного скольжения со специально созданным расплавом легкоплавких металлов в контактном пространстве в условиях токосъёма привело к выводу о том, что уменьшение напряжений с помощью такого расплава в поверхностном слое неэффективно, несмотря на увеличение износостойкости.

Результаты работы позволяют выработать рекомендации для выбора исходной структуры новых токосъёмных материалов, износостойких при сухом скольжении с плотностью тока более 100 A/cm^2 , что должно быть полезным при разработке щеток малогабаритного электродвигателя с высокой мощностью.

Методология и методы исследования. Основой методологии служили сведения о процессах в поверхностном слое при трении, полученные разными исследователями, представленными в списке литературы. Главным процессом считается пластическая деформация поверхностного слоя. В работе применены рентгеноспектральный микроанализ, растровая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, Оже-спектроскопия, оптическая металлография, методы измерения твердости и микротвердости и другие стандартные методики. Материалы для исследований получены стандартными и оригинальными способами и представлены в тексте настоящей работы. Схемы триботехнических сопряжений соответствуют ГОСТ.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности разрушения поверхностных слоёв композитов, содержащих СВ-синтезированный TiC, заключающиеся в том, что иерархическая первичная структура композита и высокая теплопроводность наполнителя являются основными факторами, способствующими эффективной релаксации напряжений, снижению адгезии и достижению удовлетворительной прочности поверхностного слоя при предельно высоких контактных давлениях в условиях граничного трения.

2. Структурные превращения в поверхностном слое металлических графитсодержащих композитов под воздействием электрического тока повышенной плотности при сухом скольжении по закаленной стали, заключающиеся в образовании композиционного трибослоя, содержащего исходные фазы и вюстит (FeO) и допускающего быструю релаксацию напряжений, что проявляется как удовлетворительная прочность трибослоя при сдвиге на макромасштабном уровне.

3. Особенность структурных изменений поверхностных слоёв металлических материалов при скольжении под воздействием тока, заключающаяся в том, что сосуществование FeO и вязкого течения на поверхности трения обеспечивает удовлетворительную релаксацию напряжений в пятнах контакта и высокую устойчивость поверхностного слоя к сдвигу на макромасштабном уровне.

4. Проявление вязкого течения на поверхности трения, указывающего достижение максимального значения работы разрушения поверхностного слоя в заданном режиме трения и обеспечивающего снижение тепловых параметров скользящего электроконтакта при приближении к режиму катастрофического изнашивания.

5. Характер контактного взаимодействия в присутствии расплава свинца и олова в зоне трения металлических композитов при наложении электрического тока, обуславливающий хрупкое разрушение структурных составляющих и образование трибослоя без признаков формирования многоуровневой

структуры, а также без заметного увеличения сдвиговой устойчивости на макромасштабном уровне в сравнении со сдвиговой устойчивостью трибослоя в сухом контакте. **Достоверность** полученных результатов исследования обеспечена корректностью постановки задачи, большим набором взаимосвязанных экспериментальных данных, использованием современных экспериментальных методов исследования и аппаратуры, хорошей воспроизводимостью результатов и согласованностью установленных закономерностей между собой и с общими физическими представлениями.

Апробация работы. Основные результаты и положения диссертации были доложены на следующих конференциях, совещаниях и семинарах: 1 Всес. симп. по макрокинетике и химической газодинамике (Черноголовка, 1984); 6 Всес. конф. по горячему прессованию (Новочеркасск, 1985); Всес. конф. «Современные проблемы триботехнологии» (Николаев, 1988); Всес. конф. «Износостойкость машин» (Брянск, 1991); межд. науч. практ. сем. «ТриБОЛОГ 10М, SLAVIANTRIBO-1» (Рыбинск, 1993); Int. conf. «Deformation and Fracture» (Kosice, 1996); Int. conf. «Tribotechnics in theory and practice» (Praha, 1997); 4 Sino-Russian Simp. «Advanced materials and processes» (Beijing, 1997); науч.-практич. конф. «Транссиб-99» (Новосибирск, 1999); научно-тех. конф. «Надёжность машин» (Минск, 2001); межд. конф. «Новые перспективные материалы и технологии их получения» (Волгоград, 2004); Int. conf. «Baltrib-2005» (Lithuania, 2005); III Межд. науч.-тех. конф. «Современные проблемы машиностроения» (Томск, 2006); 16 Межд. конф. «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара, 2006); V Межд. технол. конгресс «Военная техника, вооружение и современные технологии при создании продукции военного и гражданского назначения» (Омск, 2007); межд. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2007); International Scientific Conference «Baltrib-2007» (Kaunas, Lithuania, 2007); Межд. школа-семинар «Многоуровневые подходы в физической мезомеханике», (Томск, 2008); 8 Межд. конф. «Трибология и надёжность». (С-Петербург, 2008); 3 межд. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2009); Межд. конф. по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов, (Томск, 2011); VIII Межд. науч. школа-конференция «Фундаментальное и прикладное материаловедение», (Барнаул, 2011); V международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», (Москва, 2013); Межд. конф. «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций», (Томск, 2016); VII межд. конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», (Москва 2017); Межд. конф. «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», (Екатеринбург, 2018), Межд. конф. «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций», (Томск, 2019); Межд. конф. «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций», (Томск, 2020).

Публикации. Основное содержание работы изложено в 47 публикациях, из них 26 статей в журналах, рекомендованных ВАК РФ, 5 статей в зарубежных изданиях, включенных в базы данных Scopus и Web of Science, 8 патентов РФ, остальные – в сборниках материалов российских и зарубежных конференций разного уровня.

Личный вклад автора. Основной вклад в представленные исследования автор внес лично, в частности, постановку идеи экспериментов и их техническое оформление, а также обработку полученных данных, написание статей и представление докладов. Все пункты диссертации и выводы автор сформулировал самостоятельно.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертация по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует п.1 «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и в том числе материалов световодов как в твердом, так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления», а также п.7 «Технические и технологические приложения физики конденсированного состояния» паспорта научной специальности 1.3.8. (01.04.07) – физика конденсированного состояния.

Структура и объём диссертации. Диссертация состоит из введения, шести разделов, заключения, списка литературы и приложений, включающих акты испытаний материалов, изучаемых в работе. Объём диссертации составляет 271 страницу, включая 189 рисунков, 23 таблицы и список литературы из 232 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертации, степень её разработанности, приведены цель и задачи исследования, научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы, методология и методы исследования, положения, выносимые на защиту, степень достоверности, вклад автора и апробация результатов исследования.

В первом разделе представлен обзор литературы, содержащей сведения о явлениях в зоне скользящего контакта и закономерностях разрушения поверхностного слоя разных материалов в разных условиях трения. Отмечено, что износ возникает часто как следствие усталостного разрушения поверхностного слоя. Высокая износостойкость является показателем высокой усталостной прочности поверхностного слоя и определяется характером контактного взаимодействия, т.е. зависит от структуры поверхностного слоя, от контактного давления, первичной структуры контактирующих материалов, геометрии контакта и других входных параметров трибосистемы. Износостойкость является основной характеристикой триботехнического поведения материала и её высокое значение обусловлено высокой сдвиговой устойчивостью структуры поверхностного слоя к внешнему воздействию, т.е. должна реализоваться быстрая релаксация напряжений за счёт пластической деформации поверхностного слоя и его разрушение осуществляется в условиях усталости,

близкой к многоцикловой. При экстремальном внешнем трибовоздействии на поверхностный слой происходит его пластическая деформация и слой разрушается в режиме малоцикловой усталости.

Наиболее сильное взаимодействие происходит в пятнах контакта, где мощность импульса внешнего воздействия может достигать значений $10^5 \div 10^6$ Вт/см², что может перевести материал в другое структурное состояние. В общем случае многообразие процессов, протекающих одновременно в пятне контакта, препятствует созданию материалов для узлов трения на основе чётких теоретических представлений о механизме трения. Поэтому пока приходится широко применять экспериментальные методы исследования. Это может помочь решить актуальную задачу – найти принципиальные особенности конструкции и фазовый состав материала, износостойкого в тяжелых условиях трения. Минимальный износ в условиях малоцикловой усталости поверхностных слоёв достигается за счёт удовлетворительной релаксации напряжений в зоне контакта.

Композиты для трения под высоким контактным давлением были получены прессованием экзотермической порошковой шихты в волне технологического горения. СВС-композиты составов TiC-(40-50)%Fe имели механические свойства, близкие к свойствам промышленных спечённых карбидосталей составов TiC-хромистая сталь и TiC-Fe. Это указало на применимость СВС-метода для получения композитов на основе TiC с разными матрицами. Расположение зёрен TiC в объёме СВС-композитов составов 50 об.%TiC-металл было равномерным (рисунок 1). Рентгеновским фазовым анализом установлено, что параметр решётки TiC имеет пределы 0,4324-0,4329 нм. Было предположено, что содержание кислорода и азота в решётке TiC мало. Это значит, что свойства TiC во всех композитах одинаковы и свойства СВС-композитов зависят только от состава матрицы.

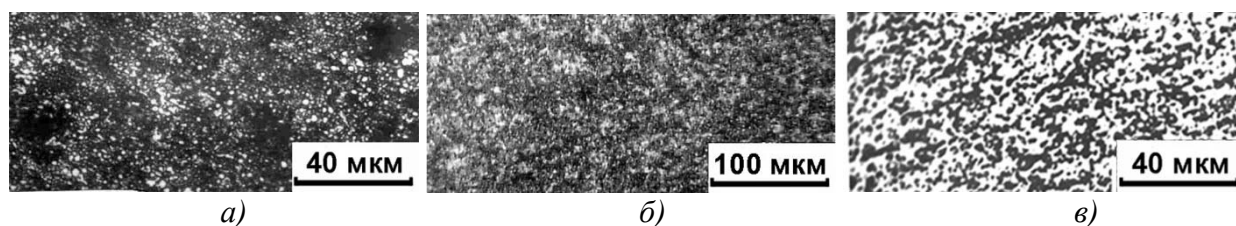


Рисунок 1 - Микроструктура СВС-композитов составов TiC-30 об.% Cu-20 об.% Fe (а), TiC-50 об.% (Ni-Cr) (б), TiC-30 об.% Cu-20 об.% Г13 (в) после прессования в волне горения

Обнаружено, что теплопроводность λ композитов составов 50%TiC-Cu-Fe снижалась при увеличении концентрации меди. Трактовка этого аномального явления представлена на основе следующих соображений: теплопроводность границы TiC-Cu низка вследствие отсутствия смачивания. Введение железа в шихту может привести к образованию железных плёнок на зернах TiC. Теплопроводность границы TiC/Fe выше теплопроводности границы TiC/Cu. Поэтому увеличение концентрации железа до некоторого значения приводит к увеличению теплопроводности композиции TiC-Cu-Fe и зависимость теплопро-

водности λ от концентрации железа должна иметь максимум. Эти соображения были представлены аналитически с позиций обобщённой теории переноса.

Во втором разделе приведены начальные данные о триботехническом поведении и о механизмах разрушения поверхностных слоёв СВС-материалов на основе TiC, имеющих одинаковую конструкцию с двухуровневой релаксацией напряжений. Трение осуществлено на буровом стенде СКБ-5 по схеме «торцевого уплотнения» с графитовой смазкой. Скорость скольжения $v=0,5$ м/с, путь трения 5 км. Показано, что композиты составов TiC-Cu-(Co,Ni-Cr) твёрдостью $HV=(3-9)$ ГПа и теплопроводностью $\lambda_2=(10-22)$ Вт/м·К в исходном состоянии, проявляют сильную адгезию к контртелу (стеллит 3В16К) при увеличении давления и быстро изнашиваются с высоким коэффициентом трения f (рисунок 2а) из-за низкой теплопроводности. Изнашивание происходило путём образования трибослоя и его разрушения вследствие неограниченного пластического течения с образованием вязких трещин (рис. 2б), перпендикулярных направлению скольжения. Относительно высокая теплопроводность ($\lambda_2=44$ Вт/м·К) композита состава TiC-Cu-20%Fe обеспечивала удовлетворительный теплоотвод от зоны трения, что не вызывало сильную адгезию и изменение структуры поверхностного слоя, который разрушался по механизму слабого пластического оттеснения на поверхности трения, вызванного появлением отделившихся частиц TiC (рис. 2в). Его трение происходило с относительно низким коэффициентом трения (рисунок 2а).

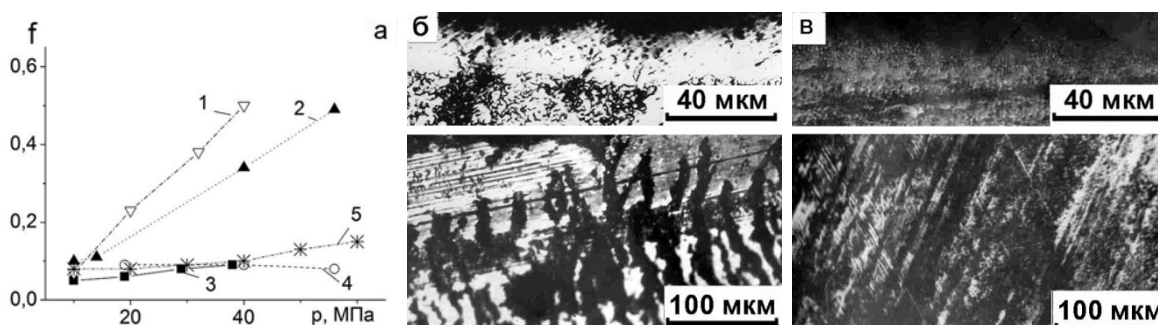


Рисунок 2 – Влияние давления на коэффициент трения (а) материалов составов: TiC-50%(Ni-Cr) – (1), TiC-Cu-20%(Co,Ni-Cr) – (2), TiC-50%Cu – (3), TiC-Cu-20%Fe – (4), промышленный материал КАМ-5 – (5); сечение поверхностных слоёв (верхние фото) и поверхность трения (нижние фото) СВС-материалов состава TiC-30%Cu-20%(Co,Ni-Cr) (б) и состава TiC-30%Cu-20%Fe (в)

Различие теплопроводностей композитов вызывает различие средней температуры контакта T_s , которая была оценена на основе распределения тепловых потоков из зоны трения в контртело 1 и в композит 2 в виде $f_p v = \lambda_1 \cdot (\text{grad } T)_1 + \lambda_2 \cdot (\text{grad } T)_2$ без учета износа. Средняя температура T_s контактов композитов, содержащих нихром ($T_s > 1500$ К) была заметно выше, чем T_s контактов композитов, содержащих медь, железо ($T_s < 700$ К). Отсюда видно, что высокая теплопроводность λ_2 СВС-композитов играет важную роль в обеспечении устойчивости структуры поверхностного слоя к сдвигу под давлением до 56 МПа при теплоотводе в воздух и в детали стенда. Устойчивость микрообъёмов к разрушению в окрестности пятен контакта можно характеризовать, в частности, с помощью удельной поверхностной

мощности $q_r = W/A_r = \zeta_2 \cdot f \cdot HB \cdot v$ на пятнах контакта, где W – мощность внешнего воздействия, A_r – фактическая площадь контакта. Коэффициент ζ_2 распределения теплового потока в образец был рассчитан по формуле Блока ($\zeta_2 = \lambda_2 / (\lambda_1 + \lambda_2)$). В таком приближении структура поверхностного слоя в этих условиях трения устойчива при $q_r \approx 1,2 \cdot 10^4$ Вт/см².

Скольжение СВС-композитов при высоких контактных давлениях (>100 МПа) было выполнено по схеме нагружения «вал - колодка» в масляной ванне на машине трения «Falex» (скорость скольжения 0,5 м/с, контртело (вал) - стеллит 3В16К). Модельные композиты имели составы TiC-Cu-20 % Fe и TiC-Cu-20 % Г13 (Г13 – сталь 110Г13). Структура их поверхностных слоёв заметно не изменялась при трении под давлением более 100 МПа. Износ определялся шириной дорожки трения t_w (рисунок 3а). Было показано, что износ СВС-композитов с матрицей состава Cu-Fe [$HV=(6,2-8,8)$ ГПа] был меньше износа более твёрдых композитов с матрицей состава Cu-110Г13 [$HV=(7,8-12,1)$ ГПа] при любой концентрации TiC. Это связано с присутствием твердых растворов Cu-Mn и Fe-Mn в матрице Cu-110Г13, которые задают низкую теплопроводность композита и его низкую пластичность. Поэтому в зоне контакта таких композитов возникают повышенные температуры и повышенные градиенты температур. Эти факторы вызывают заметное адгезионное взаимодействие (рисунок 3б) и сильные механические напряжения, которые не могут быть удовлетворительно релаксированы вследствие низкой пластичности матрицы Cu-110Г13. Относительно низкий износ композитов составов TiC-Cu-Fe обусловлен отсутствием твёрдых растворов, что обеспечивает более быструю релаксацию напряжений и более слабое адгезионное взаимодействие (рисунок 3в). Коэффициенты трения f в этих условиях были вполне сравнимы ($f=0,17-0,21$). Удельная мощность на пятнах контакта композитов TiC-Cu-Fe достигала значений $q_r=(2,5 \div 3) \cdot 10^4$ Вт/см² и на пятнах контакта композитов TiC-Cu-Г13 - значений $q_r=(1,5 \div 2) \cdot 10^4$ Вт/см² при сохранении работоспособности под давлением до 140 МПа.

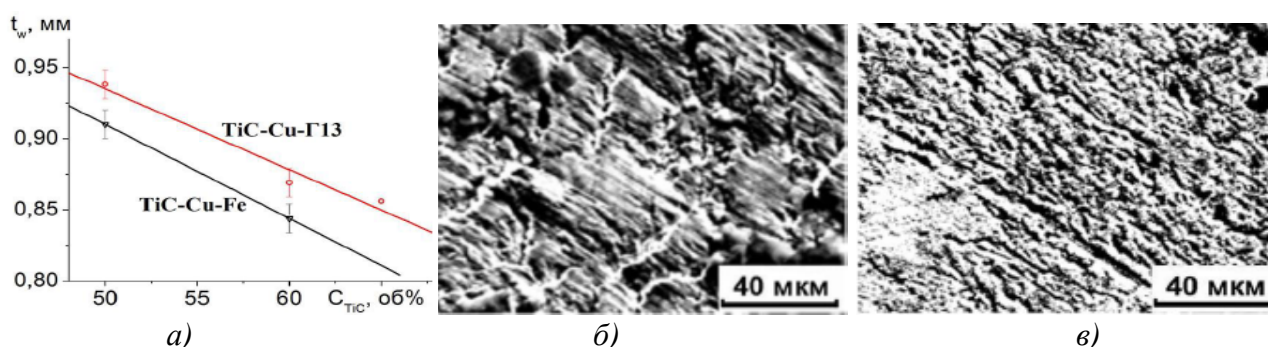


Рисунок 3 – Зависимость дорожки износа от концентрации TiC в СВС-композитах составов TiC-Cu-Г13 и TiC-Cu-Fe (а); следы адгезии на поверхности трения композита TiC-30 об.%Cu-20 об.%Г13 (б); отсутствие явной адгезии на поверхности трения композита TiC-30 об.%Cu-20 об.%Fe (в)

Можно заключить, что при $p < 100$ МПа и при $p > 100$ МПа (скорость скольжения 0,5 м/с) композиты с металлической связкой, содержащей твёрдый раствор (сплав Ni-Cr или сталь 110Г13), изнашивались более интенсивно при

более низких q_r , чем композиты с нелегированной связкой. Низкая теплопроводность твёрдых растворов вызывала развитие высокой температуры и увеличение адгезии в контакте, пластическая деформация проникала на большую глубину и повышалась неустойчивость к сдвигу материала поверхностного слоя на макромасштабном уровне при увеличении давления

В третьем разделе изучена возможность увеличения теплопроводности и, соответственно, износостойкости материала за счёт создания структуры с тремя иерархическими уровнями релаксации напряжений, где гранулы твёрдого двухуровневого наполнителя (СВС-композит) расположены равномерно в пластичной теплопроводной матрице состава Fe+бронза (рисунок 4а). В этом случае реализуется перераспределение давления от твёрдой гранулы к матрице и напряжения в пятнах контакта трёхуровневого материала релаксируют более эффективно по сравнению с двухуровневым СВС-материалом.

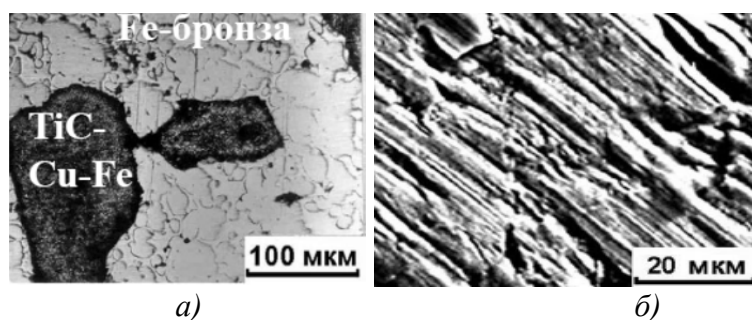


Рисунок 4 – Структура модельного композита, допускающая трёхуровневую релаксацию напряжений (а) и его поверхность трения после скольжения в лабораторных условиях в масле под давлением около 190 МПа

В настоящей работе гранулы наполнителя (двухуровневый СВС-материал TiC-Cu-Г13 или TiC-Cu-Fe) с размерами около (0,4÷1) мм были помещены в матрицу из бронзы БрОС-8-12. Объёмная концентрация структурных составляющих такого модельного трёхуровневого материала была близка к составу промышленного трёхуровневого композита КАМ-5, где твёрдым наполнителем служили гранулы стеллита 3В16К размерами более 0,3 мм. Теплопроводность обоих композитов $\lambda_2 > 50$ Вт/м·К. Скольжение этих композитов по схеме «вал-плоские колодки» в масляной ванне показало, что модельный трёхуровневый материал работоспособен при давлении около 190 МПа (рисунок 4б) при $q_r = 4 \cdot 10^4$ Вт/см² и его износ более низкий, чем износ двухуровневого материала. Выше отмечено, что СВС-композит в этих же условиях работоспособен только при $q_r < 2 \cdot 10^4$ Вт/см². Это может указывать на то, что увеличение давления в контакте не приведёт к значительному нагружению энергией пятен контакта, т.е. всегда $q_r < 10^5$ Вт/см².

Трение в стационарных лабораторных условиях может быть лишь предварительной стадией получения данных об устойчивости структуры поверхностного слоя. Представляется целесообразным расширить набор схем нагружения и входных параметров трибосистемы. Были изготовлены опорные подшипники из трехуровневых композитов для буровых долот. Показано, что при неконтролируемо высоких импульсах контактного давления на буровых глубинах 2300-2700 м работоспособность композита с наполнителем TiC-Cu-

20 %Fe была на уровне работоспособности промышленного трехуровневого композита КАМ-5, серийно применяемого для изготовления опорных подшипников буровых долот. Работоспособность композита с наполнителем TiC-Cu-20 %Г13 была в 2 раза ниже в этих же условиях. Среднее давление в зоне трения было 78-104 МПа при скорости скольжения 0,7-0,96 м/с. Низкая работоспособность наиболее просто объясняется существованием твёрдых растворов в наполнителе TiC-Cu-20 %Г13, что приводит к уменьшению теплопроводности, к соответствующему резкому повышению температуры в пятнах контакта, уменьшению предела текучести компонентов, возникновению больших локальных градиентов температуры на поверхности трения. Тогда образуются высокие механические напряжения и сильная адгезия. Релаксация этих напряжений путём локальной пластической деформации затруднена в твёрдых растворах и гранулы, содержащие сталь 110Г13, релаксируют напряжения за счёт образования магистральной трещины вследствие малоциклового усталости, что резко уменьшает износостойкость. Можно заключить, что упрочнение исходной структуры легирующими элементами приводит к разупрочнению поверхностного слоя и к его быстрому разрушению при скольжении под высоким давлением в контакте.

В четвёртом разделе приведены данные о структуре и прочности поверхностного слоя во взаимосвязи с характеристиками триботехнического поведения материалов при трении с низким давлением, но с более высокой удельной мощностью q_r внешнего воздействия на пятна контакта по сравнению с мощностью q_r при высоком давлении. Высокие q_r были заданы увеличением скорости скольжения, отсутствием смазки и высокой плотностью тока. Пределы работоспособности в этих условиях были определены на модельных материалах, имеющих спечённый каркас на основе порошковой стали ШХ15, переработанной из шлифовальных шламов подшипникового производства. Порошковая переработанная сталь ШХ15 была получена с выполнением операций удаления смазочной охлаждающей жидкости (СОЖ), отжига в среде диссоциированного аммиака, размола спека в шаровой мельнице и магнитной сепарации стального порошка. Спечённые в вакууме материалы имели состав по шихте ШХ15-7 об.% Гр-3 об.% Cu, где Гр – графит и пористость около 20%. Композиты имели феррито-перлитную структуру и включения структурно-свободных меди и графита. Сухое трение этих модельных композитов по контртелу из стали 9ХС (50 HRC) на машине трения УМТ-1 по схеме контакта «диск-пальцы» при скорости скольжения $v=1,35$ м/с происходило с высокой линейной интенсивностью изнашивания I_h при давлении более 0,4 МПа (рисунок 5а). Композиты, пропитанные маслом И-20, проявляют низкий износ при давлениях до 10 МПа в режиме самосмазывания. Заметные структурные изменения поверхностного слоя отсутствовали. Были изготовлены втулки из самосмазывающихся модельных композитов, которые показали более низкий износ, чем износ серийной самосмазывающейся втулки из композита марки ЖГр1 в лабораторных и промышленных условиях. Катастрофическое изнашивание начиналось при значениях $q_r < 5 \cdot 10^4$ Вт/см²,

близких к значениям q_r при скольжении под давлениями более 100 МПа. Выше было предположено, что любое давление не позволит задать более высокую q_r .

Мощность внешнего воздействия на пятна контакта была увеличена за счёт увеличения скорости скольжения и пропускания электрического тока через контакт. Было выполнено трение с токосъёмом без смазки в воздушной среде на машине трения СМТ-1 по схеме «вал-колодка» (точнее, по схеме «pin-on-ring»), где валом-контртелом (ring) служила сталь 45 (50 HRC). Путь трения $L=9$ км, скорость скольжения $v=5$ м/с, контактное давление $p=0,13$ МПа. Спечённые образцы композитов на основе стали ШХ15 и на основе других металлов служили моделями. Видно, что увеличение плотности тока $j=i/A_a$ (i – ток, проходящий перпендикулярно номинальной (геометрической) площади A_a контакта) вызывает увеличение удельной поверхностной электропроводности $r_s^{-1}=j/U$ (U – контактное падение напряжения,) до некоторого максимума (рисунок 5б), соответствующего резкому увеличению линейной интенсивности изнашивания $I_h=h/L$ (h – изменение высоты образца на пути трения L) (рисунок 5в.) Это есть признаки начала катастрофического изнашивания при некоторой плотности тока j_c .

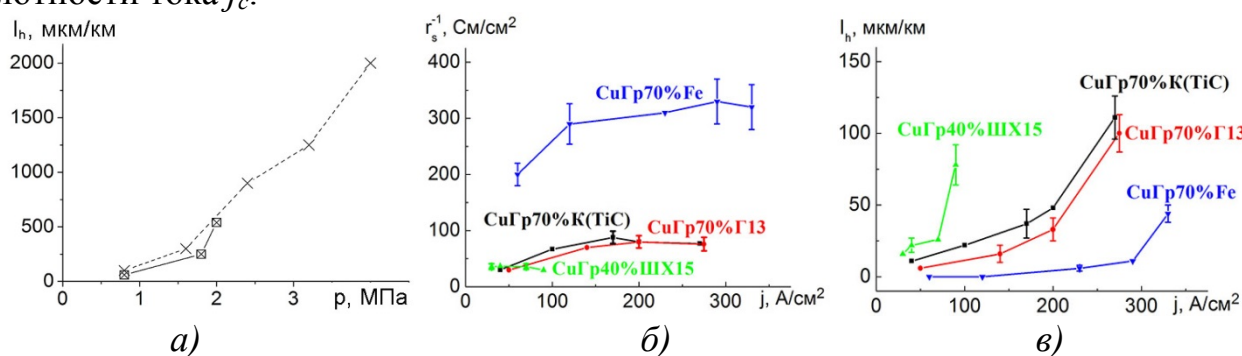


Рисунок 5 - Влияние давления на интенсивность сухого изнашивания композитов: \times - спечённый (ШХ15-7 об.%Гр-3 об.%Cu), \boxtimes - пропитанный медью [(ШХ15-7 об.%Гр-3 об.%Cu)+Cu] –(а); электропроводность контакта (б) и интенсивность изнашивания (в) композитов Cu-10 %Гр-40 % ШХ15 (1), Cu-10 %Гр-70 %ШХ15 (2), Cu-10 %Гр-40 %Fe (3), Cu-10 %Гр-70 %Fe (4), (здесь и далее Гр – графит)

Пластическая деформация и другие процессы в поверхностных слоях этих композитов приводят к образованию трибослоёв под воздействием трения и электрического тока. Толщина трибослоя композита на основе Fe (рисунок 6а) меньше толщины трибослоёв композитов с легированными основами (рисунок 6б-в), т.к. упрочнение основы легированием приводит к распространению пластической деформации на большую глубину. Поверхности трения таких композитов разрушаются при низкой j_c по адгезионному механизму. Следует отметить, что поверхность трения нелегированного композита имеет признаки деформации по механизму вязкого течения (рис. 6а). Тогда напряжения быстро релаксируют и реализуются низкая I_h , высокая r_s^{-1} при относительно высокой плотности тока j_c в начале катастрофического изнашивания. Представленная закономерность проявления высокой интенсивности изнашивания, низкой электропроводности контакта под воздействием тока низкой плотности j_c при упрочнении основы композита легированием или какими-либо фазами наблюдалась также в скользящих электроконтактах других композитов.

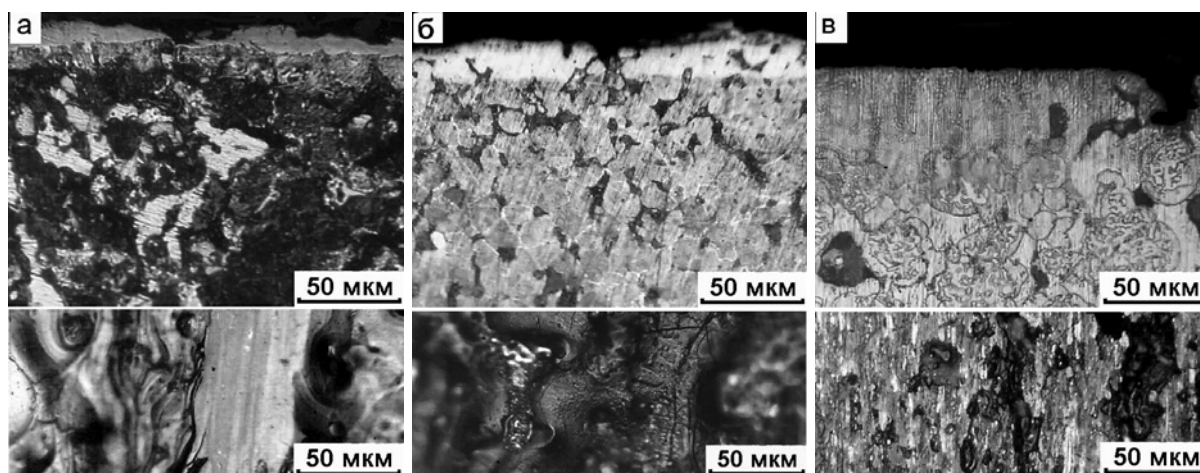


Рисунок 6. - Трибослои (верхние фото) композитов составов Cu-10 %Гр-70 %Fe (а), Cu-10 %Гр-70 %ШХ15 (б), Cu-10 %Гр-70 %Г13 (в) и их поверхности трения (нижние фото) в предельных состояниях, близких к состояниям при переходе к катастрофическому изнашиванию

Рентгенограммы трибослоёв содержат, в основном, пики меди, железа и вюстита (FeO) (рисунок 7). Значения их параметров решёток близки к их значениям из базы данных ASTM. Быстрое разрушение поверхностного слоя наблюдается при ограниченной возможности образования FeO на поверхности трения. Неспособность композита формировать и удерживать FeO на поверхности трения вызывало сильную адгезию на пятнах контакта и внешнее трение таких композитов (содержащих сталь 110Г13 или композитов Cu-10 %Гр-10 %Fe, Cu-10 %Гр-40 %ШХ15 и других) осуществлялось с высоким износом. Присутствие FeO на поверхности трения способствует снижению I_h и повышению электропроводности r_s^{-1} , что видно при сопоставлении рентгенограмм (рисунок 7) и характеристик контакта (рисунок 5).

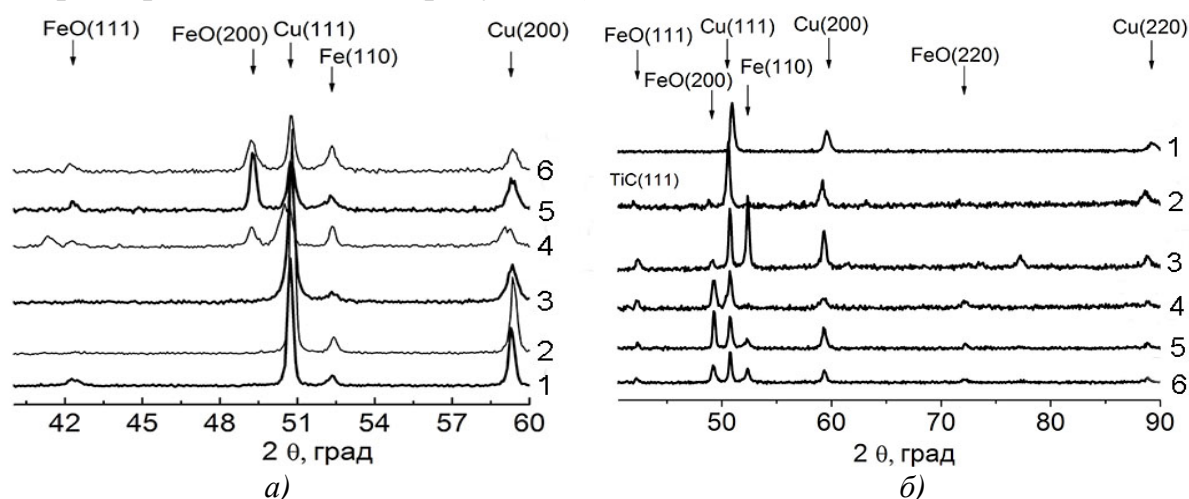


Рисунок 7 - Рентгенограммы поверхностных слоёв графитсодержащих композитов в начальной стадии катастрофического изнашивания: а) - Cu-Гр-10 %ШХ15 (1), Cu-Гр-10 %Fe (2), Cu-Гр-40 %ШХ15 (3), Cu-Гр-40 %Fe (4), Cu-Гр-70 %ШХ15 (5), Cu-Гр-70 %Fe (6); б) - 1 - Cu-Гр-Г13, 2 - Cu-Гр-К(TiC), 3 - ИЛГТ (промышленный токосъёмник), 4 - Cu-Гр-X13M2, 5 - Cu-Гр-ШХ15, 6 - Cu-Гр-Fe

Оценка сравнительного содержания FeO может быть произведена на основе известной формулы $I(hkl) \sim c_{\phi}$, где $I(hkl)$ – интенсивность рентгеновского

пика с индексами (hkl) некоторой фазы и c_{ϕ} - объёмная концентрация этой фазы. Тогда относительное содержание FeO может быть выражено параметром $A_X = [I_{hkl}(FeO)/I_{hkl}(Cu)] \sim c_{FeO}/c_{Cu}$. Было показано, что значение $A_X > 0,5$ соответствует удовлетворительным параметрам контакта. Вюстит (FeO) вызывает упрочнение поверхностного слоя, а также препятствует адгезионному взаимодействию, что способствует увеличению электропроводности контакта и плотности тока j_c .

Распределение кислорода и железа на поверхности трения также может представлять интерес. Из данных Оже-спектроскопии видно (рисунок 8а), что низкая концентрация кислорода может быть из-за присутствия более 20 ат.%Cu на поверхности трения или из-за особенностей исходной структуры, неспособной удержать FeO на поверхности трения (рисунок 7а-б). Поэтому низкая концентрация FeO (рисунок 7), где $A_X < 0,15$, вызывает высокую I_h . Концентрация кислорода может быть выше 40 ат.% (рисунок 8б), что соответствует низкой I_h и высокой r_s^{-1} . Видно, что трибослой является композитом, где медь, железо и FeO служат основными структурными составляющими. Не исключено, что концентрация FeO на поверхности трения, выше, чем в глубине трибослоя, т.е. его структура может быть градиентной.

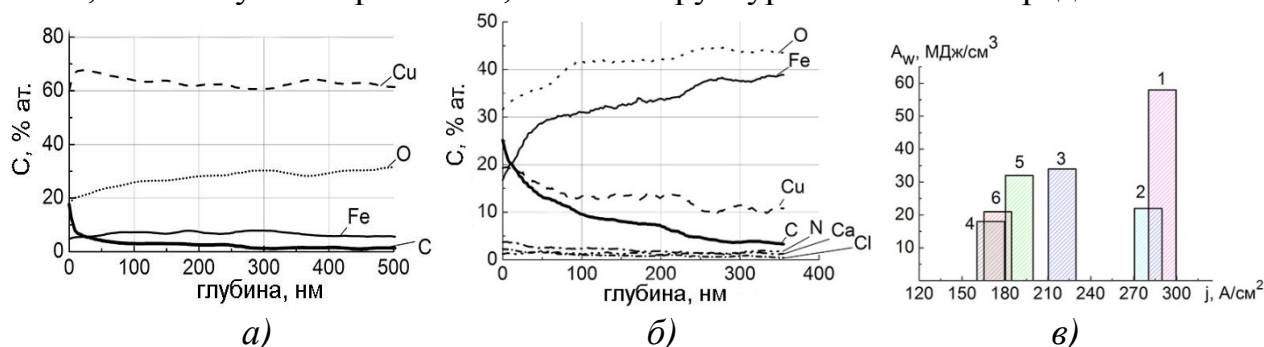


Рисунок 8 – Распределение химических элементов по глубине трибослоёв композитов Cu-10 %Gr-10 %Fe (а), Cu-10 %Gr-70 %Fe (б), взаимосвязь критической плотности тока j_c и удельной энергии разрушения трибослоёв (в) композитов: 1 – Cu-Gr-Fe, 2 – Cu-Gr-ШХ15, 3 – Cu-Gr-X13M2, 4 – Cu-Gr-(TiC,Cr,G13), 5 – Cu-Gr-G13, 6 – ИЛГТ (промышленный токосъёмник)

Структурные изменения поверхностного слоя приводят к увеличению его удельного электросопротивления, которое можно оценить по формуле Хольма для сопротивления стягивания $r_l = 0,25(\rho_1 + \rho_2)/a \cdot n$, где r_l электросопротивление стягивания на фактической площади контакта, ρ_1 и ρ_2 – удельное электросопротивление трибослоя образца и контртела, a – радиус пятна фактического контакта, n – количество пятен контакта. Отсюда следует $\rho_1 = 4r_l \cdot a \cdot n - \rho_2$. Было сделано допущение: $a = 5$ мкм и $n = 3$. В результате установлено, что $\rho_1 \approx 24-66$ мкОм·м в зависимости от состава исходной структуры.

Иногда износ можно характеризовать энергетической интенсивностью ($I_w = V/A$) изнашивания или удельной работой разрушения поверхностных слоёв пары трения $A_w = A/V = I_w^{-1}$, где A – работа силы трения (или сил внешнего воздействия), затраченная на разрушение объёма V поверхностных слоёв образца и контртела. Работа разрушения $A_w = \zeta_2 \cdot A/V$ (ζ_2 -доля работы A ,

направленная в образец) трибослоя композита уменьшается при увеличении j и при некоторой j_c , соответствующей началу катастрофического изнашивания, принимает значения, представленные на рисунке 8в. Видно, что трибослой износостойкого композита на основе железа разрушается при относительно высоких значениях A_w и j_c , чем эти же выходные параметры контакта других композитов с более сложной исходной структурой. Но конкретные закономерности во взаимосвязи этих параметров при изменении состава композитов со сложной первичной структурой не наблюдаются. Следует отметить, что удельная поверхностная мощность $q_r = W/A_r = \zeta_2(fv + i_1 U/N) HB_1$ ($i_1 = U/r_1 = j/r_1 \cdot r_s^{-1}$ – ток на пятнах контакта) слабо зависит от первичной структуры композитов ($q_r < 1,8$ МВт/см²), т.е. различие A_w и j_c не обусловлено мощностью q_r . Не исключено, что поверхностные слои большинства металлических материалов при скольжении со значениями $q_r \approx 1,5$ МВт/см² разрушаются в режиме катастрофического изнашивания и задание $q_r > 2$ МВт/см² вызовет структурную неустойчивость поверхностных слоёв любых материалов в любых условиях скольжения. Слабая связь между структурными составляющими (неспечённые штампованные материалы, высокопористые материалы и т.п.) или присутствие большой концентрации фаз и химических элементов, препятствующих образованию окислов (медь и т.п.), не способствуют образованию окисной разделяющей пленки и вызывает катастрофический изнашивание при низких q_r , A_w и j_c . Отсюда следует, что для обеспечения высокой прочности поверхностных слоёв графитсодержащих композитов при нагружении их сухим трением и электрическим током высокой плотности необходимы пластичные фазы, способствующие релаксации напряжений путём образования трибослоя толщиной менее 20 мкм. Скольжение должно сопровождаться локальным пластическим течением контактного слоя по механизму вязкой жидкости. Необходимым условием следует считать образование вюстита (FeO) на поверхности контакта. Содержание меди на поверхности трения не должно превышать 20 ат.%, исходная структура должна быть простой, т.е. иметь низкую концентрацию твёрдых растворов, интерметаллидов, иметь малый набор фаз и легирующих элементов, а мощность на пятнах контакта должна быть менее 2 МВт/см².

В пятом разделе отмечено, что закономерности скольжения с токосъёмом, представленные выше, следует рассмотреть на более широком наборе материалов. Было предположено, что упрощение первичной структуры материалов за счёт удаления графита вызовет увеличение сдвиговой устойчивости поверхностного слоя по сравнению с устойчивостью трибослоя графитсодержащих композитов. Основанием такому предположению служила установленная выше закономерность, когда высокая прочность поверхностного слоя при скольжении под высоким давлением или под током высокой плотности соответствует минимальному набору химических элементов и фаз в первичной структуре композитов. Поэтому были изучены особенности деформации и устойчивость структуры поверхностного слоя безграфитовых металлических материалов под воздействием тока и трения без смазки.

Структурные изменения поверхностных слоёв безграфитовых композитов состава Cu-Fe и Cu-ШХ15 визуально проявляются в виде образования трибослоя (рисунок 9*а,в,д*) толщиной 5-40 мкм. В трибослое наблюдаются трещины, перпендикулярные к поверхности трения и трещины на границе между трибослоем и основным материалом. Особенностью поверхностей трения композитов являются признаки вязкого течения или плавления (рисунок 9*б,г,е*), что указывает на возможность пластической деформации контактного слоя по механизму вязкой жидкости. Следы адгезионного взаимодействия не наблюдаются на поверхности трения. Вязкое (или квазижидкое) течение на поверхности скольжения безграфитовых композитов составов Cu-Fe и Cu-ШХ15 происходит более явно, чем на поверхности скольжения композитов, содержащих графит. Жидкое или квазижидкое состояние контактного слоя позволяет материалу пятен контакта легко релаксировать термические и механические напряжения за счёт пластической деформации. Это приводит к реализации высокой устойчивости трибослоя к сдвигу на макромасштабном уровне.

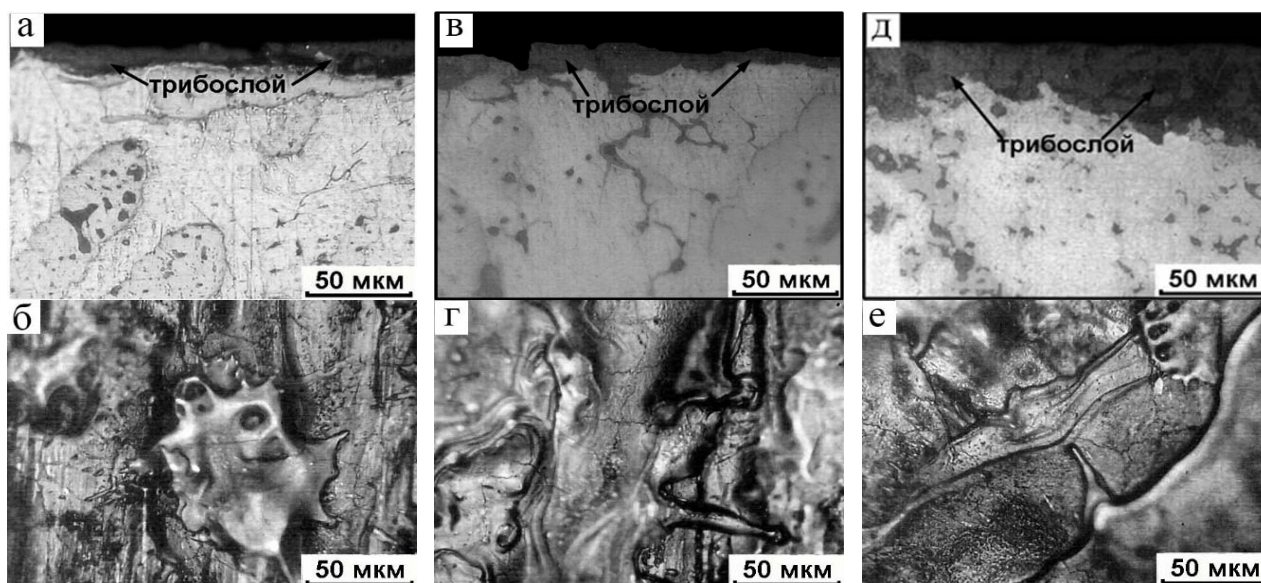


Рисунок 9 – Поперечные сечения поверхностных слоёв (*а,в,д*) и изношенные поверхности трения (*б,г,е*) композитов (80-50) %Cu-Fe и композита 80 %Cu-ШХ15

Низкая теплопроводность приводит иногда к образованию толстого трибослоя, что хорошо видно на примере сплава NiTi (рис. 10*а*), имеющего сверхструктуру, препятствующую быстрой релаксации напряжений в трибослое по механизму вязкой жидкости (рисунок 10*б*). Признаки вязкого течения наблюдаются на поверхностях трения меди и никеля (рисунок 10*г,е*), что указывает на эффективную релаксацию напряжений.

Быстрая релаксация напряжений в зоне контакта нелегированной стали Ст3 приводит к образованию тонкого трибослоя (рисунок 11*а*) по сравнению с толстыми трибослоями легированных сталей (рисунок 11*в,д*). Можно видеть признаки вязкого течения (рисунок 11*б,г,е*), которые более чётко проявлены на поверхностях трения стали с минимальным количеством твёрдых растворов (рисунок 11*б*).

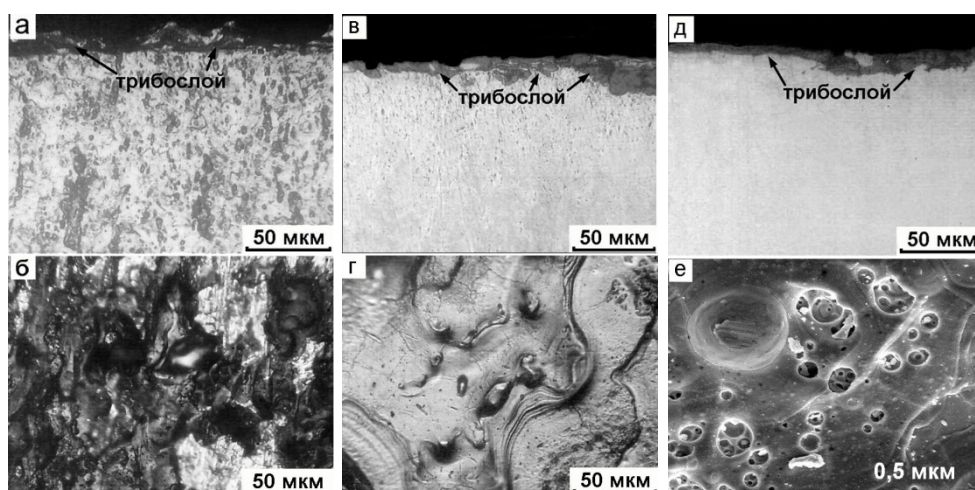


Рисунок 10 - Сечение трибослоя и поверхность скольжения: никелида титана (а,б), меди (в,з), никеля (д,е) в начальной стадии катастрофического изнашивания

Образование большой толщины трибослоёв является следствием проникновения пластической деформации на большую глубину от поверхности трения упрочнённых материалов. Обычно они непластичны и быстро разрушаются большими фрагментами (рисунок 10а) и (рисунок 11в,з), что проявляется как высокая I_h сплава NiTi и литых сталей 110Г13 и Р6М5 (рисунок 12б,в). Соответствующие электропроводности контактов материалов имеют низкие значения (рисунок 12д,е). Более эффективная релаксация напряжений на поверхностях трения медьсодержащих композитов (рисунок 9) обеспечивает высокую электропроводность контакта. Следует отметить, что различия в основных характеристиках контакта (j_c , r_s^{-1} и I_h) композитов составов Cu-50%Fe (рисунок 6) и Cu-50%Fe-графит (рисунок 5) невелики. Это может быть связано с небольшим различием вязкости квазижидкого поверхностного слоя, которая зависит от состава. Это значит, что графит не вызывает уменьшение прочности трибослоя.

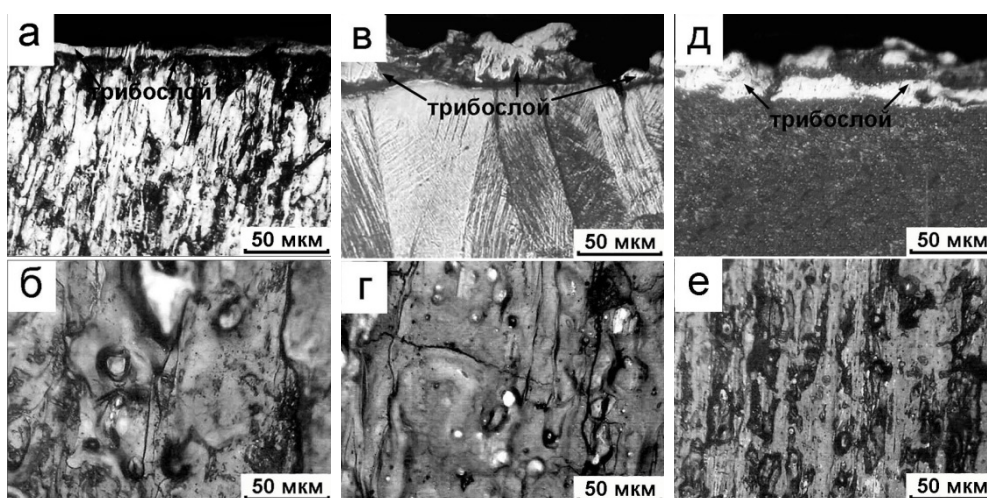


Рисунок 11 - Сечение трибослоя, исходной структуры и поверхность скольжения: стали Ст3 (а,б), стали 110Г13 (в,з) и стали Р6М5 (д,е)

Удельная поверхностная электропроводность r_s^{-1} контактов композитов Cu-Fe, цветных металлов и сталей увеличивается при увеличении контактной плотности тока j до некоторого максимума, соответствующего началу катастро-

фического изнашивания, которое зависит от состава композита (рисунок 12а-в). Токвые зависимости электропроводности контакта и интенсивности изнашивания других металлических материалов (например, композита Cu-ШХ15 и др.) имеют аналогичный характер. В целом можно отметить, что безграфитовые композиты, содержащие 80-50% меди, формируют контакт с вполне высокой электропроводностью (около 300 См/см^2), $I_h < 10 \text{ мкм/км}$ и началом катастрофического изнашивания при $j_c \approx 300 \text{ А/см}^2$. Композиты, содержащие менее 20 %Cu, переходят в режим катастрофического изнашивания при более низкой плотности тока (рисунок 12а,з). Электропроводности контактов цветных металлов и сталей (рисунок 12д,е) имеют максимум при достижении состояния катастрофического изнашивания, т.е. характер токовой зависимости электропроводности сухих контактов металлов не зависит качественно от исходной структуры. Обычно уменьшение теплопроводности приводит к уменьшению плотности тока j_c , соответствующей началу катастрофического изнашивания, к снижению электропроводности r_s^{-1} контакта при этой j_c и к увеличению I_h (рисунок 12).

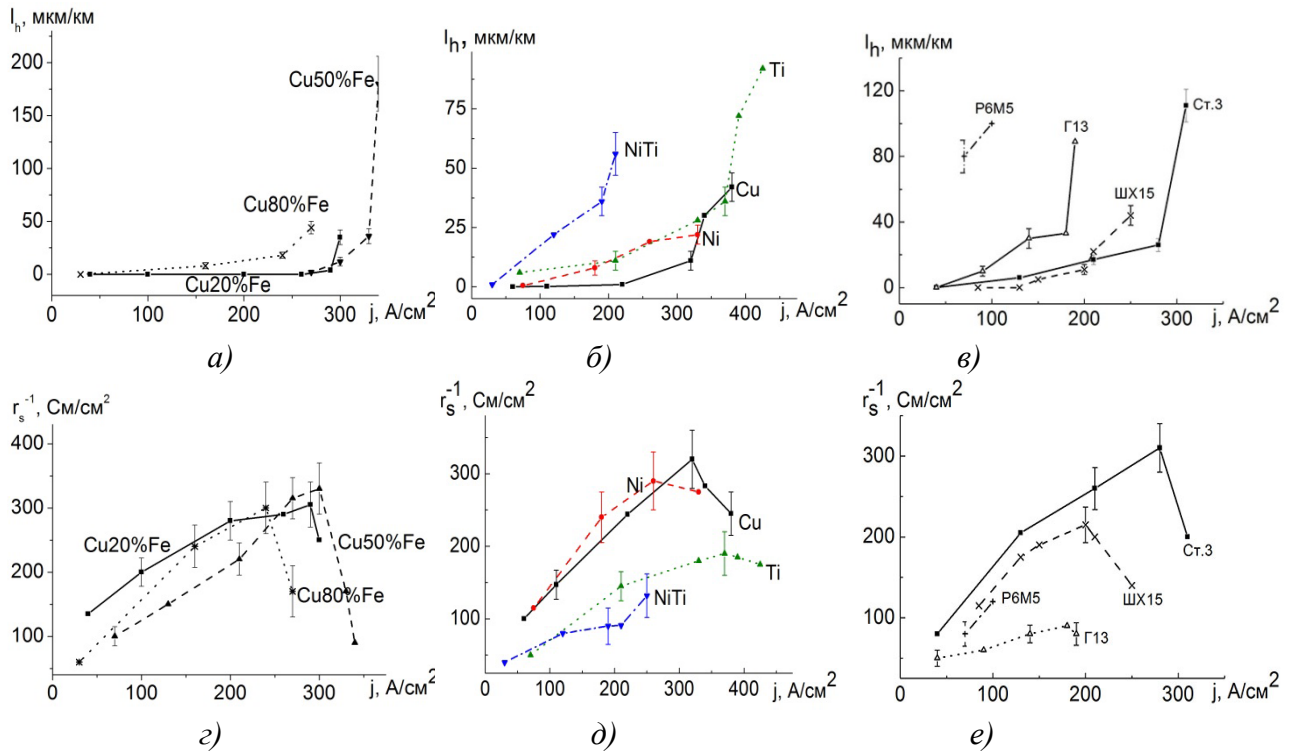


Рисунок 12 – Токвые зависимости интенсивностей изнашивания (а-в) и электропроводности контактов (з-е) металлических материалов

Трибослой меди, композитов на медной основе и сталей содержат FeO , $\alpha\text{-Fe}$ и основные фазы первичной структуры (рисунок 13). Поверхность трения никеля содержит сектора с раствором никеля в железе, появившемся в результате переноса стальных частиц с контртела. Рентгенограмма поверхности трения NiTi содержит слабые пики В2-фазы и пики мартенсита. Пики оксидов отсутствуют, что приводит к сильной адгезии в контакте и к низкой устойчивости трибослоя NiTi к разрушению. На рентгенограмме поверхности трения титана отсутствуют пики окислов. Рентгенограммы поверхностей трения сталей содержат пики FeO , $\gamma\text{-Fe}$ и основных фаз исходной структуры.

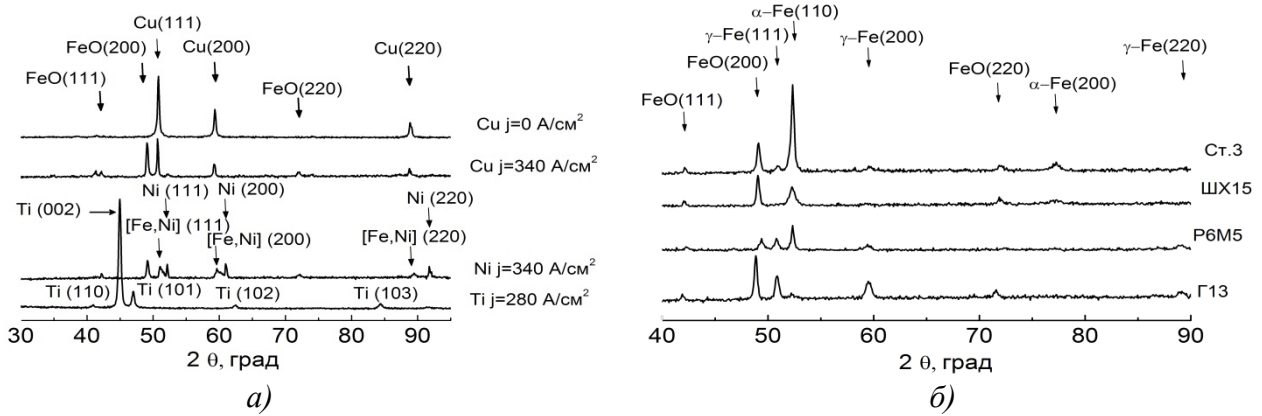


Рисунок 13 – Рентгенограммы поверхностей трения цветных металлов (а) и сталей (б)

По данным Оже-спектрометрии видно (рисунок 14), что на поверхности трения большинства металлов концентрация кислорода менее 50 %. Концентрация кислорода около 60 ат.% на поверхности трения титана указывает на образование тонкого слоя окислов титана, которые нельзя наблюдать рентгеновским анализом.

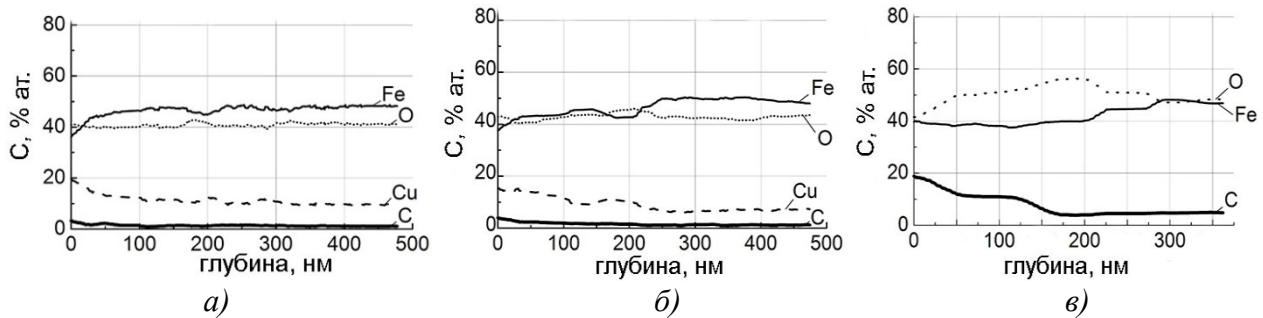


Рисунок 14 – Распределение химических элементов по глубине трибослоёв композита состава Cu-20 %Fe (а), меди (б) и стали 110Г13 (в) (данные Оже-спектрометрии)

Из приведённых сведений следует, что низкая интенсивность изнашивания I_h , высокая электропроводность контакта и высокая j_c проявляются при образовании FeO на поверхности трения и её квазивязком пластическом течении. Поверхность трения медьсодержащих материалов не должна содержать медь концентрацией более 20 ат.%Cu. Кроме того, должно выполняться атомное отношение $Fe/O \approx 1$. Следует отметить, что пластическое течение по механизму вязкой жидкости наблюдается на большинстве поверхностей трения, но в разной степени чёткости. Малый масштаб образования квазивязкого течения (или плавления) контактного слоя и, вероятно, высокая вязкость этого псевдорасплава визуальными наблюдениями на материалах, содержащих большое количество пор, легирующих элементов или фаз, интерметаллидов или других структурных составляющих, усложняющих исходную структуру. Очевидно, что это вызывает трудности релаксации напряжений. Представленные данные указывают на то, что поверхностные слои металлических материалов имеют разные структурные состояния при скольжении под воздействием электрического тока. Это можно классифицировать как разные способы их самоорганизации под внешним воздействием. Эффективность самоорганизации можно оценить путём сравнения набора функциональных характеристик, т.е. износостойкости I_{hc}^{-1} ,

электропроводности r_{sc}^{-1} контакта и плотности тока j_c , соответствующих катастрофическому изнашиванию. Структурное состояние поверхностного слоя, неспособного к самоорганизации, характерно для многих металлов и соответствует низким I_{hc}^{-1} , r_{sc}^{-1} и j_c . Если самоорганизация поверхностного слоя происходит путём образования только трибослоя (без окислов и вязкого течения), то значения I_{hc}^{-1} , r_{sc}^{-1} и j_c несколько выше набора I_{hc}^{-1} , r_{sc}^{-1} и j_c для контактов материалов, неспособных к самоорганизации. Если поверхностный слой способен к самоорганизации за счёт образования трибослоя, содержащего окислы, то значения I_{hc}^{-1} , r_{sc}^{-1} и j_c становятся выше, чем в предыдущих случаях. Максимально высокий уровень самоорганизации для настоящих условий трения под током высокой плотности характеризуется образованием трибослоя, содержащего FeO, атомное соотношение Fe/O \approx 1 на поверхности трения при концентрации кислорода около 40 ат.% и чёткие признаки вязкого течения. Очевидно, что переход материала в какое-либо структурное состояние зависит от режима трения и от исходной структуры. Переход трибослоя из одного состояния в другое при смене режима трения не наблюдался в этой работе.

Расплав или вязкое течение на поверхности трения должны появиться при некоторой минимальной температуре этой поверхности. В настоящей работе показано, что эта температура нагревания поверхностного слоя не может достигать температуры плавления основного металла при скольжении с токоёмом по применяемой здесь схеме «pin-on-ting». Для этого было определено распределение температуры по данным пяти термопар, расположенных вдоль оси образца на разных расстояниях y от поверхности контакта и прикрепленных к образцу точечной сваркой (рисунок 15а). Температура T_2 вдоль осей образцов всех материалов распределена квазилинейно, что видно на примере меди (рисунок 15б). Линейная экстраполяция к значению $y=0$ см (т.е. к поверхности контакта) позволяет оценить среднюю температуру контакта T_s . Видно (рисунок 15в), что зависимости температуры контакта $T_s(j)$ цветных материалов имеют некоторое сходство со степенной функцией. Значения $T_s(j)$ не превышают 400°C в условиях нормального изнашивания.

Температура T_s является некоторой интегральной тепловой характеристикой контакта и определяется совокупностью особенностей теплоотвода из зоны трения и тепловыделения в контакте, а также зависит от способа релаксации напряжений. Изменение состава стали слабо влияет на характер зависимости температуры $T_s(j)$ (рисунок 15г). Сталь 110Г13 имеет низкую теплопроводность, поэтому температура её контакта должна быть относительно высокой. Но теплоотвод из её зоны контакта осуществляется за счёт образования большого количества частиц износа (т.е. высокой I_h), что приводит к значениям температуры контакта, характерных для более теплопроводных сталей. Быстрое разрушение трибослоя при катастрофическом изнашивании вызывает усиление теплоотвода, снижение роста T_s и может вызвать уменьшение наклона кривой $T_s(j)$ как это видно на примере стали Ст3 при $j > 300$ см².

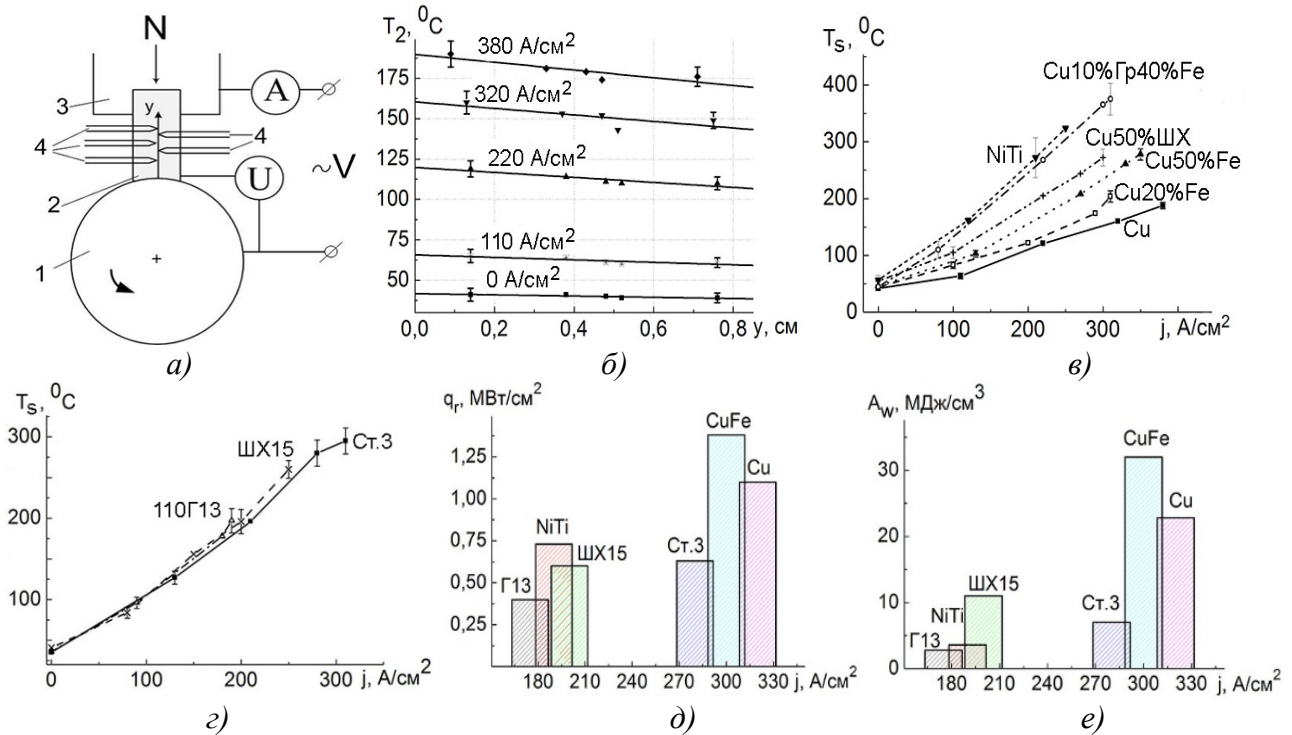


Рисунок 15 – Расположение термопар (4) на образце (2) в контакте типа «pin-on-plate» (а); распределение температуры вдоль оси y образца меди при разных плотностях тока (б); токовые зависимости: средней температуры контакта материалов разного класса (в) и сталей (г); удельная мощность внешнего воздействия на пятна контакта (д) и удельная энергия разрушения трибослоёв различных материалов в начальной стадии катастрофического изнашивания

Удельная мощность q_r на пятнах контакта не превышает $1,5 \text{ МВт/см}^2$ в условиях нормального изнашивания (рисунок 15д). Но следует ожидать, что задание более низкого $q_r < 1 \text{ МВт/см}^2$ в пятнах контакта большинства металлических материалов вызовет их катастрофическое изнашивание. Начало катастрофического разрушения трибослоя может характеризоваться удельной энергией разрушения $A_w = q/vI_h$ трибослоя и мощностью q_r . Видно (рисунок 14е), что контакты низкотеплопроводных сталей 110Г13 и сплава NiTi характеризуются низкими значениями A_w (т.е. низкой прочностью). Это обусловлено их сложной исходной структурой и их низкой пластичностью. Высокое значение параметра A_w при высокой j_c соответствует контакту меди вследствие её относительно высокой теплопроводности и высокой пластичности. Отсюда следует, что трибослой меди имеет наиболее высокую прочность при скольжении с током в рассмотренных условиях при относительно высокой удельной мощности q_r воздействия на пятна контакта.

Выше отмечено, что образование трибослоя является способом релаксации напряжений в зоне скольжения с током. Представляет интерес оценить мощность q_r внешнего воздействия на пятна контакта, при котором напряжения в контакте релаксируют путём образования трибослоя. Это структурное превращение начинается при некоторой контактной плотности тока j , когда толщина трибослоя $d \rightarrow 0$ мкм. Появление трибослоя ($d > 0$) происходит при $j = (20-50) \text{ А/см}^2$ и его толщина d увеличивается при увеличении j в материалах,

где образуется этот трибослой (например, в композите состава Си-графит-Г13 (рисунок 16а)).

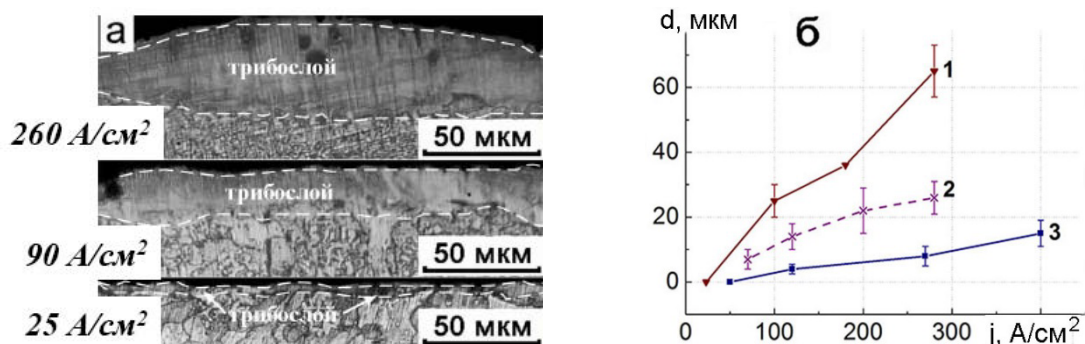


Рисунок 16 – Сечение трибослоя композита состава Си-графит-Г13 при разных плотностях тока (а); токовые зависимости толщины d трибослоя композитов составов Си-графит-Г13 (1), Си-графит-ШХ15 (2), сталь Ст3 (3) (б)

Возникновение трибослоя обусловлено активацией пластического течения в поверхностном слое, в первую очередь, в пятнах контакта. Соответствующая мощность q_r воздействия на пятна контакта может быть рассчитана по формуле $q_r = \zeta_2 (fv + i_1^2 r_1 / N) HB$, где HB – твёрдость первичной структуры, i_1 – ток на пятнах контакта, определённый с помощью экстраполяции токовой зависимости толщины трибослоя на абсциссу (рисунок 16б). Было показано, что структурное превращение первичной структуры в трибослой начинается при мощности $q_r = (0,18 - 0,39)$ МВт/см² воздействия на пятна контакта.

Скольжение с плотностью тока менее 70 А/см² происходит при интенсивности изнашивания, близкой к нулю, т.е. в условиях многоциклового усталости. Устойчивость к сдвигу поверхностного слоя устремляется к нулю при некоторой контактной плотности тока менее 100 А/см² вследствие адгезии в пятнах контакта и может приводить не только к образованию трибослоя. Многие материалы не способны к такой самоорганизации поверхностного слоя и релаксация напряжений происходит за счёт пластической деформации первичной структуры, что быстро приводит к состоянию катастрофического изнашивания или к износу контртела с реализацией низкой электропроводности контакта. Низкие теплопроводность и пластичность материала (например, никелида титана или стали 110Г13) приводят к низкой (около 25 А/см²) плотности тока, при которой возникает трибослой, а также к относительно большой его толщине и низкой прочности. При образовании трибослоя скачком увеличиваются твёрдость, удельное электросопротивление поверхностного слоя. Образование FeO в трибослое происходит не во всех материалах, что приводит к быстрому достижению их катастрофического изнашивания вследствие адгезии при низкой j .

Увеличение контактной плотности тока более 100 А/см² приводит к увеличению толщины трибослоя вследствие усиления деформирующего воздействия. Одновременно увеличиваются температура контакта и интенсивность изнашивания вследствие усталостного разрушения трибослоя. Релаксация возникающих напряжений осуществляется за счёт пластических микросдвигов в окрестности концентраторов напряжений (дефектов

структуры). Высокая пластичность структурных составляющих первичной структуры может привести к релаксации напряжений по механизму вязкой жидкости, когда отсутствует накопление структурных дефектов, разрушение трибослоя минимально и реализуется низкая интенсивность изнашивания при средней температуре контакта $T_s < 350^\circ\text{C}$. Этот эффект вязкого течения (или плавления) контактного слоя проявляется наиболее явно при скольжении безграфитовых материалов на основе меди, имеющих вполне высокую теплопроводность.

Можно заключить, что эффект вязкого течения (или плавления) в явном виде на поверхности трения в результате её пластической деформации позволяет удовлетворительно релаксировать напряжения за счёт локальной сдвиговой неустойчивости на микромасштабном уровне. Это должно повышать устойчивость структуры в масштабе трибослоя, что приводит к низкой интенсивности изнашивания, несмотря на высокую мощность воздействия в пятнах контакта.

В шестом разделе изучена возможность снижения скорости разрушения поверхностных слоёв композитов за счёт создания низкотемпературного расплава в зоне трения. Было предположено, что расплав свинца и олова в контактном пространстве способен вызвать уменьшение I_h аналогично эффекту вязкого течения контактного слоя, наблюдавшегося выше. Модельными материалами служили спечённые металлические композиты Cu-графит(Гр)-70 %ШХ15 (KM1) и Cu-графит(Гр)-70 %Г13 (KM2). В настоящей работе модельные композиты содержали свинец и олово в виде покрытия сплава Pb-Sn толщиной около 0,5 мм на боковой поверхности образца. При некоторой плотности тока боковая поверхность композита нагревалась до температуры плавления сплава Pb-Sn, что приводило к течению расплава в зону трения. Появление расплава Pb-Sn на поверхности трения приводило к снижению контактного падения напряжения (рисунок 17а), что соответствовало увеличению поверхностной электропроводности r_s^{-1} контакта в сравнении с r_s^{-1} контакта без расплава (рисунок 17б). Это обусловлено увеличением площади проводящего контакта.

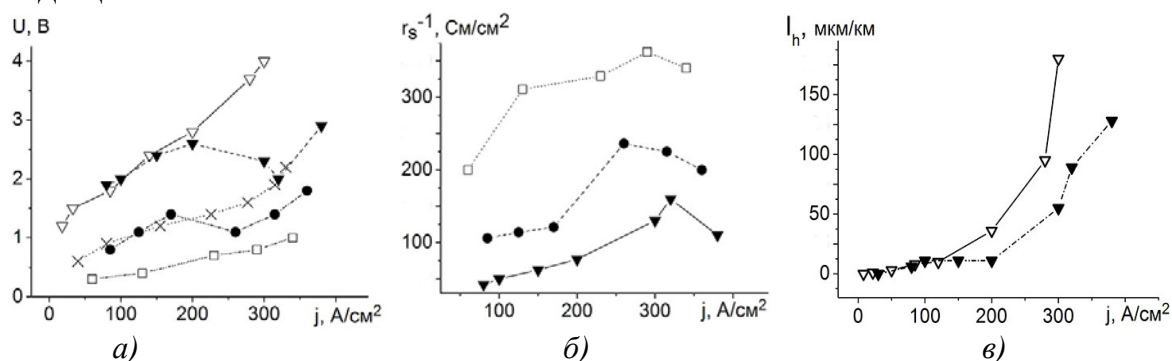


Рис. 17 – Токвые зависимости контактного падения напряжения (а), удельной поверхностной электропроводности (б) контакта композитов (× -KM1, ● –(Pb-Sn)+KM1, ▽ -KM2, ▼ -KM2+(Pb-Sn, □ – Cu-Гр-70%Fe); интенсивность изнашивания (в) при наличии (▼) и при отсутствии (▽) расплава Pb-Sn в зоне трения композита состава Cu-10%Гр-70%Г13

Увеличение электропроводности в общем случае проявляется в виде уменьшения положительного наклона вольт-амперной характеристики (ВАХ)

при увеличении плотности тока в условиях нормального изнашивания, что может быть выражено в виде

$$\frac{dU}{di} = r + i \cdot \frac{dr}{di} \text{ или в виде } \frac{dU}{di} = r + i \frac{dr}{ds} \cdot \frac{ds}{di}$$

Здесь s – площадь электроконтакта, создаваемая пятнами контакта, электроразрядами и расплавом Pb-Sn вокруг них. Увеличение площади s_m расплава Pb-Sn при увеличении j вызывает уменьшение производной dU/di вплоть до появления отрицательного наклона ВАХ (рисунок 17а), т.е. $ds/di > 0$ при $dr/ds < 0$. Видно (рисунок 17в), что присутствие расплава Pb-Sn вызывает некоторое снижение I_h композита КМ2 в сравнении с его трением без расплава и без смазки. Но расплав в контактном пространстве не обеспечивает увеличение критической плотности тока j_c , при которой начинается катастрофическое изнашивание (т.е. резкое увеличение I_h). Кроме того, расплав обеспечивает электропроводность контакта композита КМ2 ниже, чем электропроводность сухого контакта композита состава Cu-Гр-70 %Fe (рисунок 17б). Аналогичное поведение проявляет композит на основе стали ШХ15, т.е. расплав не приводит к увеличению плотности тока, соответствующей началу катастрофического изнашивания и не уменьшает значительно интенсивность изнашивания. Это можно считать как некоторое указание на слабую перспективу применения узлов скольжения с токосъёмом, где контактное пространство заполнено расплавом легкоплавких металлов.

Численное значение площади, занимаемой расплавом Pb-Sn, можно оценить, если общее сопротивление r контакта представить в виде параллельного соединения сопротивлений $r^{-1} = r_1^{-1} + r_2^{-1}$, где r_1 – электросопротивление стягивания на пятнах фактического контакта и r_2 – электросопротивление совокупности разрядов соответственно. Сопротивление r_1 измеряется при отсутствии электроразрядов и записывается как $r_1 = 0,25(\rho_1 + \rho_2)(\pi/n)^{0,5} A_r^{-0,5}$, где A_r – фактическая площадь контакта, n – количество пятен контакта, ρ_1 и ρ_2 – удельные электросопротивления трибослоя и контртела. Аналогичные равенства можно записать для контакта в расплаве Pb-Sn: $r_m^{-1} = r_{1m}^{-1} + r_{2m}^{-1}$ и $r_{1m} = 0,25(\rho_1 + \rho_2)(\pi/n)^{0,5} (s_m + A_r)^{-0,5}$, где r_{1m} – сопротивление непосредственного контакта системы пятен фактического контакта и расплава, т.е. r_{1m} – сопротивление стягивания на системе таких комбинированных пятен контакта радиусом a_m (рисунок 18а). Интенсивность возникновения электроразрядов визуально не уменьшается при появлении расплава в зоне контакта, что указывает на небольшую площадь s_m , занимаемую расплавом. Можно допустить, что величины r_1 , r_2 , ρ_1 , n и A_r в присутствии расплава такие же, как в его отсутствии. Тогда отношение r_1/r_{1m} после преобразования позволяет получить отношение s_m/A_r в виде $s_m/A_r = (r_1/r_{1m})^2 - 1$. Если записать $A_r = n\pi a^2$, $(s_m + A_r) = n\pi a_m^2$, то $r_1/r_{1m} = a_m/a$. Сопротивление стягивания на пятнах контакта в окружении расплава можно представить также в виде $r_{1m}^{-1} = r_m^{-1} - r^{-1} + r_1^{-1}$. Величины $r_{1m}^{-1} = j_m A_a / U$ и $r_1^{-1} = j A_a / U$ следует найти из ВАХ (рисунок 17а), где j_m и j – плотности тока, реализующиеся соответственно в присутствии расплава и без него при некотором одинаковом контактном

падении напряжения U . Эти данные позволяют построить токовую зависимость площади контакта, занимаемой расплавом. Видно (рисунок 18,б), что эти зависимости s_m/A_r имеют максимум. Площадь s_m в контакте композита на основе стали 110Г13 заметно выше (вследствие высоких r_l и джоулевой теплоты), чем s_m в контакте композита на основе стали ШХ15. Но электропроводность контакта КМ2 всегда низка. Это значит, что увеличение радиуса a_m (в 5-10 раз) не является определяющим фактором в создании высокой электропроводности контакта. Более эффективным фактором является электропроводность r_l^{-1} , что является отличительной особенностью контакта с расплавом или особенностью предлагаемого здесь приближения. Более высокая эффективность увеличения электропроводности скользящего электроконтакта за счёт увеличения проводимости на пятнах сухого контакта (т.е. за счёт подбора исходной структуры) видна на примере относительно высокой электропроводности контакта композита Cu-Гр-70 %Fe (рисунок 17,б). Поэтому не представляется целесообразным создание смазочной среды в контактном пространстве в виде расплава свинца и олова.

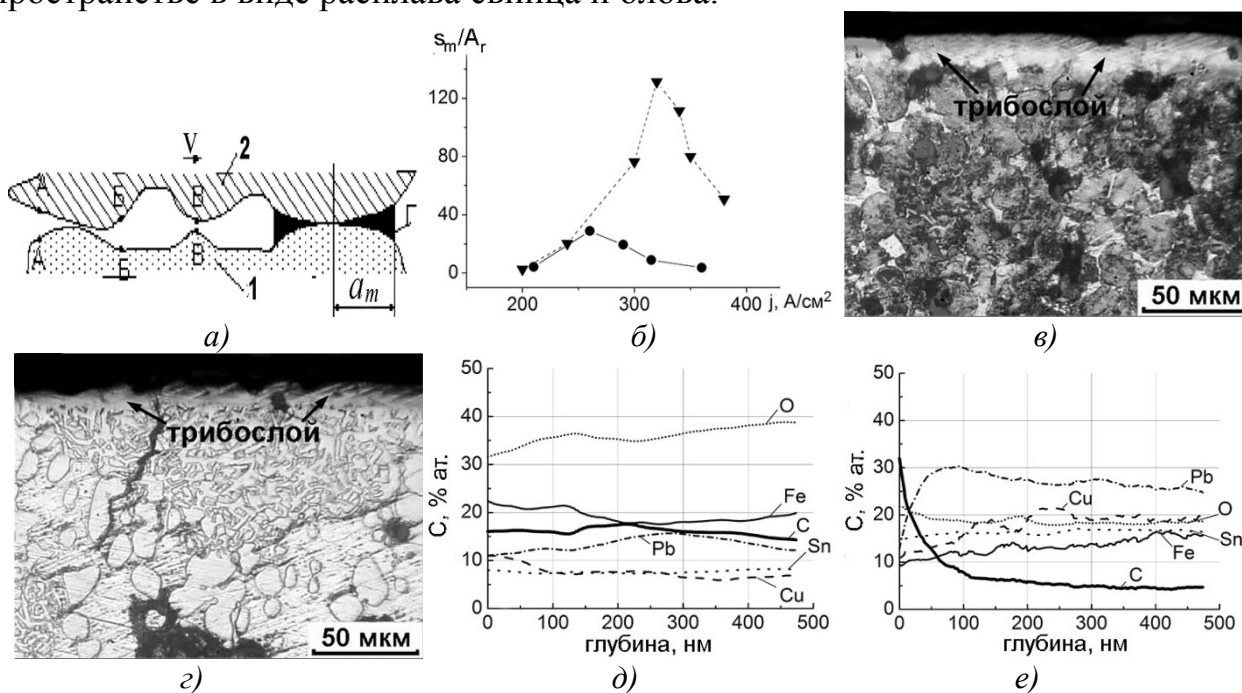


Рисунок 18 – а) - Схематичное изображение пятна контакта и расплава вокруг него: 1 – контртело (точки А, Б, В – зоны действия электроразрядов, Г - слой расплава Pb-Sn вокруг пятна контакта), 2 – трибослой композита; б) – токовая зависимость площади, занимаемой расплавом в контакте композита КМ1 (●) и композита КМ2 (▼); сечение трибослоёв и первичные структуры композита КМ1 (в) и композита КМ2 (г); распределение химических элементов в окрестности поверхности трения композита КМ1 (д) и композита КМ2 (е)

Представляет научный интерес получить представление и о способности расплава Pb-Sn снизить взаимодействие контактных поверхностей. Деформация поверхностного слоя композита КМ1 при скольжении в присутствии расплава Pb-Sn приводит к образованию трибослоя (рис. 18,в), визуальнo аналогичного трибослою, который формируется при трении без расплава. Это значит, что расплав слабо препятствует проникновению пластической деформации в глубину от поверхности трения. Деформация поверхностного слоя композита КМ2 при скольжении с расплавом Pb-Sn приводит к образованию трибослоя,

который имеет малую толщину (рис. 18,з). Видно также, что скольжение в расплаве вызывает образование хрупких трещин в частицах стали 110Г13. Это явление характерно при взаимодействии металла с расплавом другого металла и является следствием проявления эффекта Ребиндера, т.е. адсорбционного снижения прочности и облегчения деформации под влиянием окружающей среды. Не исключено, что малая толщина трибослоя КМ2 обусловлена его быстрым разрушением при взаимодействии с расплавом Pb-Sn. Важную роль в появлении хрупких трещин могут играть статические напряжения, в частности, локальные напряжения, вызванные градиентами температуры. Хрупкое разрушение металла в присутствии расплава другого металла часто связано также с действием растягивающих напряжений. Такие напряжения возникают в пятнах контакта при относительном скольжении двух поверхностей.

Одним из показателей структурного состояния контактной поверхности является её элементный состав (рисунок 18,д-е). В контактном слое композита КМ1 можно видеть около 40 % кислорода и химические элементы остальных фаз, концентрация которых не превышает 20 %. В рабочем слое композита КМ2 есть относительно высокие концентрации углерода и свинца и низкое содержание железа и кислорода. Кислород может находиться в окислах легкоплавких металлов, т.е. на поверхности скольжения. Конкретное представление о присутствии окислов можно получить на основе фазового анализа поверхности скольжения. Но отсутствие перспективы значительного уменьшения интенсивности изнашивания путём введения расплава Pb-Sn в контактное пространство указывает на нецелесообразность проведения дополнительных структурных исследований.

Из вышеприведённых данных следует, что расплав Pb-Sn не создаёт заметных препятствий непосредственному механическому взаимодействию поверхностных слоёв пары трения и не способствует значительному снижению их пластической деформации до уровня, когда трибослой не образуется. Относительно низкая интенсивность изнашивания этих композитов в присутствии расплава может быть обусловлена тем, что расплав обеспечивает низкую удельную мощность внешнего воздействия в пятнах контакта. Но при некоторой плотности тока j расплав не может существовать вследствие развития высокой контактной температуры и окисления свинца и олова. Тогда реализуется катастрофическое изнашивание и значительная доля кислорода может присутствовать на поверхности скольжения в виде окислов легкоплавких металлов. Но эти окислы не обеспечивают разделение поверхностей, необходимое для проявления высокой износостойкости узла трения.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Установлено, что присутствие твёрдых растворов в связке металлических СВС-композитов с иерархической первичной структурой обуславливает неудовлетворительную релаксацию напряжений в поверхностном слое, что приводит к быстрой потере его сдвиговой устойчивости и к его разрушению в условиях малоциклового усталости вследствие активации адгезионного

взаимодействия и повышения температуры контакта при граничном трении под высоким давлением. 2. Показано, что поверхностные слои металлических материалов, как правило, претерпевают структурное превращение под воздействием электрического тока и сухого трения по закаленной стали, что приводит к образованию трибослоёв с высоким удельным электросопротивлением. Материалы, не способные к быстрой релаксации напряжений посредством такого структурного превращения, имеют легко разрушаемый поверхностный слой. 3. Толщина трибослоя увеличивается при увеличении плотности тока. Материалы, имеющие твёрдые растворы, формируют толстые трибослои с низкой прочностью в процессе сухого скольжения под воздействием тока высокой плотности, что проявляется как высокая интенсивность изнашивания и одновременно как низкая электропроводность контакта. 4. Присутствие твёрдых растворов или интерметаллидов, или большого количества фаз в первичной структуре вызывает снижение теплопроводности, увеличение градиентов температуры в контакте и снижает способность к легкой релаксации напряжений в поверхностном слое, что позволяет предсказать ускоренный износ таких материалов вследствие малоциклового усталости независимо от схемы контакта.

5. Установлено, что при скольжении по закаленной стали на поверхности трения металлического композита появляется вюстит (FeO), способствующий образованию иерархической структуры трибослоя и вызывающий снижение адгезии в зоне скользящего электроконтакта. Низкое содержание вюстита на поверхности трения приводит к снижению электропроводности и износостойкости контакта.

6. Обнаружено, что на поверхности трения может проявиться эффект плавления как один из эффективных способов релаксации напряжений при сухом скольжении с контактной плотностью тока более 200 А/см^2 . Это приводит к снижению адгезии и к увеличению прочности трибослоя, что наиболее явно наблюдается в контакте некоторых материалов на основе меди.

7. Установлено, что имитация эффекта плавления контактного слоя за счёт создания расплава свинца и олова в контактном пространстве вызывает незначительное увеличение электропроводности и износостойкости контакта. Такой расплав не способствует заметному упрочнению поверхностного слоя, т.к. его предельное состояние (катастрофическое изнашивание) при скольжении с расплавом Pb-Sn или без него реализуется при практически одинаковой плотности тока.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в рецензируемых журналах из перечня ВАК:

1. **Фадин, В.В.** Фазовые равновесия в композитах, полученных методом СВС / В.В. Фадин, А.В. Колубаев, В.Е. Панин. // Изв. вузов. Физика. –1993. – №2. – С.21-24.
2. **Фадин, В.В.** О теплопроводности композиционных материалов, содержащих карбид титана / В.В. Фадин, А.В. Колубаев // Письма в ЖТФ. – 1995. – Т.21. – № 16.– С. 33-36.

3. Колубаев, А.В. Трение и изнашивание композиционных материалов с многоуровневой демпфирующей структурой / А.В. Колубаев, **В.В. Фадин**, В.Е. Панин // Трение и износ. – 1997. – Т.18. – №6. – С.790-797.
4. **Фадин, В.В.** Структура и механические свойства порошковых материалов на основе переработанной стали ШХ15 / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова, М.Д. Борисов, А.В. Колубаев // Изв.вузов. Чёрная металлургия. – 2001. – №2. – С. 31-34.
5. **Фадин, В.В.** Влияние полярности внешнего электрического поля на износостойкость спеченного композита на основе стали Г13 / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Перспективные материалы. – 2006. – №1. – С. 62–67.
6. **Фадин В.В.** Износостойкость стальных спеченных композитов в условиях скользящего токосъема. / Алеутдинова М.И., Фадин В.В., Шляхова Г.В. Физическая мезомеханика.- спецвыпуск.-т.9.-2006, С.193-196.
7. **Фадин, В.В.** Износостойкость композитов на основе переработанной подшипниковой стали в условиях скользящего электроконтакта / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Трение и Износ. – 2007. – Т.28. – №4. – С. 381–387.
8. **Фадин, В.В.** Износостойкость скользящего электроконтакта, содержащего переработанную сталь ШХ15 / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Трение и износ. – 2008. – Т.29. – №5. – С. 524–530.
9. **Фадин, В.В.** Влияние содержания меди на износостойкость композитов, имеющих основу из переработанной стали ШХ15, при трении с токосъёмом / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Трение и износ. – 2009. – Т.30. – №6. – С. 449–454.
10. **Фадин, В.В.** Влияние давления на износостойкость композиционных материалов, содержащих сталь ШХ15, в условиях скользящего токосъема / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2009. – №4. – С. 22–25.
11. **Фадин, В.В.** Изменение электросопротивления контакта металлический композит - сталь под действием трения и электрического тока / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Журнал технической физики. – 2010. – Т.80. – №12. – С.95-100.
12. **Фадин, В.В.** Композиты на основе карбида титана, полученного методом технологического горения / В.В. Фадин, А.В. Колубаев, М.И. Алеутдинова / Перспективные материалы. – 2011. – №4. – С. 91-96.
13. **Фадин, В.В.** Трение композитов, содержащих карбид титана, полученный методом технологического горения / В.В. Фадин, А.В. Колубаев, М.И. Алеутдинова // Трение и износ. – 2011. – Т.32. – №6. – С. 489-494.
14. **Фадин, В.В.** Характер разрушения поверхности трения композитов на основе карбида титана, полученного методом СВС / В.В. Фадин, А.В. Колубаев, М.И. Алеутдинова // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – №4. С. 26-30.
15. Алеутдинова, М.И. Связь электропроводности и износа контакта металлических композитов в условиях трения с токосъёмом / М.И. Алеутдинова, **В.В. Фадин** / Материаловедение. – 2011. – №8. – С. 23–28.
16. **Фадин, В.В.** Изменение свойств зоны трения металлических композитов под действием электрического тока и расплава Pb-Sn в контактном пространстве / В.В. Фадин // Трение и износ. – 2011. – Т.32. – №5. – С. 502–510.
17. Алеутдинова, М.И. Об изнашивании металлических композитов под действием трения скольжения и электрического тока / М.И. Алеутдинова, **В.В. Фадин**. / Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2012. – №8 – С. 13–18.
18. **Фадин, В.В.** Изменение электрического сопротивления зоны трения металлических композитов при введении расплава Pb-Sn на поверхность контакта / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Прикладная механика и техническая физика. – 2012. – Т.53. – №3. – С. 144–149.

19. **Фадин, В.В.** Изменение электропроводности скользящего контакта при появлении расплава Pb-Sn в контактном пространстве / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Известия вузов. Физика. – 2012. – №9. – С. 454–459.
20. **Фадин, В.В.** Изменения структуры поверхностного слоя металлических материалов при нагружении трением и электрическим током / В.В. Фадин // Известия вузов. Физика. – 2013. – Т.56. – №4. – С. 16–21.
21. Алеутдинова, М.И. Взаимосвязь характеристик контакта и элементного состава поверхностного слоя металлических композитов после трения с током / М.И. Алеутдинова, **В.В. Фадин** // Материаловедение. – 2013. – №3. – С. 31–36.
22. Алеутдинова, М.И. Изменение характеристик скользящего контакта металлических графитсодержащих композитов под действием электрического тока и расплава Pb-Sn в контактном пространстве / М.И. Алеутдинова, **В.В. Фадин** // Вопросы материаловедения. – 2013. – №2 (74). – С. 53–58.
23. Алеутдинова, М.И. Об изнашивании металлических материалов, нагруженных трением скольжения и электрическим током высокой плотности / М.И. Алеутдинова, В.В. Фадин, А.В. Колубаев // Письма о материалах. – 2014. – Т.4. – №3. – С. 149–152.
24. Фадин, В.В. Влияние концентрации меди в первичной структуре металлических графитсодержащих композитов на состав поверхностного слоя и характеристики контакта / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Материаловедение. – 2014. – №5. – С. 46–50.
25. Фадин, В.В. Особенности состояния поверхностного слоя металлических материалов под воздействием сухого скольжения и электрического тока / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова, А.И. Потекаев, О.А. Куликова // Известия вузов. Физика. – 2017. – Т. 60. – №5. – С. 147–153.
26. **Фадин, В.В.** Влияние электрического тока высокой плотности на износ и среднюю температуру трибоконтакта сталь/сталь / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова, А.В. Колубаев // Трение и износ – 2018– Т.39. – №4. – С. 24–28.

Статьи в зарубежных изданиях, индексируемых Scopus и Web of Science:

27. **Fadin, V.V.** Morphological Features of the Copper Surface Layer under Sliding with High Density Electric Current of High Density / V.V. Fadin, M.I. Aleutdinova, V.Ye. Rubtsov, V.A. Aleutdinova // AIP Conf. Proc. – 2015. – Vol. 1683. – 020052.
28. **Fadin, V.V.** Average Contact Temperature and Morphological Details of the Worn Surface of Copper Based Materials under High Current Density Sliding against Steel / V.V. Fadin, M.I. Aleutdinova, O.A. Kulikova // AIP Conf. Proc. – 2016. – Vol. 1783. – 020051.
29. Fadin, V.V. Surface Layer Structure and Average Contact Temperature of Copper Containing Materials under Dry Sliding with High Electric Current Density / V.V. Fadin, M. I. Aleutdinova, V. E. Rubtsov, K.A. Aleutdinov // AIP Conf. Proc. – 2016. – Vol. 1783. – 020054.
30. Fadin V.V. Structure and Worn Surface Morphology on copper containing Composites under Dry sliding with High contact current Density // V.V. Fadin, M.I. Aleutdinova, V.Ye. Rubtsov, V.A. Aleutdinova // Key Engineering Materials, ISSN: 1662-9795, Vol.712, pp.137-142, 2016, doi: 10.4028/wwwscientific.net/KEM.712.137
31. **Fadin, V.V.** Wear Resistance of Carbon Steels and Structure Parameters of Their Surface Layer After High Current Density Sliding / V.V. Fadin, M. I. Aleutdinova // Russian Physics Journal. – 2016. – Vol. 58. – Iss. 12. – P. 1726–1731.

Публикации в прочих научных изданиях

32. Kolubaev, A. Gefüge und tribologische Eigenschaften von Sintermaterialen aus Pulverabfällen der Kugellagerfertigung / A. Kolubaev, O. Sizova, **V. Fadin**, S. Tarasov, M. Aleutdinova // Fachzeitschrift für Handel, Wirtsch. Technik und Wissenschaft. – 1996. – Jahrgang 50. – №5. – S. 337–339.

33. Aleutdinova, M.I. Contact Characteristics of Metallic Materials in Conditions of Heavy Loading by Friction or by Electric Current / M.I. Aleutdinova, **V.V. Fadin**, A.V. Kolubaev, V.A. Aleutdinova // Friction and Wear Research (FWR). –2014. –Vol.2. – P. 22–28.
34. Aleutdinova, M. Utilization of industrial wastes of metal machining and bimetals using the technology of powder metallurgy. M. Aleutdinova, **V. Fadin**, I. Kochepasov, A. Kolubaev // Proc. Int. Conf. «Deformation and Fracture», IMR-SAS. Kosice. – 1996. – Vol. 1. – P. 376-382.
35. **Fadin, V.** Metallic composites. Materials for tribotechnical units. V. Fadin, M. Aleutdinova, A. Kolubaev, S. Tarasov // Proc of 7 Int. conf. «Tribo technics in theory and practice», 21-24.04. 1997, Scalsky Dvur, Czech Re- public, Securcon, Praha, Part 1. – 1997. – P. 94-99.
36. Kolubaev, A. Tribotechnical ball bearing steel powder based composites / A. Kolubaev, **V. Fadin**, M. Aleutdinova, S. Tarasov // Abstract of advanced materials and processes 4 Sino-Russian Simp. «Beying». – 1997. – P. 84-86.
37. Kolubaev, A.V. New wear resistance materials and hardening techniques for drilling bit slide bearings / A.V. Kolubaev. V.V. Fadin, O.V. Sizova, G.V. Trusova, S.U. Tarasov // Exploitation problems of machines. – Warszawa. - 1995. – P. 334-337.
38. **Фадин, В.В.** Композиционный материал с матрицей из подшипниковой стали / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова, А.В. Колубаев // Материалы науч.-практич. симп. «Славянтрибо-4», кн.1. – С-Пб. – 1996. – С. 21-24.
39. **Фадин, В.В.** Трение композитов со стальной основой в условиях скользящего токосъёма / В.В. Фадин, М.И. Алеутдинова // Тр.16 Межд. конф. «Физика прочности и пластичности материалов». – Самара. – 2006. – С. 148–151.
40. А.с. 1429441 СССР. Способ получения материалов на основе тугоплавких соединений / Овчаренко В.Е., **Фадин В.В.** (СССР) – опубл. 08.06.1988.
41. А.с. №1746739 СССР, С22С 32/00, 30/04. Антифрикционный композиционный материал / **В.В. Фадин**, В.И. Ковешников А.С. Климанов (СССР) – опубл. 08.03.1992 (ДСП).
42. А.с. №1764252 СССР В22F1/00, С22С 9/00, 14/00, 30/02 Шихта для получения антифрикционного композиционного материала / **В.В.Фадин** (СССР) – опубл. 22.05.1992 (ДСП).
43. Патент №2101380 Российская Федерация, С1, 6С22 38/20 Спечённый антифрикционный материал на основе железа / А.В. Колубаев, И.И. Кочепасов, В.М. Кузьмиченко, О.В. Сизова, С.Ю. Тарасов, **В.В. Фадин**; опубл. 10.01.1998.
44. Патент на изобретение № 236897. Материал для сильноточного скользящего электроконтакта / **Фадин В.В.**, Алеутдинова М.И. – Зарегистрировано 27.09.2009.
45. Патент №109611 Российская Федерация, Устройство для определения электросопротивления зоны трения при высокой плотности тока в скользящем контакте / М.И. Алеутдинова, **В.В. Фадин**, А.Г. Иванчин; опубл. 20.10.2011.
46. Патент на изобретение № 2506334 Спеченный материал для сильноточного скользящего контакта. **В.В.Фадин**, М.И. Алеутдинова, С.С. Борисов, Н.И. Кузнецова Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации 10.02.2014 г.
47. Патент на изобретение № 2536107 Способ определения коэффициента трения в скользящем электроконтакте без смазки и устройство для его осуществления. **В.В. Фадин**, М.И. Алеутдинова, Н.И. Кузнецова, С.С. Борисов, В.П. Кривопапов, А.Г. Иванчин. Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации 21.10.2014 г.