

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное
учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Логинов Павел Александрович

Создание комплексно-модифицированных многокомпонентных металлических связок для
алмазного режущего инструмента с повышенными эксплуатационными характеристиками

Специальность 2.6.5
Порошковая металлургия и композиционные материалы

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени доктора технических наук

Научный консультант:
д-р техн. наук, профессор
Левашов Евгений Александрович

Москва – 2024

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

Актуальность создания нового высокопроизводительного алмазного инструмента обусловлена высокой потребностью России в строительстве, реконструкции и демонтаже гражданских и промышленных сооружений, реновации дорожных полотен и взлетно-посадочных полос, разработке новых месторождений полезных ископаемых. Сложность при разработке инструмента для данных работ связана с необходимостью обработки широкой номенклатуры материалов, отличающихся по химическому составу, структуре и абразивной способности: бетон, железобетон, сталь, чугун, природный камень и др. Дополнительные ограничения по особым условиям работы, такие как низкие температуры, невозможность использования охлаждающих жидкостей, также предъявляют строгие требования к алмазному инструменту и одной из важных его составляющих – связке. Связка выполняет несколько функций в алмазном инструменте: удерживает алмаз в рабочем слое, обеспечивает постепенный износ инструмента и отводит тепло из зоны резания.

Рост числа научных работ, направленных на разработку новых составов металлических связок для алмазного инструмента, обеспечивающих его высокие эксплуатационные характеристики, произошел в 1990-е годы и был вызван резким ростом цен на кобальт – основной компонент металлических связок, обладающий высоким уровнем механических свойств и износостойкости, хорошим смачиванием алмаза и технологичностью. Большой вклад в исследование новых составов связок внесли научные коллективы под руководством В.Н. Анциферова, С.А. Оглезневой, П.А. Витязя, А.В. Ножкиной, Е.А. Левашова, Е.Г. Соколова, В.И. Лавриненко, В.П. Уманского, П.П. Шарина, W. Tillmann, J. Konstanty, M. Filgueira и др. Ими были разработаны составы и способы получения порошковых связок на основе железа, никеля и меди, а также установлены закономерности их поведения в инструменте при обработке различных материалов.

В настоящее время усовершенствование связок для алмазного инструмента осуществляется по нескольким направлениям. К ним относятся адаптация твердости и износостойкости связки к особенностям обрабатываемого материала, достижение высокой прочности, как характеристики наиболее близко коррелирующей с прочностью алмазоудержания, повышение адгезии к алмазу, разработка новых инженерных решений в конструкции сегментов инструмента. Реализация данных подходов возможна, благодаря достижениям современной порошковой металлургии: созданию различных типов структуры от крупнозернистых до иерархических и нанокристаллических; использованию наномодификаторов для упрочнения и надежного закрепления алмаза; легирование карбидообразующими элементами или использование порошковых лигатур на их основе; введение функциональных частиц, не растворимых в матрице и обеспечивающих требуемый уровень износостойкости.

При разработке и получении многокомпонентных металлических связок методами порошковой металлургии возникают сложности, связанные с неоднородностью распределения элементов, особенно при их ограниченной взаимной растворимости и при использовании порошков разного фракционного состава. Данная проблема может быть решена при использовании метода механического легирования (МЛ) или высокоэнергетической механической обработки (ВЭМО) порошков в смесителях различного типа. К достоинствам данного метода относится высокая производительность, простота регулировки процесса при изменении состава шихты или требований к продукту, экономическая эффективность. Совершенствование составов МЛ связок позволит решить ряд актуальных проблем, связанных с заменой дорогостоящего импортного сырья из-за ухода с российского рынка зарубежных компаний и использования доступных порошковых материалов отечественного производства.

Новый импульс в создании алмазного режущего инструмента с высокими эксплуатационными характеристиками дают исследования, проведенные методами *in situ* просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Данное направление подразумевает целый комплекс подходов, которые позволяют ответить на большое количество проблемных вопросов в области механического и термического поведения алмазосодержащих композитов. В частности, *in situ* ПЭМ исследования позволяют получить количественные данные о прочности сцепления связки с алмазным монокристаллом, выявить вклад в данную характеристику от различных компонентов связки, установить температурные интервалы структурных и фазовых превращений при нагреве как в связке, так и на границе раздела «металл-алмаз».

Данная диссертационная работа обобщает результаты исследований по созданию многокомпонентных металлических связок для алмазного инструмента, выполненные автором за период с 2011 по 2024 год.

Актуальность диссертационного исследования подтверждается выполнением ее в рамках следующих проектов:

1. Проект РНФ 22-79-10144 «Разработка высокоэнтропийных связок для нового поколения алмазного режущего инструмента с повышенными эксплуатационными характеристиками за счет комплексного модифицирования и реализации механизмов дисперсного и дисперсионного упрочнения» по мероприятию «Проведение исследований научными группами под руководством молодых ученых» Президентской программы исследовательских проектов, реализуемых ведущими учеными, в том числе молодыми учеными (2022-2025 гг.).

2. Проект РНФ 17-79-20384 «Новое поколение алмазосодержащих материалов с контролируемой гибридной и градиентной структурой» по мероприятию «Проведение исследований научными группами под руководством молодых ученых» Президентской программы исследовательских проектов, реализуемых ведущими учеными, в том числе молодыми учеными (2017-2022 гг.).

3. Проект РФФИ № 16-08-01180 «Разработка научных основ получения наномодифицированных механически легированных связок из порошков отечественного производства для нового поколения алмазного шлифовального инструмента» (2016-2018 гг.).

4. Проект РФФИ № 15-38-70019 «Усовершенствование технологии получения высокопроизводительного алмазного режущего инструмента из наномодифицированных механически легированных порошков отечественного производства и инновационного состава» (2015-2016 гг.).

5. Проект РФФИ № 14-08-00842 «Разработка механически легированных металломатричных композитов с эффектом двойного дисперсного упрочнения за счет выделения избыточных фаз при расслоении пересыщенных твердых растворов и введения функциональных наночастиц» (2014-2015 гг.).

6. Государственный контракт № 16.513.11.3106 от 10 октября 2011 г. «Разработка кристаллических наноматериалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками для энергоэффективных автоматизированных процессов порошковой металлургии нового поколения инструмента из сверхтвердых материалов» в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы» (2011-2012 гг.).

7. Государственный контракт № 14.513.11.0045 от 20 марта 2013 г. «Разработка нового поколения однокристалльного и металлорежущего инструмента из сверхтвердых материалов с наномодифицированной металлической связкой» в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2007-2013 годы» (2013 г.).

Цель и задачи исследований

Целью работы является создание нового поколения многокомпонентных металлических связок, обеспечивающих высокий уровень служебных характеристик алмазного инструмента, предназначенного для резки труднообрабатываемых материалов.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

- 1) исследовать закономерности фазовых и структурных превращений при механическом легировании многокомпонентных порошковых смесей и их консолидации методом горячего прессования;
- 2) исследовать варианты усовершенствования состава сложнолегированных металлических связок, включая введение адгезионно-активных по отношению к алмазу компонентов и упрочняющих наночастиц, а также их влияние на механические, трибологические свойства сплавов и эксплуатационные характеристики инструмента;
- 3) разработать методы контроля износостойкости металлических связок для их адаптации к работе в отсутствии охлаждающей жидкости и для обработки материалов с низкой абразивной способностью при сохранении высоких механических свойств и адгезии к алмазу;
- 4) изучить особенности фазообразования и структурных превращений на границе раздела «металл-алмаз» в алмазосодержащих композитах со связками различных составов, и установить взаимосвязь между структурой границы раздела, прочностью сцепления связки с алмазным монокристаллом, способностью связки к алмазоудержанию и эксплуатационными характеристиками инструмента;
- 5) разработать метод количественного определения прочности сцепления металлических связок с алмазным монокристаллом путем *in situ* испытаний на растяжение ламелей со структурой «металл-алмаз» в колонне просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ);
- 6) исследовать влияние различных подходов к модифицированию границы раздела «металл-алмаз», таких как введение добавок карбидообразующих элементов, плакирование алмаза металлическими покрытиями, на прочность сцепления связки с алмазным монокристаллом;
- 7) разработать технологии получения алмазного инструмента (отрезных сегментных кругов и алмазных сверл) с новыми типами многокомпонентных металломатричных композиций при использовании недефицитных и относительно недорогих компонентов, производимых на территории Российской Федерации, провести испытания при обработке различных материалов, внедрить лучшие технические решения для обеспечения импортозамещения.

Научная новизна работы

1. Методом *in situ* испытаний на растяжение ламелей со структурой «металл-алмаз» в колонне просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) установлено влияние состава связки на прочность сцепления с алмазным монокристаллом. Связки на основе железа характеризуются прочностью сцепления с алмазом в интервале значений $\sigma=50-110$ МПа, повышение σ до 200 МПа достигается плакированием алмаза карбидом вольфрама, а до $\sigma = 460$ МПа – легированием высокоэнтропийной связки карбидообразующими элементами (хромом и титаном).

2. Найдено оптимальное соотношение алмаза и кубического нитрида бора (cBN), равное 3:1, в рабочем слое инструмента, предназначенного для обработки чугуна, при котором достигается прирост скорости резания на 15 %. При данном соотношении повышается сохранность зерен сверхтвёрдого материала в рабочем слое при более интенсивном износе обрабатываемого материала, благодаря удерживанию cBN в связке и образованию большого количества острых граней при разрушении.

3. Установлено положительное влияние ВЭМО порошковых смесей Fe-Co-Ni, Fe-Co-Ni-Cr, Fe-Co-Ni-Ti, Fe-Ni-Mo, Co-Cr-Fe-Ni и Co-Cr-Cu-Fe-Ni на механические свойства

и износостойкость связок, а также на структуру и свойства алмазосодержащих композитов, заключающееся в формировании ультрамелкозернистой структуры сложнолегированных твердых растворов с выделениями упрочняющих вторичных фаз. Для связок Fe-Co-Ni в результате ВЭМО предел прочности при изгибе увеличивается на 35 % (до 1980 МПа), а износостойкость - в 3,2 раза.

4. Обнаружен положительный эффект легирования связок Fe-Co-Ni титаном и хромом, заключающийся в росте предела прочности при изгибе с 1980 МПа до 2920 МПа и 3220 МПа, соответственно, и образованием на поверхности алмазных зерен промежуточных карбидных слоев на основе TiC и Cr₃C₂. При этом оптимальным способом введения титана является ВЭМО порошковой смеси с добавкой гидрида титана TiH₂.

5. Установлены закономерности влияния комплексного модифицирования сплавов Fe-Co-Ni и Fe-Ni-Mo различными видами нанодисперсных добавок (углеродные нанотрубки, наночастицы гексагонального нитрида бора и карбида вольфрама) на структуру и свойства, заключающиеся в уменьшении размера зерен структурных составляющих и дисперсном упрочнении по механизму Орована.

6. Исследованы закономерности влияния меди на фазовый состав, структуру, механические свойства и механизмы деформации высокоэнтропийных сплавов CoCrCu_xFeNi, заключающиеся в формировании двухфазной структуры твердых растворов с ГЦК кристаллической решеткой при концентрации меди выше 9 ат. %, а также подавлении рекристаллизационных процессов, приводящих к снижению среднего размера зерен с 1,07 до 0,07 мкм, и снижении склонности сплава к деформации двойникованием. Методом *in situ* испытаний на растяжение ламелей показано, что пластическая деформация локализуется в зернах вторичной фазы на основе меди.

7. Установлен положительный эффект от введения порообразующих добавок (полые корундовые микросферы, графитовые гранулы) в многокомпонентные металлические связки алмазных сверл при сухой обработке железобетона в отсутствии охлаждающих жидкостей, заключающийся в повышении скорости сверления на 50 – 120 % (в зависимости от фракции и содержания добавки), благодаря более активному абразивному износу и локальному выкрашиванию микрообъемов связки, сопровождающемуся экспозицией новых алмазных зерен на поверхность рабочего слоя инструмента.

Практическая значимость работы

1. Разработана методика количественного измерения прочности сцепления металлических матриц с алмазным монокристаллом, основанная на *in situ* испытаниях при растяжении в колонне ПЭМ микрообразцов-ламелей со структурой «металл-алмаз».

2. Композиционный материал, содержащий в качестве сверхтвердого компонента комбинацию алмаза и cBN, был успешно применен в производстве отрезных сегментных кругов и канатных пил, предназначенных для резки массивных конструкций из чугуна (патент РФ 2595000 от 20.08.2016). Испытания канатных пил по резке стали, проведенные в ООО «ТД Кермет» (г. Москва), показали прирост производительности резания на 15 % по сравнению с инструментом, содержащим только алмаз, и на 60-100 % по сравнению с канатной пилой «Cedima» (Австрия).

3. Разработана технологическая инструкция (ТИ 01-02066500-2024) на процесс производства сегментов со связками Fe-Ni-Mo и Fe-Co-Ni, комплексно модифицированных углеродными нанотрубками, наночастицами гексагонального нитрида бора и карбида вольфрама, для алмазных отрезных сегментных кругов и алмазных сверл, используемых для резания и сверления бетона и железобетона. Установлено, что кольцевые алмазные сверла со связками Fe-Ni-Mo обеспечивают работу инструмента в режиме самозатачивания при резке железобетона с водяным охлаждением. Комплексное наномодифицирование снизило износ сегментов на 41 % при сохранении высокой производительности сверления. Алмазные отрезные сегментные круги со связками Fe-Co-Ni имеют высокую скорость

резания армированного бетона, а модифицирование связок наночастицами повышает производительность на 84 %.

4. Разработана технологическая инструкция (ТИ 02-02066500-2024) на процесс производства сегментов со связкой из высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNi, модифицированного полыми корундовыми микросферами, для алмазного инструмента, предназначенного для сверления армированного бетона без подачи охлаждающей жидкости в режиме воздушного охлаждения. По результатам испытаний кольцевых алмазных сверл по обработке армированного бетона в ООО «ТД Кермет» (г. Москва) установлено, что данная связка обеспечивает эффективную работу инструмента в режиме самозатачивания.

5. Алмазные отрезные сегментные круги со связками на основе высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNi, модифицированные порообразующей добавкой в виде полых корундовых микросфер, прошли успешные испытания по резке высокопрочных труб из хромосодержащей стали типа 13Cr в АО «Таганрогский металлургический завод». По сравнению с резкой маятниковой пилой применение новых материалов позволило на 25 % увеличить скорость резания, уменьшить расход инструмента и повысить качество поверхности обработанного металла.

6. Результаты диссертационной работы прошли апробацию и внедрены в технологический процесс производства алмазного инструмента в ООО «ТД Кермет». Проведена замена импортных порошковых связок из предсплавов Next100, Keen20 (Umicore, Франция) на многокомпонентные наномодифицированные связки из порошков отечественного производства. Нашли применение и высокоэнтропийные связки CoCrCuFeNi с добавками графита и полых корундовых микросфер в инструменте, предназначенном для обработки высокоармированного железобетона без охлаждающей жидкости. Технологический процесс производства дополнен операцией высокоэнергетической механической обработки порошковой шихты в планетарной центробежной мельнице для повышения ее технологических свойств и расширения номенклатуры используемых порошков и составов сплавов.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Закономерности фазо- и структурообразования при ВЭМО и последующей консолидации методом горячего прессования многокомпонентных порошковых связок в системах Cu-Fe-Co-Ni, Fe-Ni-Mo, Fe-Co-Ni, Fe-Co-Ni-Cr, Fe-Co-Ni-Ti, Co-Cr-Cu-Fe-Ni, заключающиеся в формировании ультрамелкозернистой структуры и твердых растворов с равномерным распределением компонентов с выделением дисперсных упрочняющих вторичных фаз.

2. Закономерности влияния легирующих компонентов на фазовый состав, структуру, механические и трибологические свойства связок Fe-Co-Ni, полученных методами механического легирования и горячего прессования.

3. Закономерности влияния наномодифицирования на структуру, механические и трибологические свойства связок Cu-Fe-Co-Ni, Fe-Ni-Mo, Fe-Co-Ni.

4. Взаимосвязь состава связок, характера распределения в ней компонентов и структуры границы раздела «металл-алмаз», устанавливающая вклад карбидообразующих элементов в повышение прочности сцепления алмаза со связкой.

5. Взаимосвязь концентрации порообразующих добавок (полые корундовые микросферы и графитовые гранулы), механических свойств многокомпонентных связок и служебных характеристик алмазного инструмента, предназначенного для обработки при отсутствии охлаждающей жидкости.

6. Взаимосвязь между механическими и трибологическими свойствами многокомпонентных металлических связок и эксплуатационными характеристиками алмазного инструмента, предназначенного для различных операций (резка, сверление),

видов обрабатываемого материала (бетон, железобетон, чугун) и условий работы (при подаче охлаждающей жидкости или без нее).

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность результатов обеспечена использованием современных аттестованных методов оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Механические свойства компактных образцов связок определялись с помощью стандартных методик определения твердости, пределов прочности при изгибе и растяжении. Трибологические испытания образцов проводились в соответствии с аттестованной методикой в испытательной лаборатории функциональных поверхностей (ИЛФП) Научно-учебного центра СВС МИСиС-ИСМАН (НУЦ СВС) НИТУ МИСИС.

Результаты работы представлены на следующих научных конференциях: *«Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»*, г. Томск, Россия, 2024 г., *«Актуальные вопросы прочности»*, г. Екатеринбург, Россия, 2024 г., НАНО-2023, г. Москва, Россия, 2023 г., *«Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ* г. Москва, Россия, 2023 г., *«Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка»*, г. Минск, Беларусь, 2023 г., VI International Conference *«Fundamental Bases of Mechanochemical Technologies»* FBMT, г. Новосибирск, Россия, 2022 г., *«Инновационные Технологии в Материаловедении и Машиностроении» ИТММ*, г. Пермь, Россия, 2022 г., *«Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: НОМАТЕХ»*, г. Минск, Беларусь, 2022 г., *«IV Байкальский материаловедческий форум»*, г. Улан-Удэ, Россия, 2022 г., *«Современные материалы и передовые производственные технологии СМПТ-2021»*, г. Санкт-Петербург, Россия, 2021 г., *«XXVIII Российская Конференция по электронной микроскопии РКЭМ-2020»*, г. Черногоровка, Россия, 2020 г., *«Методы исследования состава и структуры функциональных материалов» МИССФМ-2020*, г. Новосибирск, Россия, 2020 г., *«VII Всероссийская Конференция по Наноматериалам НАНО-2020»* г. Москва, Россия, 2020 г., 8-ая международная конференция *«Деформация и разрушение материалов и наноматериалов»* г. Москва, Россия, 2019 г., *«The 7th Annual Conference of ANALYTIX-2019»*, г. Берлин, Германия, 2019 г., *«XV International Symposium on Self-Propagating High-Temperature Synthesis»* г. Москва, Россия, 2019 г., *«19th International Metallurgy and Materials Congress»*, г. Стамбул, Турция, 2018 г., VII Международная конференция с элементами научной школы для молодежи *«Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества»*, г. Суздаль, Россия, 2018 г., V International Conference *«Fundamental Bases of Mechanochemical Technologies»* FBMT, г. Новосибирск, Россия, 2018 г., *«24th International Symposium on Metastable, Amorphous and Nanostructured Materials (ISMANAM 2017)»*, г. Сан-Себастьян, Испания, 2017 г., *«XV International Conference on Intergranular and Interphase Boundaries in Materials»*, г. Москва, Россия, 2016 г., *«VI Международная Конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов»*, г. Москва, Россия, 2015 г., *«Нанотехнологии функциональных материалов» (НФМ'2014)*, г. Санкт-Петербург, Россия, 2014 г., III Всероссийская молодёжная конференция с элементами научной школы *«Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества»* г. Москва, Россия, 2012 г.

Личный вклад автора

Диссертационная работа обобщает результаты исследований, проведенных лично автором и в сотрудничестве с коллегами за период с 2011 по 2024 гг. Вклад автора заключается в постановке задач исследования, выборе путей их решения, планировании и проведении эксперимента, обработке экспериментальных данных, анализе результатов и полученных закономерностей, формулировании выводов, подготовке научных статей, а

также документов по защите результатов интеллектуальной деятельности, технической документации. Автором лично проводились исследования методами сканирующей электронной микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии, в том числе *in situ* исследования деформационного поведения и динамики структурных превращений при нагреве, рентгеноструктурного анализа. Автор принимал участие в испытаниях более 30 опытных партий алмазного инструмента с разработанными металлическими связками.

Работа Логинова П.А. по теме: «Разработка режущего алмазного инструмента нового поколения с наномодифицированной связкой и гибридным рабочим слоем» в 2017 году была удостоена Премии Правительства города Москвы для молодых ученых по направлению «Передовые промышленные технологии».

Автор признателен коллегам из НИТУ МИСИС, соавторам публикаций, в том числе научному консультанту, заведующему кафедрой порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП), директору НУЦ СВС, д.т.н., проф. Е.А. Левашову, сотрудникам кафедры ПМиФП, НУЦ СВС, Научно-исследовательского центра «Конструкционные керамические наноматериалы», а также коллегам из компании ООО «ТД Кермет», ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Института нанотехнологий микроэлектроники РАН за помощь в проведении экспериментальных работ и обсуждении результатов.

Публикации

По теме диссертации опубликовано 30 статей, в том числе 8 – в журналах из перечня научных журналов и изданий ВАК РФ, 5 – в изданиях, входящих в базу RSCI, 22 – индексированы в Scopus и Web of Science. Получено 3 патента Российской Федерации и зарегистрировано 1 ноу-хау.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы из 275 источников и 7 приложений. Общий объем диссертации составляет 305 страниц, включая 157 рисунков и 57 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертации, сформулирована цель и задачи исследования, изложена научная новизна и практическая значимость результатов работы, представлены положения, выносимые на защиту.

В первой главе проведен аналитический обзор научной литературы, посвященной разработке новых составов металлических связок для алмазного инструмента различного назначения, основным технологиям изготовления и направлениям усовершенствования их эксплуатационных характеристик.

В главе изложены современные тенденции в разработке металлических связок, принципы выбора материалов и составов, описаны главные функции, выполняемые связками, а также ключевые требования, предъявляемые к ним.

Показана эволюция составов связок для алмазного режущего инструмента. Традиционно считается, что наиболее подходящим материалом для использования в качестве связок является кобальт, благодаря высоким механическим свойствам, износостойкости, хорошему смачиванию алмаза и возможностью консолидации до беспористого состояния при относительно низких температурах. Мировой рост цен на кобальт и его дефицит привели к развитию работ, посвященным связкам на основе железа, меди, никеля и других материалов, которые по свойствам не уступали бы кобальтовым. Представлен анализ как промышленно выпускаемых крупными фирмами порошковых связок на основе железа, так и экспериментальных составов, определенных по результатам поисковых научных работ. Приведены наиболее распространенные легирующие

компоненты для связок на основе железа и подходы для их введения. Для связок на основе меди и никеля приведены основные легирующие компоненты, технологии изготовления и области применения.

Обсуждаются современные методы и технологии производства алмазного инструмента с металлическими связками, прежде всего основанные на процессах порошковой металлургии. Показаны особенности применения и существующие ограничения традиционной консолидации алмазосодержащих композиционных материалов методом спекания и преимущества метода горячего прессования, заключающиеся в уменьшении остаточной пористости алмазосодержащих композитов, минимизации графитизирующего воздействия на алмаз и повышении производительности за счет кратного уменьшения длительности процесса. Рассмотрены современные методы изготовления алмазосодержащих материалов, такие как селективное лазерное плавление, послойная электронно-лучевая плавка и другие, основанные на аддитивных технологиях. Сделан обзор текущего состояния данного направления и перспективы использования метода для изготовления режущего и шлифовального инструмента. Как правило, это распространяется на инструмент с повышенной остаточной пористостью и особой внутренней структурой – для создания упорядоченного расположения алмазных зерен в рабочем слое. С одной стороны, образцы алмазного инструмента, полученные аддитивными методами, обладают низкими механическими свойствами и сопротивлением ударным нагрузкам, с другой стороны, данный метод позволяет получать изделия сложной формы без постобработки, что является важным для труднообрабатываемых материалов. Также обзор содержит разделы, посвященные методам получения однослойных инструментов, – активной пайке и гальваническому нанесению покрытий на корпус с закрепленными на нем алмазами. Приведены основные составы и режимы изготовления, обеспечивающие высокую производительность инструмента.

Также в главе рассмотрены известные методы усовершенствования алмазного инструмента, основанные на модифицировании состава и структуры связки или повышении ее прочности сцепления с алмазным монокристаллом. Описаны различные методы изготовления многокомпонентных порошковых связок: химическое соосаждение гидроксидов металлов с их последующим восстановлением, распыление расплавов, механическое легирование. Представлены известные составы связок, получаемых данными методами.

Отмечается, что рост адгезии связок достигается в том числе за счет плакирования алмазных зерен покрытиями на основе металлов или их карбидов. Наличие покрытий на алмазе позволяет обеспечить химическое взаимодействие между составляющими алмазосодержащего материала, а также уменьшить разницу между коэффициентом термического расширения алмаза и связки. Описаны основные материалы, применяющиеся в качестве покрытий (никель, титан, молибден, вольфрам, хром, бор), и методы их нанесения (магнетронное распыление, нанесение покрытий в солевой ванне, разложение карбониллов металлов и др.). Альтернативным методом повышения адгезии к алмазу является введение в связку карбидообразующих элементов – титана, хрома, молибдена, вольфрама, циркония. Показано какими методами достигается равномерное распределение таких элементов в объеме, их влияние на фазовый состав границы раздела связки с алмазом и вклад в эксплуатационные характеристики инструмента. Представлен обзор работ, посвященных упрочнению связок путем введения наночастиц тугоплавких соединений, не растворимых в матрице, и создания рабочего слоя инструмента с упорядоченным расположением алмазов.

В данной главе проведено обобщение известных качественных и количественных методов оценки способности связок к алмазоудержанию. К качественным методам оценки отнесена фрактография изломов, к количественным – определение предела прочности при изгибе, испытания на разрыв образцов с напаянным на корпус алмазом, а также ряд методов для определения адгезии алмазных покрытий к подложке: скратч-тестирование алмазным

индентором, индентирование покрытий индентором Роквелла, пескоструйный тест. Описаны преимущества и недостатки данных методов, из которых следуют их возможные области применений и существующие ограничения и допущения при применении.

Показаны области применения алмазного инструмента, режимы обработки материалов и обоснован выбор составов связок в зависимости от характеристик обрабатываемого материала.

Во второй главе приведено описание использованных в работе исходных материалов, а также методик получения многокомпонентных порошковых смесей, их консолидации, методов исследования структуры и фазового состава, методов определения физико-механических и трибологических свойств компактных материалов, методов испытания алмазного инструмента.

В качестве исходных материалов для получения основы связок в работе использованы металлические порошки Fe, Ni, Cu, Co, Cr, Mo, Ti, TiH₂, а также коммерчески доступная связка марки Next100 производства фирм Eurotungstene / Umicore. Описаны использованные наноразмерные порошки (WC, ZrO₂, Al₂O₃, *h*-BN, K₂O·n(TiO₂), углеродные нанотрубки), обеспечивающие дисперсное упрочнение матриц. Для адаптации инструмента к условиям сухой резки железобетона в связку вводили порообразующие добавки – полые корундовые микросферы и графитовые гранулы. В качестве сверхтвердого компонента в экспериментальных образцах инструмента использованы порошки монокристаллического алмаза и кубического нитрида бора.

Получение многокомпонентных порошковых смесей производилось в смесителях с различной интенсивностью воздействия в зависимости от желаемого типа структуры. Их консолидацию осуществляли методами холодного прессования и спекания или горячего прессования при температурах, не допускающих графитизацию и разупрочнение алмаза.

В работе использованы следующие методы исследования механических свойств связок: определение твердости по Роквеллу, испытания на трехточечный изгиб, испытания на растяжение, наноиндентирование. Трибологические испытания образцов проводили методом измерительного скольжения с использованием возвратно-поступательного движения по схеме «стержень-пластина».

Исследования фазового состава порошковых и компактных образцов проводили методом рентгеноструктурного анализа (РСА). Исследования структуры осуществляли методами оптической, растровой электронной микроскопии (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Пробоподготовка образцов для ПЭМ осуществлялась двумя методами: ионной полировкой фольг диаметром 3 мм в установке PIPS II (Gatan, США) или методом фокусированного ионного пучка (ФИП) на установке Scios Dualbeam SEM (FEI Company, США).

Исследования деформационного поведения сплавов и эксперименты по количественному определению прочности сцепления связки с алмазным монокристаллом были проведены методом *in situ* ПЭМ с использованием держателя PI 95 TEM Picoindenter (Bruker, США) и устройств Push-to-pull (Bruker, США), предназначенных для проведения испытаний на растяжение микрообразцов (ламелей).

На основе разработанных связок были изготовлены алмазные инструменты трех типов: канатные пилы, алмазные отрезные сегментные круги (АОСК) и кольцевые алмазные сверла.

Испытания канатных пил длиной от 5 до 10 метров проводили на установке для канатной резки Hydrostress BR-4 (Австрия) с гидравлической канатной системой SK-B. В качестве обрабатываемых материалов были использованы изделия из стали марки Ст3 и чугуна марки СЧ20. Испытания АОСК диаметром 400 и 500 мм проводили на мостовом отрезном станке «Алмаз-3» (Россия). В качестве обрабатываемого материала использовались плиты из бетона марок М300 и М350, в том числе армированные прутками из стали. Испытания кольцевых алмазных сверл диаметром 52 мм проводили на установке

DR400A (Eurodima, Германия). В зависимости от назначения инструмента в зону сверления могло подаваться водяное охлаждение с расходом воды 2 л/мин. Для всех видов инструмента в процессе испытаний фиксировался износ по изменению габаритов алмазных сегментов или перлин, измерялась скорость обработки материалов, суммарная производительность. В конце испытаний методом оптической микроскопии исследовали состояние поверхности и зерен сверхтвердого материала в рабочем слое.

В третьей главе описывается разработанная методика количественного определения прочности сцепления металлической связки с алмазным монокристаллом, приведены результаты испытаний образцов с различными составами связок и показано влияние покрытия на алмазе.

Метод измерения прочности сцепления алмаза со связкой основан на использовании ПЭМ, оснащенного держателем Nysitron PI 95 TEM Picoindenter (Bruker, США), предназначенного для проведения испытаний на растяжение ламелей, вырезанных из объемных образцов. Испытания ламелей проводили в устройствах Push-to-pull. Они представляют собой кремниевую пружину с прорезью для установки образца и площадкой, на которую передает усилие алмазный индентор (рис. 1а). Дизайн устройств Push-to-pull позволяет трансформировать схему испытаний из сжатия в растяжение. Во время приложения нагрузки подвижная опора, на которой закреплена одна из сторон образца, приходит в движение, тем самым передавая растягивающее напряжение на образец.

Ламели для испытаний прочности сцепления представляют собой плоские образцы, близкие по геометрии к стандартным образцам, используемым при испытаниях на растяжение. Ламель вырезали методом ФИП из границы раздела алмаза с металлической матрицей. Процесс ионного травления останавливали, когда глубина вытравленного слоя составляла 8-10 мкм. После этого ламель извлекали микроманипулятором и устанавливали на медную сетку, где дополнительно утоняли до толщины 200-300 нм. Такая толщина является оптимальной, так как, с одной стороны, обеспечивается механическая прочность ламели при транспортировке с сетки на устройство Push-to-pull, а с другой стороны, ламель будет прозрачной для пучка электронов в ПЭМ, работающем при ускоряющем напряжении 200 кВ. Ламель дополнительно утоняли после разворота перпендикулярно к источнику ионов, что позволяло получить плоскопараллельные поверхности.

Утоненную ламель переносили к устройству Push-to-pull микроманипулятором таким образом, чтобы граница раздела «металл-алмаз» располагалась перпендикулярно направлению приложения нагрузки. Затем на края ламели напыляли слой углерода для ее закрепления (рис. 1б).

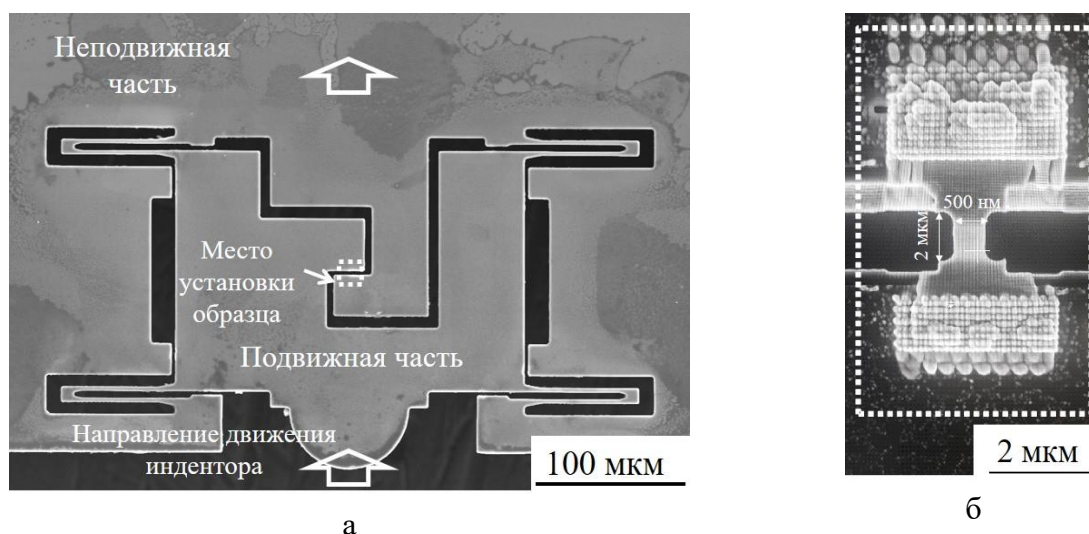


Рисунок 1 – Схема устройства Push-to-Pull и внешний вид образца для испытаний, закрепленного на устройстве

В процессе испытаний ламели происходит съемка кривых зависимости нагрузки от перемещения индентора $F = f(d)$. Определение напряжения требует данных о площади поперечного сечения ламели. Для этого толщину ламели определяли методом, основанным на анализе дифракции электронов на сходящемся пучке (CBED).

Дифракционные диски, полученные при съемке в режиме CBED, характеризуются наличием линий Косселя-Молленштедта (К-М) толщина и количество которых зависит от толщины исследуемого образца.

На рис. 2 а приведены изображения дифракционных дисков от алмаза, полученных в режиме CBED с линиями К-М. При съемке дифракции образец находился в двухлучевом положении (был повернут на несколько градусов относительно оси зоны [001]) для получения качественного изображения линий К-М. Расстояние между линиями К-М было определено при анализе профиля интенсивности яркости дифракционного рефлекса (220) (рис. 2 б).

Толщина исследуемого образца t связана с параметрами ζ_g и s_i (отклонение i -ого минимума от главного Брэгговского отражения) уравнением:

$$\left(s_i^2 + \frac{1}{\zeta_g^2}\right) * t^2 = n_i^2 \quad (1)$$

где n_i – порядковый номер линии К-М.

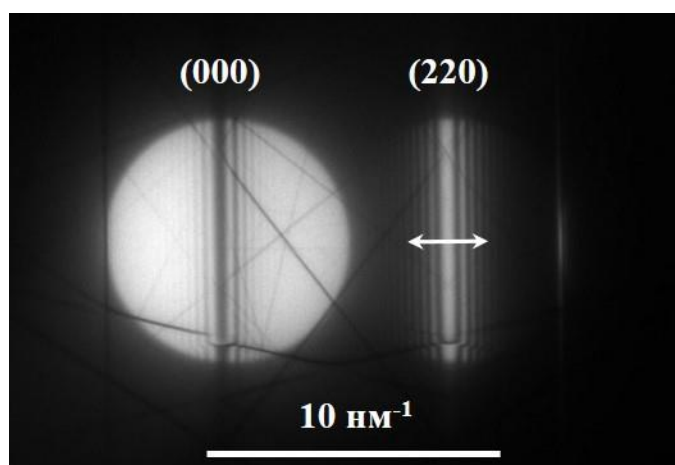
Расчет параметра s_i проводится по следующей формуле:

$$s_i = \frac{\lambda * \Delta\theta_i}{2\theta_b * d^2} \quad (2)$$

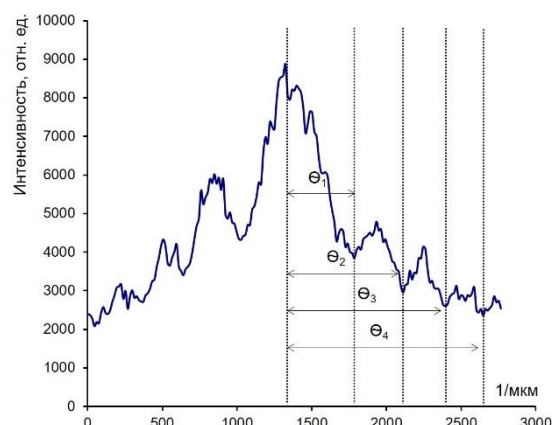
где θ_i – расстояние между полосами К-М; λ – длина волны электронов; θ_b – угол дифракции от плоскости hkl ; d – расстояние между плоскостями hkl .

Толщина t определяется графическим методом. График зависимости $(s_i/n_i)^2$ от $(1/n)^2$ представляет собой прямую, пересекающую ось $(s_i/n_i)^2$ в точке $1/t^2$.

Преимуществом данного метода определения толщины является высокая локальность (от 2 до 25 нм) и возможность получения данных о толщине непосредственно у границы раздела «металл-алмаз».



а



б

Рисунок 2 – Дифракция алмаза, снятая в режиме CBED (а) и профиль интенсивности дифракционного диска (220) с области, выделенной белой стрелкой (б) для расчета толщины образца t

Разработанный метод был применен для определения прочности сцепления связки на основе железа состава 75% Fe – 15 % Co – 10 % Ni (вес. %, далее Fe-Co-Ni) с алмазным монокристаллом. Данная связка представляла собой однофазный сплав (твердый раствор на основе α -Fe) с равномерным распределением элементов по объему. Для определения прочности сцепления были проведены испытания трех ламелей с архитектурой «металл-алмаз» (рис. 3 а). Выявлены общие закономерности в поведении ламелей при разрушении: разрыв происходил по границе раздела на стадии упругой деформации. По результатам испытаний установлено, что значение прочности сцепления связки Fe-Co-Ni с алмазом находится в диапазоне 50-110 МПа (рис. 3 б).

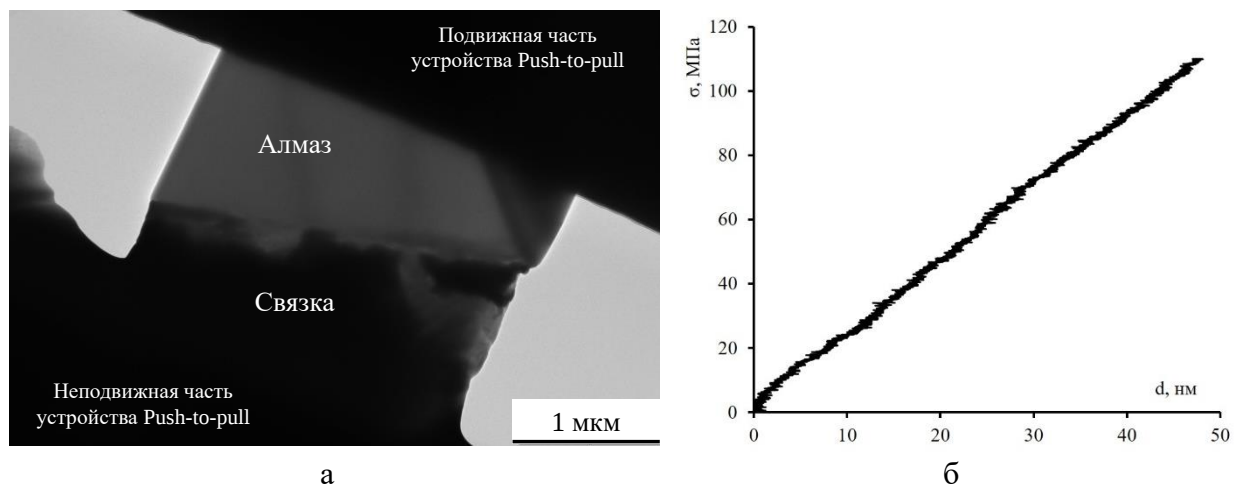


Рисунок 3 – Изображение алмазосодержащей ламели со связкой Fe-Co-Ni до начала испытаний (а) и график зависимости напряжения от перемещения индентора во время испытаний (б)

Проведено исследование прочности сцепления связок с алмазным монокристаллом при наличии на них покрытия. Для этого были изготовлены образцы, в которых покрытие на алмазе формировалось самопроизвольно в процессе горячего прессования со связкой Fe-Co-Ni, содержащей наночастицы WC. Дано объяснение явления самоорганизующихся покрытий, в основе которого лежит взаимодействие алмаза с примесным оксидом вольфрама WO_3 , присутствующим в составе плазмохимического нанопорошка WC. В интервале температур 800-900 °C в металлической связке одновременно протекают два процесса. С одной стороны, начинается графитизация алмаза в местах его контакта с железом, никелем и кобальтом – металлами-катализаторами перехода «алмаз-графит». С другой стороны, происходит испарение и перенос газообразного WO_3 к поверхности алмазного кристалла, хемосорбция и восстановление графитом. При этом на поверхности алмаза формируется сплошная пленка WC, причем со стороны металлической связки пленка WC не имеет четкой границы. Вольфрам частично растворен в связке Fe-Co-Ni и образует градиентный слой толщиной около 200 нм.

По результатам испытаний на растяжение ламели со структурой «связка – пленка WC – алмаз» было установлено значение прочности, равное 207 МПа (рис. 4 а,б). Детальное исследование структуры образца в области излома позволило установить, что магистральная трещина прошла не по границе раздела «алмаз-пленка WC», а сквозь зерна металлической связки Fe-Co-Ni с растворенными в ней атомами W и C, то есть разрушение произошло по когезионному механизму.

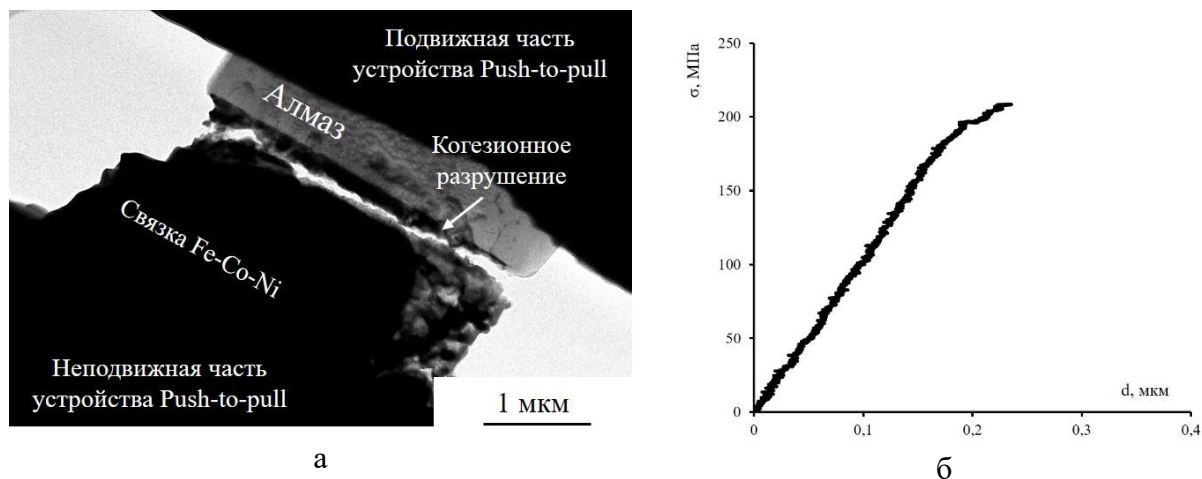


Рисунок 4 – Изображение ламели со связкой Fe-Co-Ni и алмазом, плакированным WC, после разрушения (а) и график зависимости напряжения от перемещения индентора во время испытаний (б)

Повышения адгезии между составляющими алмазосодержащего композита можно добиться путем использования в качестве связки высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) составов CoCrFeNi, CoCrCuFeNi и CoCrFeNiTi. Преимуществом данных ВЭС является равномерное распределение компонентов в объеме, в том числе хрома и титана, формирующих промежуточные карбидные слои на границе раздела с алмазом, что, как принято считать, способствует увеличению адгезии.

Методом ПЭМ проведено изучение структуры границы раздела «металл-алмаз» при использовании в качестве связки указанных трех типов ВЭС (рис. 5 а,б). При исследовании границы раздела CoCrFeNi-алмаз выявлено 5 характерных областей: сам алмаз; металлические частицы размером 100-300 нм с преобладанием в составе никеля; непрерывный слой графитоподобного углерода толщиной 200-1000 нм; непрерывный слой карбида хрома Cr_{23}C_6 толщиной 1-2 мкм; слой металлической матрицы, обогащенный никелем. Общая толщина переходной зоны на границе раздела составляет 5-7 мкм. Граница раздела CoCrCuFeNi-алмаз отличалась дискретным характером распределения Cr_{23}C_6 на границе раздела, а также примыканием к данной области фазы на основе меди. На границе раздела CoCrFeNiTi-алмаз были сформированы два слоя из карбидов – первый на основе Cr_{23}C_6 и второй на основе TiC.

По результатам испытаний было установлено, что при растяжении ламелей CoCrFeNi-алмаз и CoCrFeNiTi-алмаз магистральная трещина проходит по слою графитоподобного углерода, находящегося между алмазным зерном и промежуточным слоем на основе карбидов. Разрушение ламели CoCrCuFeNi-алмаз сопровождается существенной пластической деформацией и происходит транскристаллитно по зерну медной фазы (рис. 5 а).

Локальная прочность границ раздела алмаз-матрица, измеренная методом *in situ* в колонне ПЭМ, составляет 468, 458, 406 МПа для CoCrFeNi, CoCrCuFeNi, CoCrFeNiTi соответственно. Наличие медной фазы на границе раздела с алмазом оказывает положительное влияние на вязкость разрушения композита.

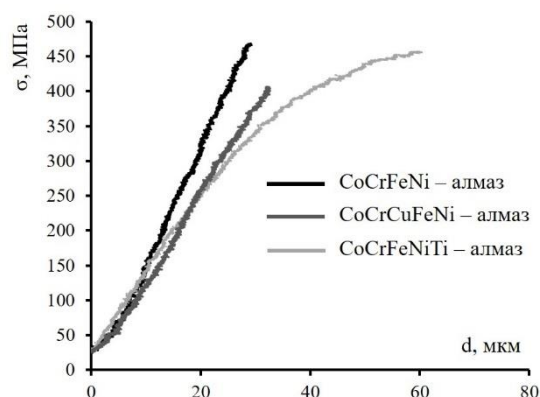
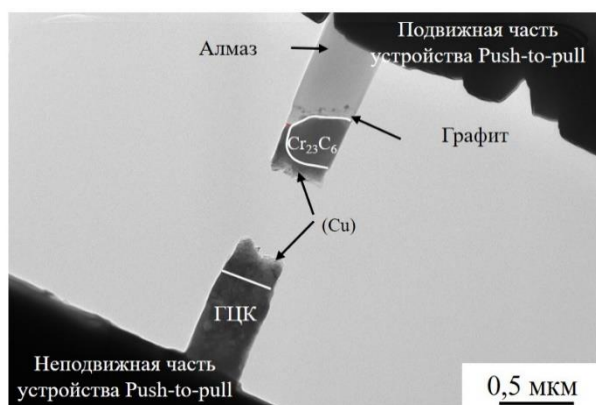


Рисунок 5 – Изображение ламели CoCrCuFeNi-алмаз после разрушения (а) и графики зависимости напряжения от перемещения индентора во время испытаний ламелей ВЭС-алмаз (б)

Полученные результаты позволили сделать заключение, что, благодаря плакированию алмаза самоорганизующимся слоем WC и использованию в качестве связок ВЭС с равномерно распределенными карбидообразующими элементами хромом и/или титаном, происходит повышение прочности сцепления связки с алмазным монокристаллом в 2 и 4,5 раза соответственно.

В четвертой главе представлены результаты исследований, направленных на разработку дисперсно-упрочненных связок алмазного инструмента, предназначенного для резки стали и чугуна. Исследования проводились для придания более высоких физико-механических свойств и адгезии к алмазу, а также путем частичной замены алмаза в инструменте на кубический нитрид бора, не подверженный химическому износу при обработке сплавов железа.

Оптимизация состава связки проводилась с учетом следующих факторов:

1. Шлам, образующийся при резке железа, стали, чугуна, обладает (по сравнению со шламом от природного камня) относительно низкой абразивной способностью. Поэтому связка не должна иметь высокую износостойкость, чтобы обеспечить соразмерный износ зерен сверхтвёрдого материала (СТМ) и связки для работы инструмента в режиме самозатачивания.
2. Связка должна прочно удерживать зерна СТМ при наличии адгезионно-активных компонентов.

В качестве основы использована связка марки Next100 (Eurotungstene, Франция) состава 50% Cu – 26% Co – 24 % Fe (масс. %). Ее дополнительно легировали пластичным компонентом никелем и вводили наночастицы тугоплавких соединений для реализации механизма дисперсного упрочнения.

Концентрацию никеля в связке варьировали в широком диапазоне – от 15 до 75 %. Результаты исследований физико-механических свойств представлены в таблице 1. Установлено, что с увеличением концентрации никеля происходит снижение твердости с 96 HRB до 75 HRB и предела прочности при изгибе с 1170 МПа до 850 МПа. Однако ударная вязкость увеличивается до 3,5 раз (12,5 Дж/мм² при 75 % Ni). Разрушение образцов, содержавших 25% никеля и более, происходит по механизму, характерному для пластичных материалов. По результатам исследований в качестве базового состава выбран сплав Next100 +30%Ni (обозначен как «N»), обладающий оптимальным сочетанием предела прочности и твердости, необходимым для инструмента, предназначенного для обработки малоабразивных материалов (1100 МПа и 90 HRB).

Таблица 1. Физико-механические свойства горячепрессованных образцов состава Next100 + X%Ni

Состав, масс. %	T _{ГП} , С°	ρ, г/см ³	Π, %	Твёрдость, HRB	σ _{изг} , МПа	Ударная вязкость, Дж/мм ²
Next100	850	8,36	1,6	97±1	1220±20	2,0±0,3
Next100 +15%Ni	850	8,33	1,6	96±1	1170±30	3,6±0,3
Next100 +25%Ni	850	8,46	1,7	93±1	1120±40	4,5±0,5
Next100 +30%Ni	850	8,44	1,7	93±1	1100±30	5,0±0,4
Next100 +35%Ni	850	8,41	1,7	91±1	1090±20	5,6±0,3
Next100 +45%Ni	850	8,49	1,7	89±1	1030±30	7,2±0,4
Next100 +55%Ni	850	8,54	1,8	84±1	950±40	8,8±0,7
Next100 +65%Ni	850	8,53	1,8	81±1	910±20	10,4±0,8
Next100 +75%Ni	850	8,40	1,9	75±4	850±20	12,5±1,7

Для связки N проведены эксперименты по оптимизации микроструктуры. Изменение микроструктуры сплава достигалось путем применения различных видов предварительной обработки порошковых смесей: низкоэнергетической обработки в ПЦМ с целью механического перемешивания порошков Next100 и Ni и ВЭМО с целью получения гранул со слоистой структурой и однородной структурой твердого раствора, которая затем будет унаследована в консолидированном сплаве. В работе проводилась оптимизация режимов обработки для получения каждого из указанных типов микроструктуры. Показано, что получение однофазных сплавов с высокой химической и структурной однородностью достигается при формировании метастабильного твердого раствора с ГЦК кристаллической решеткой.

Для определения оптимальной структуры гранул (однородная, слоистая или с отдельными частицами сплава Next100 и Ni) методом горячего прессования были изготовлены образцы связок из механически легированных порошков, определены их физико-механические свойства. Результаты испытаний показали, что лучшим сочетанием механических свойств обладают связки, изготовленные из порошка с отдельными частицами сплава Next100 и Ni (таблица 2). Основные причины разупрочнения сплава N при использовании слоистых и однородных МЛ порошковых смесей – замедление диффузионных процессов при спекании и уменьшение удельной поверхности частиц порошка, сопровождаемые ростом пористости и негативное влияние вторичной фазы на основе меди (Cu).

Таблица 2. Физико-механические свойства связок N, изготовленных из порошков с различными типами микроструктуры

Тип микроструктуры порошковых смесей	Пористость, %	Твердость, HRB	σ _{изг} , МПа
Next100 и Ni	1,7	93	1100±30
Слоистая	10,0	103	540±80
Однородная	12,8	106	200±10

Повышение прочности связки N осуществлялось за счет введения наночастиц WC, ZrO₂ и h-BN. Оптимизацию проводили в диапазоне концентраций от 0,01 до 7%. По результатам исследований физико-механических свойств дисперсно-упрочненных наночастицами связок N установлено, что введение 5,1% WC, 0,64% ZrO₂ и 0,1% h-BN позволило увеличить твердость на 6-9 HRB и предел прочности на 60-160 МПа (таблица 3). В связках с 5,1% WC и ZrO₂ реализуется механизм дисперсного упрочнения, а в связках с h-BN – упрочнение по механизму Холла-Петча.

Таблица 3. Физико-механические свойства дисперсно-упрочненных связок N

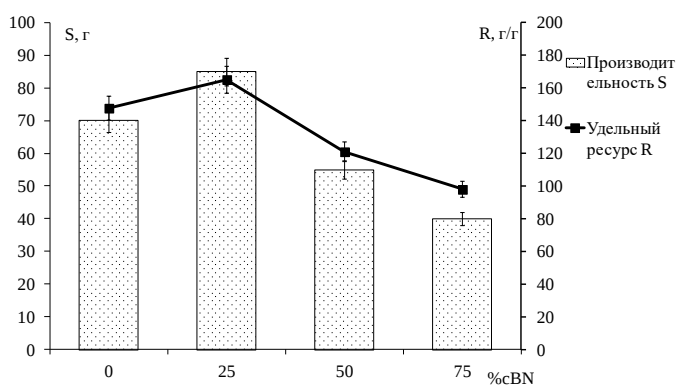
Состав (масс.%)	Время обработки, мин	Пористость, %	Твердость, HRB	Предел прочности при изгибе, МПа
N	3	1,7	93	1100±30
N–5,1%WC	3	3,0	99	1180±20
N–0,64%ZrO ₂	3	3,2	102	1160±50
N–0,1%hBN	3	3,0	102	1260±10

Одним из способов повышения производительности режущего инструмента, предназначенного для обработки сталей, чугунов и других материалов, обладающих низкой абразивной способностью и способствующих графитизации алмаза, является частичная замена алмаза в рабочем слое на кубический нитрид бора cBN. Данный вид СТМ подходит для обработки сталей, благодаря химической инертности по отношению к материалам на основе железа в широком интервале температур. Дополнительным его преимуществом является более развитая поверхность по сравнению с алмазом, что будет способствовать более надежному механическому удержанию зерен в рабочем слое инструмента.

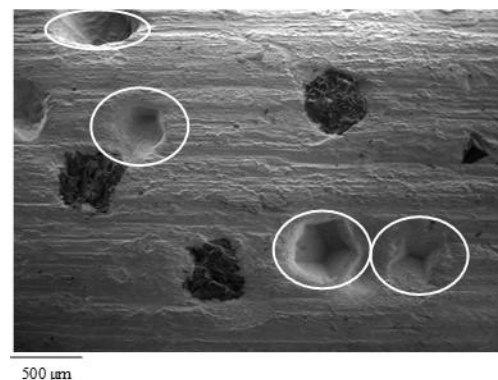
Оптимизация соотношения алмаз/cBN в инструменте проводилась при испытаниях перлин канатных пил при обработке резанием стали. В качестве связки в перлинах использован сплав N. Были изготовлены перлины с различным соотношением СТМ (алмаз – cBN, масс. %): 100% алмазов, 75 % – 25 %, 50 % – 50 %, 25 % - 75 %. Общее содержание СТМ было одинаковым во всех перлинах – 20 об. %. В процессе испытаний фиксировали убыль массы обрабатываемого диска, изменение диаметра перлин и состояние СТМ на поверхности рабочего слоя, после чего рассчитывали удельный ресурс и производительность перлин.

Зависимость производительности резки и удельного ресурса от доли cBN среди СТМ в инструменте имеет экстремальный характер. Максимальные эксплуатационные характеристики получены при соотношении алмазов и cBN – 75 / 25 (рис 6 а).

Одна из причин повышения производительности при замене алмазов на cBN – более прочное механическое зацепление зерен со связкой. Зерна алмазного порошка имеют правильную кубооктаэдрическую огранку. Исходные порошки cBN характеризуются более сложной формой и высокой шероховатостью поверхности, за счет чего они лучше удерживаются в связке. Это было подтверждено при анализе состояния зерен СТМ в рабочем слое перлин после испытаний. На поверхности перлин, содержащих в качестве абразива только алмазы, обнаружено в несколько раз большее количество ямок с четко выраженными гранями, являющихся следствием вырыва алмазов (рис. 6 б). Замена алмазов на cBN позволила уменьшить количество вырывов, увеличив долю СТМ, вовлеченного в процесс резания. Вклад химического взаимодействия с матрицей в закрепление зерен cBN был установлен методами энергодисперсионной спектроскопии и спектроскопии комбинационного рассеяния света при исследовании химического состава их поверхности на изломе перлин. На поверхности cBN был обнаружен тонкий слой связки. Наличие в связке наночастиц WC дополнительно способствовало ее адгезии к cBN.



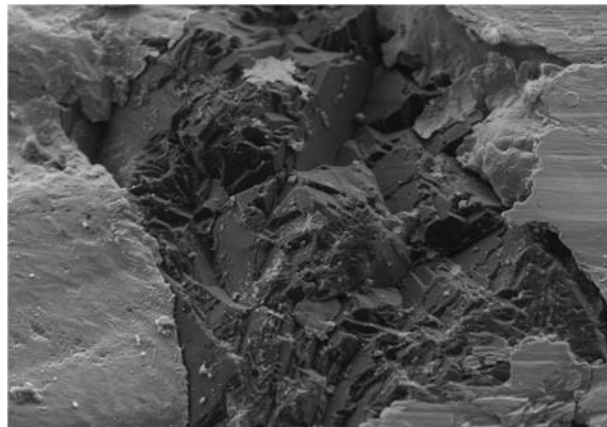
а



б

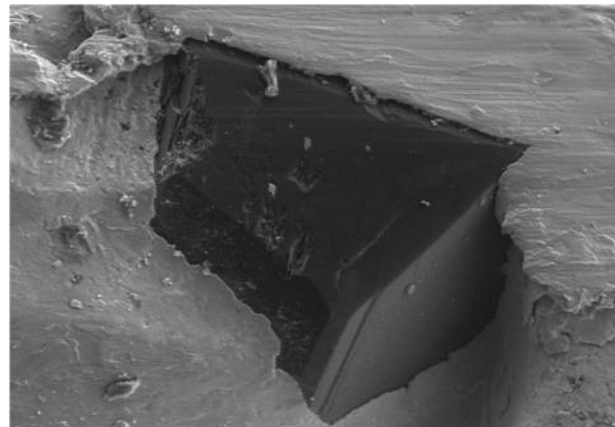
Рисунок 6 – Производительность и удельный ресурс перлин с различным соотношением СТМ при резке стали (а) и поверхность перлины с кратерами от выпадения алмазных зерен (б)

Повышение производительности резания при частичной замене алмаза и cBN связано с особенностями их разрушения в процессе эксплуатации инструмента. Зерна cBN в процессе резания подвергались хрупкому разрушению, в результате которого образовывались новые острые грани, продолжавшие осуществлять процессы резания (рис. 7 а). Таким образом, постепенный износ зерен cBN не приводил к снижению производительности инструмента. Характер разрушения алмазов отличался. В момент контакта алмазных зерен со сталью в процессе резки происходит переход углерода в стабильную модификацию – графит. Затем тонкая пленка графита удаляется с поверхности алмаза. Многократное повторение данных процессов приводит к износу алмазов и потере ими режущих свойств (рис. 7 б).



50 μm

а



50 μm

б

Рисунок 7 – Состояние cBN (а) и алмаза (б) в перлинах после испытаний по резке стали

Из разработанных связок N, в том числе модифицированных наночастицами, были изготовлены экспериментальные образцы канатных пил и АОСК с оптимизированным соотношением алмаза и cBN и проведены их испытания. Результаты приведены на рис. 8. По производительности все пилы превосходили инструмент фирмы «Cedima» на 60 – 100 %. Самой высокой производительностью характеризовалась канатная пила со связкой N–5,1%WC – 1500 см². Износ экспериментальных инструментов не превышал 0,4-0,5 мм. Перлины канатной пилы «Cedima» после испытаний были полностью изношены. Для дальнейшего использования данный инструмент был непригоден, в то время как эксплуатация экспериментальных канатных пил была возможна.

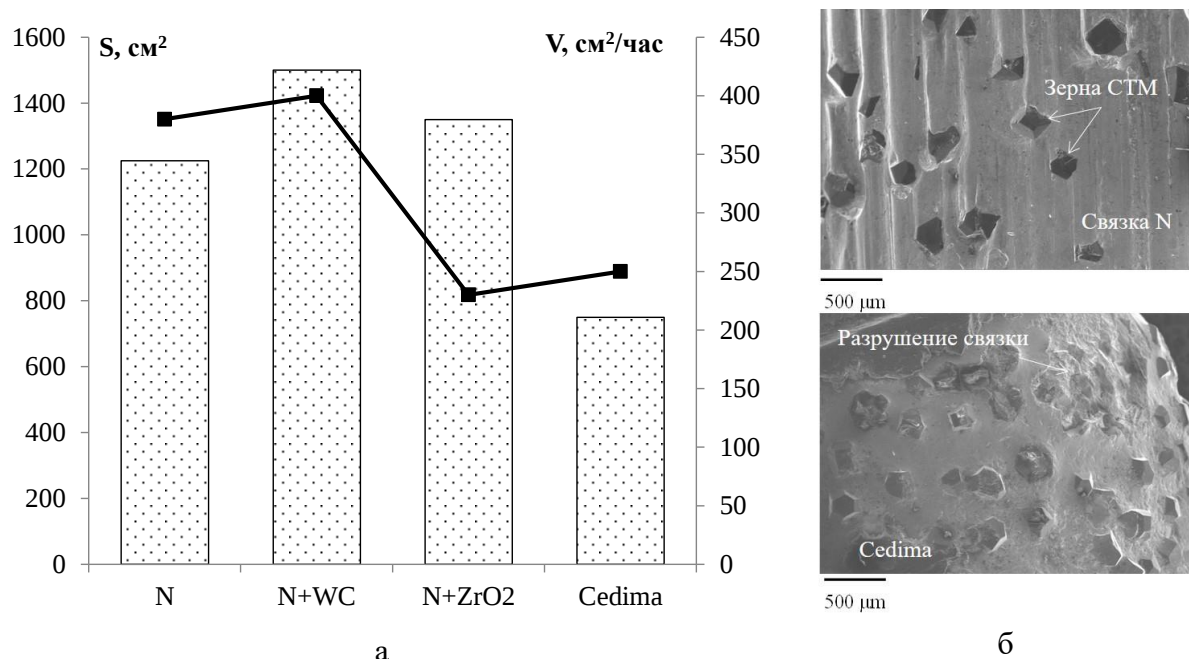


Рисунок 8 – Производительность и скорость резания канатных пил со связками N и канатной пилы фирмы «Cedima» (а) и сравнение поверхности рабочего слоя перлин со связкой N и «Cedima» (б)

Проведены сравнительные испытания экспериментальных АОСК диаметром 500 мм со связками Next100 и N, в том числе модифицированными наночастицами WC, ZrO₂ и hBN. Общая концентрация СТМ в инструментах составляла 20 об.%, соотношение алмаза к cBN – 3 : 1. В тех же условиях проведены испытания АОСК «Boomrad» (Франция), предназначенного для резки чугуна.

Среди испытанных образцов инструмента меньшей производительностью и скоростью резания обладал АОСК со связкой Next100, что связано с низкой прочностью сегментов. Легирование сплава Next100 никелем позволило увеличить пластичность связки и избежать быстрого разрушения сегментов. Введение наномодификаторов дополнительно повышает производительность инструмента. Лучшими эксплуатационными свойствами обладал АОСК со связкой, модифицированной наночастицами hBN (рис. 9), что обусловлено высокой прочностью связки. Все экспериментальные АОСК превосходили по производительности и скорости резания АОСК марки «Boomrad».

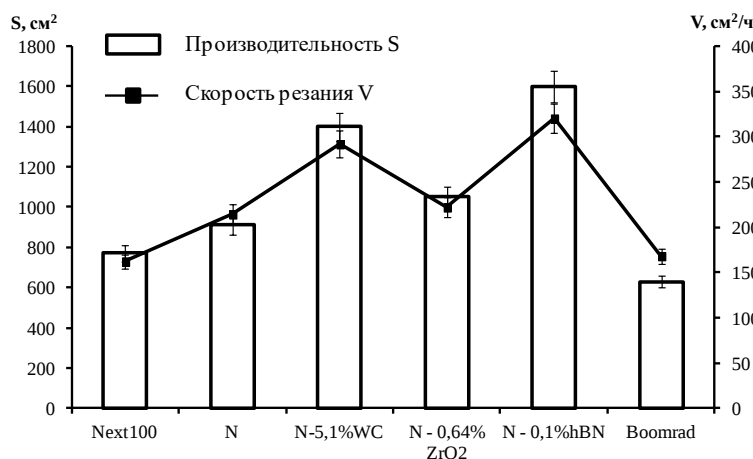


Рисунок 9 – Результаты испытаний АОСК по резке чугуна марки СЧ20

В пятой главе представлены результаты исследований по разработке комплексно модифицированных адгезионно-активных связок алмазного инструмента, предназначенного для резки железобетона с использованием охлаждающей жидкости. В этом случае предъявляются повышенные требования к механическим свойствам и износостойкости связок. В качестве основы были выбраны сплавы на основе железа в системе Fe-Ni-Mo и Fe-Co-Ni.

При разработке связок Fe-Ni-Mo была проведена оптимизация химического состава по молибдену при постоянном массовом соотношении Fe:Ni = 4:1, а также проведен ряд экспериментов по наномодифицированию полученных связок с целью повышения механических свойств и износостойкости.

По результатам исследования влияния концентрации молибдена на механические свойства связок Fe-Ni-Mo установлено, что максимум прочности достигается при введении 2,5 % Мо (таблица 4). При дальнейшем увеличении его концентрации сплавы характеризуются более высоким уровнем остаточной пористости и наличием охрупчивающей σ -фазы.

Таблица 4. Физико-механические свойства связок Fe-Ni-Mo в зависимости от содержания молибдена

Содержание молибдена, масс. %	Пористость, %	Твердость, HRB	$\sigma_{изг}$, МПа
0	4 ± 1	93 ± 2	1020 ± 15
0,64	4 ± 1	94 ± 2	1110 ± 10
1,25	4 ± 1	94 ± 1	1150 ± 10
2,5	4 ± 1	95 ± 2	1230 ± 10
5	6 ± 1	84 ± 4	980 ± 20
10	7 ± 1	85 ± 4	780 ± 10
15	10 ± 1	83 ± 3	750 ± 15

Для исследования влияния молибдена на износостойкость были проведены трибологические испытания связок Fe-Ni и Fe-Ni-2,5 % Мо. По результатам испытаний установлено, что при добавлении в базовую связку молибдена величина приведенного износа уменьшилась более, чем в 3 раза.

Повышение механических свойств и износостойкости связок Fe-Ni-Mo осуществляли путем их модифицирования наночастицами различной природы. Модифицирующие наночастицы были разделены на три группы:

- 1) высокомодульные с формой, близкой к сферической – WC, ZrO₂, Al₂O₃;
- 2) наночастицы в виде волокон – углеродные нанотрубки (УНТ), полититанат калия K₂O·nTiO₂;
- 3) наночастицы чешуйчатой формы – h-BN.

Введение модифицирующих наночастиц осуществляли с использованием ПЦМ, одновременно со смешиванием основных компонентов связки Fe-Ni-Mo. При выборе диапазонов концентраций наночастиц сферической формы руководствовались традиционными представлениями об их объемном содержании, необходимом для реализации дисперсного упрочнения по механизму Орована. Определены оптимальные концентрации наночастиц, которые позволили повысить прочность на 90 – 170 МПа и уменьшить износ в 3 раза (таблица 5).

С учетом разных механизмов действия наночастиц была использована стратегия комплексного наномодифицирования. По результатам исследований связок Fe-Ni-Mo, упрочненных наночастицами WC, hBN и УНТ было установлено, что данные добавки являются дополняющими друг друга в материале, а не взаимозаменяемыми. Были определен оптимальный состав связки Fe-Ni-Mo +0,1% h-BN + 0,1%УНТ + 0,69% WC, при котором достигнут максимальный уровень прочности (таблица 5). По результатам

трибологических испытаний выявлено, что комплексное наномодифицирование позволяет в 5 раз уменьшить износ связки (рис. 10).

Таблица 5. Механические свойства и приведенный износ связок на основе Fe-Ni-Mo

Состав	$\sigma_{изг}$, МПа	Твердость HRB	Приведенный износ, $10^{-5} \cdot \text{мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$
Fe-Ni-Mo	1590 ± 50	105 ± 2	22,5
Fe-Ni-Mo + 1 % Al_2O_3	1700 ± 90	110 ± 3	28,5
Fe-Ni-Mo + 0,5 % ZrO_2	1700 ± 30	106 ± 4	17,2
Fe-Ni-Mo + 0,69 % WC	1680 ± 100	112 ± 2	17,0
Fe-Ni-Mo + 0,5 % $\text{K}_2\text{O} \cdot n\text{TiO}_2$	1730 ± 38	108 ± 2	20,6
Fe-Ni-Mo + 0,1 % УНТ	1760 ± 20	109 ± 2	8,0
Fe-Ni-Mo + 0,1 % hBN	1750 ± 120	108 ± 2	8,6
Fe-Ni-Mo + 0,1% hBN + 0,1%УНТ + 0,69% WC	1845 ± 10	110 ± 2	4,5

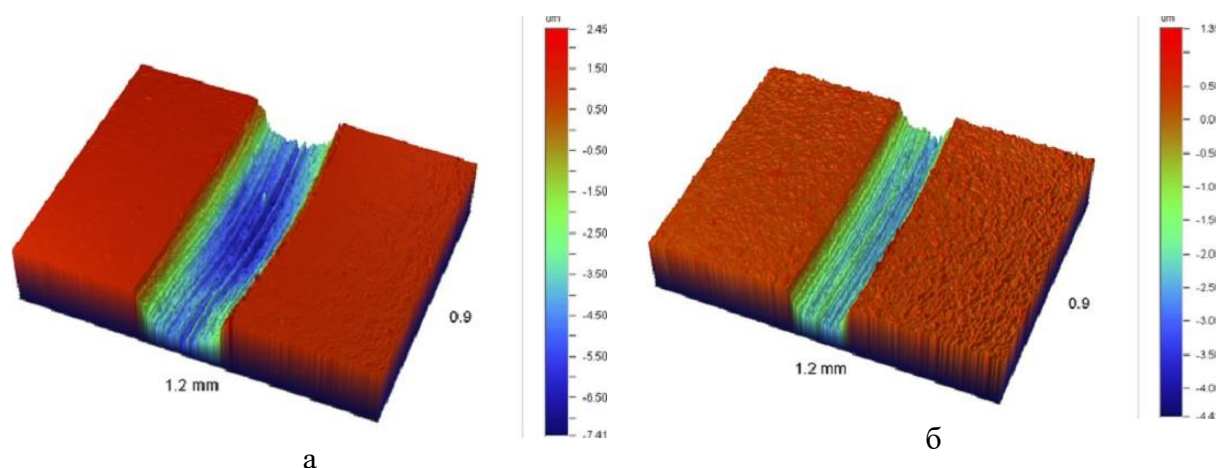


Рисунок 10 – 3D изображения профилей дорожек износа после трибологических испытаний связок Fe-Ni-Mo (а) и Fe-Ni-Mo+0,1%hBN +0,1%УНТ+0,69% WC (б)

В системе Fe-Co-Ni в качестве основы была выбрана композиция Fe-Co с массовым соотношением компонентов 5:1. Проведено исследование влияния концентрации никеля и режимов МЛ с помощью ПЦМ на механические свойства и износостойкость сплавов.

В порошковые смеси данного состава добавляли никель в диапазоне концентраций 5 – 40 % (масс.). Установлено, что все сплавы в данном ряду характеризуются высокими механическими свойствами. Для дальнейшей работы выбран сплав Fe-Co – 10 % Ni (далее Fe-Co-Ni) с пределом прочности при изгибе 1350 МПа и твердостью 89 HRB.

С целью увеличения механических свойств связок Fe-Co-Ni и их применения в инструменте для резки и шлифовки высокоабразивных материалов (бетона, песчаника, огнеупоров) была выбрана стратегия создания нанокристаллической структуры за счет проведения механически легированных (МЛ) порошковых смесей в ПЦМ. Данный подход позволил получить на основе композиции Fe-Co-Ni порошок твердого раствора с ОЦК кристаллической решеткой, близкой по параметрам к фазе α -Fe. В работе была изучена стадийность фазо- и структурообразования при МЛ порошковых смесей Fe-Co-Ni, заключающаяся в поочередном растворении кобальта и никеля в матрице на основе α -Fe, а также оптимальные режимы обработки, позволяющие получить однофазный порошок с нанокристаллической структурой (размер кристаллитов около 20 нм). По результатам исследований механических свойств было установлено, что структура и фазовый состав

порошковой смеси оказывает большое влияние на механические свойства спеченной связки. Образцы, изготовленные из МЛ-смесей, продемонстрировали на 20 % более высокую твердость (до 108 HRB) и на 55 % более высокий предел прочности на изгиб (до 2000 МПа). Данный эффект обеспечивается формированием в процессе МЛ нанокристаллической структуры и ее сохранение после ГП, твердорастворным упрочнением матрицы на основе α -Fe, высокая концентрация дефектов кристаллической решетки. По износостойкости МЛ связки Fe-Co-Ni в 3 раза превосходили связки того же состава, полученные с помощью смесителя Turbula.

Усовершенствование связок Fe-Co-Ni производили двумя методами: комплексным наномодифицированием добавками и легированием адгезионно-активными компонентами. Комплексное наномодифицирование связки Fe-Co-Ni частицами WC, *h*-BN и углеродными нанотрубками позволило увеличить прочность на 10 % и износостойкость – в 2 раза.

Для повышения адгезии к алмазному монокристаллу связку Fe-Co-Ni легировали карбидообразующими элементами – титаном и хромом. При решении данной задачи было необходимо учесть, что, с одной стороны, для увеличения адгезии легирующие компоненты должны быть равномерно распределены в объеме связки, с другой стороны, их концентрация должна быть невелика, чтобы избежать появления в составе большого количества интерметаллидных фаз, способных привести к охрупчиванию.

Равномерное распределение легирующих элементов достигалось за счет МЛ порошковых смесей. Для получения связок Fe-Co-Ni-Ti опробованы два способа введения титана: в виде металлического порошка и в виде порошка гидрида титана TiH₂. Исследованы процессы фазо- и структурообразования при МЛ порошковых смесей Fe-Co-Ni-Ti при разной продолжительности обработки в ПЦМ. При МЛ порошковой смеси Fe-Co-Ni-Ti происходит интенсивная деформация исходных частиц, образование на их основе агломератов за счет протекания процессов холодной сварки, постепенная гомогенизация структуры и формирование твердого раствора на основе α -Fe. Добавка титана практически не влияет на последовательность процессов, протекающих при МЛ. На начальных стадиях обработки кобальт растворяется в железе, а никель и титан остаются в виде отдельных фаз в количестве, близком к тому, которое было установлено при шихтовании. После 15 минут МЛ происходит полное растворение никеля и титана в твердом растворе на основе железа (α -Fe). Процессы фазо- и структурообразования при МЛ порошковых смесей Fe-Co-Ni-TiH₂ имели свои особенности. Гидрид титана является твердым и хрупким материалом, который легко разрушается при механических воздействиях. На начальной стадии процесса МЛ происходит дробление крупных частиц TiH₂ и их сдавливание в пластичной матрице. В результате интенсивной деформации материала после 15 минут МЛ помимо гомогенизации структуры и состава матрицы происходит многократное измельчение частиц TiH₂. Исследования МЛ порошковых смесей Fe-Co-Ni-TiH₂ методом РСА позволили установить, что TiH₂ сохраняется в процессе такой обработки и не претерпевает разложения до металлического титана. Методом ДСК были определены температурные интервалы разложения TiH₂ в МЛ смесях (450-650 °С), что позволило определить температуру дополнительной изотермической выдержки при ГП для удаления выделяющегося H₂.

Установлено, что добавка титана в концентрациях 0,5-3 % приводит к снижению предела прочности при изгибе (таблица 6). Наличие в связке 3% Ti приводит к падению прочности в 10 раз. При введении TiH₂ в качестве модификатора, напротив, наблюдается существенное повышение прочности связки. В работе исследовано влияние добавок 0,5-4 масс. % TiH₂. Зависимость предела прочности от концентрации носит экстремальный характер с максимумом при 3 % TiH₂ – более 2900 МПа, что на 45 % выше по сравнению с исходной связкой. При этом твердость связки увеличилась с 110 до 114 HRB.

Таблица 6. Физико-механические свойства связок Fe-Co-Ni с добавками Ti и TiH₂

Состав	Пористость, %	$\sigma_{изг}$, МПа	Твердость, HRB
Связка Fe-Co-Ni			

Fe-Co-Ni	3,3	1980±69	107±1
Связки Fe-Co-Ni-Ti			
Fe-Co-Ni – 0,5% Ti	3,5	1834±44	109±1
Fe-Co-Ni – 1% Ti	4,0	1798±68	109±1
Fe-Co-Ni – 2% Ti	6,4	455±75	107±1
Fe-Co-Ni – 3% Ti	8,7	196±30	103±1
Связки Fe-Co-Ni-TiH ₂			
Fe-Co-Ni – 0,5% TiH ₂	3,2	2095±15	110±1
Fe-Co-Ni – 1% TiH ₂	3,0	2170±22	110±1
Fe-Co-Ni – 2% TiH ₂	3,3	2780±40	111±1
Fe-Co-Ni – 3% TiH₂	3,3	2921±35	113±1
Fe-Co-Ni – 4% TiH ₂	3,5	2418±65	114±1

При исследовании микроструктуры в образцах Fe-Co-Ni-Ti обнаружена сетка из выделений на основе карбида титана TiC по границам зерен (рис. 11 а). Фаза TiC сформировалась в результате взаимодействия титана, растворенного в матрице, с углеродом, входящим в состав органического связующего, технологически необходимого для грануляции порошковых смесей. Крайне низкая взаимная растворимость железа (основного компонента матрицы) и TiC становится причиной замедления диффузионных процессов при ГП, что стало причиной сохранения пористости. Сеть из зерен TiC хрупко разрушается при деформировании образцов и способствует быстрому распространению трещин, что приводит к многократному падению прочности.

Связка Fe-Co-Ni-TiH₂ обладала мелкозернистой и однородной структурой (рис. 11 б). Анализ химического состава методом ЭДС показал, что титан в данных связках распределен равномерно. Повышение механических свойств связок при введении TiH₂ достигается благодаря твердорастворному упрочнению и дисперсному упрочнению вторичной фазой FeTi.

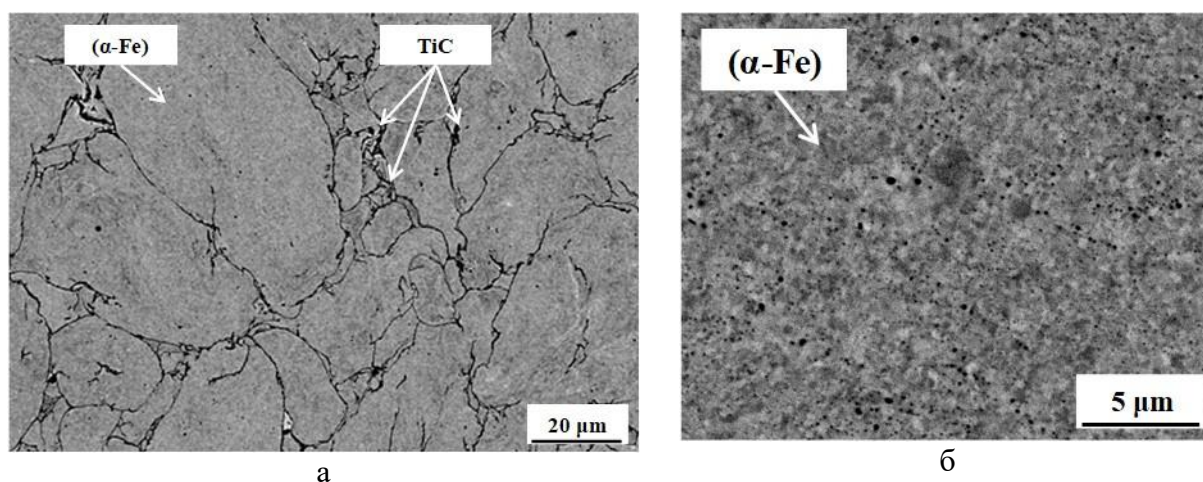


Рисунок 11 – Структуры горячепрессованных образцов связок Fe-Co-Ni – 3%Ti (а) и Fe-Co-Ni – 3%TiH₂ (б)

По результатам исследований механических свойств состав Fe-Co-Ni-3%TiH₂ был выбран в качестве связки для изготовления алмазных сегментов. Также сегменты были получены из исходной связки Fe-Co-Ni. На изломах данных сегментов проведено исследование поверхности алмазных монокристаллов и особенностей их взаимодействия со связкой. В сегментах со связкой Fe-Co-Ni поверхность алмаза практически не содержала металлических компонентов. При использовании связки Fe-Co-Ni-3%TiH₂ на поверхности алмаза обнаружено большое количество участков налипшей металлической связки. Доля

поверхности алмаза, занятая данными участками, достигала 15 %, что указывает на более высокую адгезию связки Fe-Co-Ni-3%TiH₂ по отношению к алмазу.

Для установления механизма взаимодействия связки с алмазом были проведены исследования методами ПЭМ и ЭДС. Объектом исследований являлась ламель, изготовленная методом ФИП. Она была вырезана в плоскости, перпендикулярной поверхности алмаза на границе раздела со связкой. На границе раздела «алмаз-связка» находится сплошной промежуточный слой, обогащенный титаном и имеющий толщину около 50 нм (Рис. 12). Подробное исследование границы раздела методом HRTEM показало, что данный слой состоит из кристаллитов TiC размером около 20 нм.

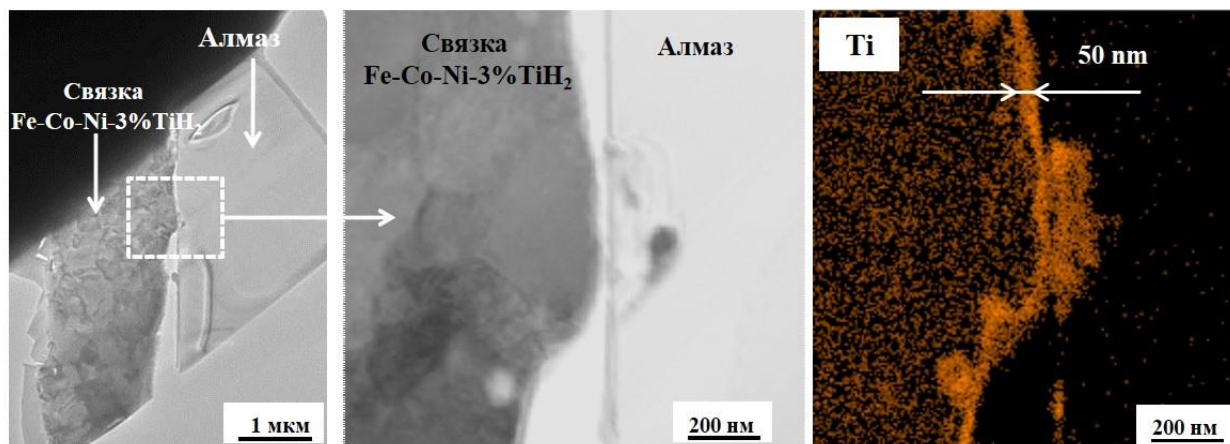


Рисунок 12 – Граница раздела «алмаз-связка» и карта распределения титана

В системе Fe-Co-Ni-Cr получение порошковых смесей также осуществляли методом МЛ. Хром вводили в исходную связку Fe-Co-Ni в концентрациях от 5 до 15 масс. %. Основными критериями при оптимизации состава и типа структуры сплава были равномерность распределения хрома и сочетание высоких механических свойств связки (предела прочности при изгибе, твердости). Оценка влияния хрома на адгезию проводилась по результатам изучения границы раздела «связка-алмаз».

Приготовление порошковых смесей Fe-Co-Ni-Cr осуществляли с использованием трех смесителей: Turbula, ПЦМ «МПП-1» и ПЦМ «Активатор-2s». Смешивание в ПЦМ «Активатор-2s» проводили в нескольких режимах, в том числе в режиме, предполагающем получение однофазной и гомогенной по структуре порошковой смеси (Табл. 7).

Смесь Fe-Co-Ni-Cr, полученная после обработки в смесителе Turbula, состояла из частиц железа, кобальта, никеля и хрома исходной формы и размеров. Распределение компонентов в данной смеси было неоднородным, что связано с малой концентрацией и на порядок большим средним размером частиц хрома. Применение ПЦМ «МПП-1» существенно повышает химическую и структурную однородность смеси. В результате ударного воздействия размоленных тел частицы порошков пластически деформировались и образовали крупные агломераты, в которых компоненты располагались в виде чередующихся слоев. При обработке с использованием ПЦМ «Активатор-2s» в смеси сформировались крупные агломераты частиц, в которых хром был распределен равномерно. Данный режим смешивания выбран в качестве оптимального для порошковых смесей Fe-Co-Ni-Cr.

Проведено исследование механических свойств горячепрессованных сплавов Fe-Co-Ni-X%Cr, изготовленных из порошковых смесей, полученных в смесителях различного типа. Добавка хрома приводила к существенному повышению прочности в том случае, если хром вводился в порошковую смесь методом МЛ (с помощью ПЦМ «Активатор-2s»), обеспечивающем равномерное распределение хрома. Максимальные значения прочности и твердости достигаются при концентрации хрома 7 %.

Таблица 7. Физико-механические свойства горячепрессованных сплавов Fe-Co-Ni – X% Cr

Состав сплава (способ приготовления смеси)	Пористость, %	$\sigma_{изг}$, МПа	Твердость, HRB
Fe-Co-Ni (ПЦМ)	3,2	1980 ± 20	109 ± 1
Fe-Co-Ni-5%Cr (ПЦМ)	3,5	3080 ± 20	114 ± 1
Fe-Co-Ni-7%Cr (ПЦМ)	3,5	3220 ± 30	114 ± 1
Fe-Co-Ni-10%Cr (ПЦМ)	3,7	3030 ± 50	114 ± 1
Fe-Co-Ni-15%Cr (ПЦМ)	3,5	2770 ± 50	113 ± 1
Fe-Co-Ni-7%Cr (Turbula)	3,8	1450 ± 60	94 ± 2

Основной причиной низкой прочности и твердости сплавов Fe-Co-Ni-Cr из смесей, приготовленных в смесителях Turbula и МПП-1, является неоднородность структуры. На рис. 13 а представлены типичные структуры данных образцов. Зерна фазы Cr имеют размеры 50 мкм и более, что значительно превышает размер зерен никеля и твердого раствора кобальта в железе. Хром слабо растворен в основных компонентах матрицы. В сплавах Fe-Co-Ni-Cr, полученных из МЛ смесей, наследуется гомогенная структура порошков, все компоненты распределены равномерно (рис. 13 б). В результате полного растворения элементов был сформирован твердый раствор никеля, кобальта и хрома в α -Fe. Также было обнаружено небольшое количество (1-2 %) оксида хрома в виде наночастиц размером 40 нм.

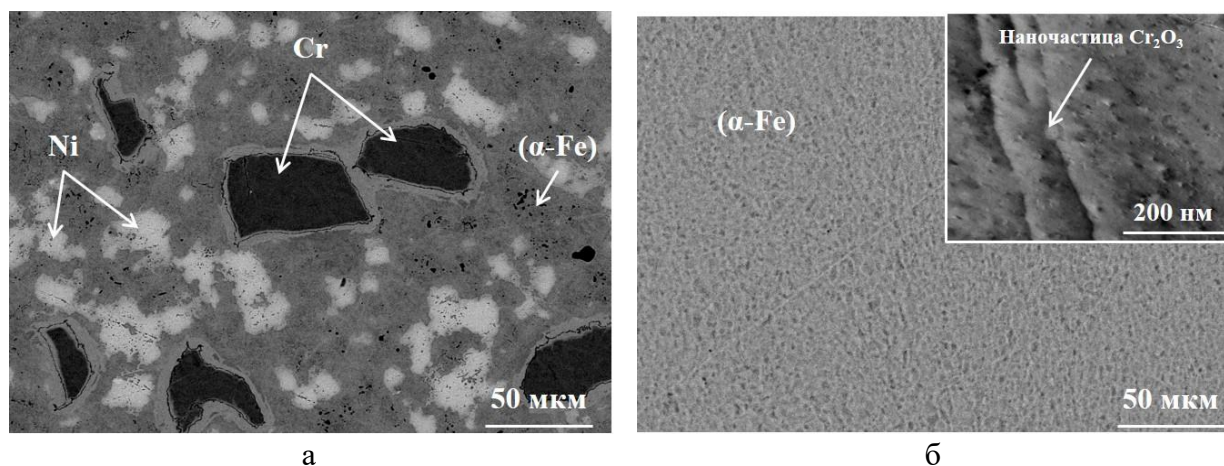


Рисунок 13 – Структура сплава Fe-Co-Ni-7%Cr из порошковых смесей, полученных в смесителе Turbula (а) и МЛ порошковых смесей (б)

Проведены трибологические испытания связок Fe-Co-Ni-7%Cr с разными типами микроструктуры. На Рисунке 14 показаны 2D и 3D профили дорожек износа на образцах после испытаний. Применение метода МЛ для получения порошковых смесей Fe-Co-Ni-Cr и формирование нанокристаллической структуры с однородным распределением компонентов позволяет на порядок уменьшить износ сплава.

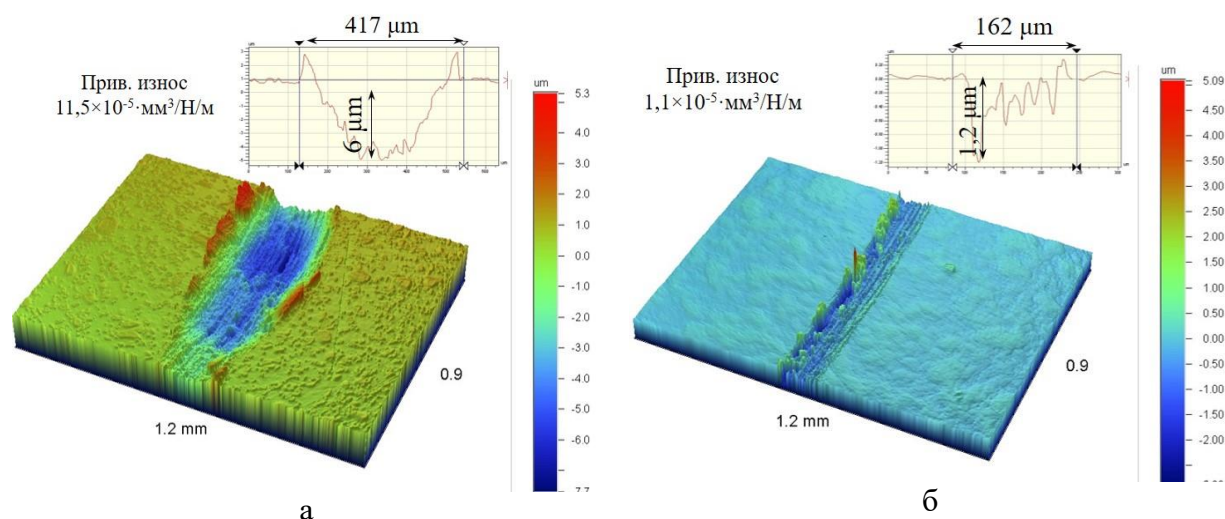


Рисунок 14 – 2D и 3D профили дорожек износа после трибологических испытаний связок Fe-Co-Ni-7%Cr из порошковых смесей, полученных в смесителях Turbula (а), «Активатор-2s» (б)

Оценка адгезии связок Fe-Co-Ni-Cr по отношению к алмазу проведена по результатам фрактографии изломов горячепрессованных металлоалмазных образцов. Установлено, что наличие в связке растворенного хрома приводит к улучшению ее адгезии к алмазу, что видно по большому количеству участков налипшей связки. Исследование структуры границы раздела «связка-алмаз» методами ПЭМ и ЭДС позволило установить, что на поверхности алмаза присутствует слой, обогащенный хромом и состоящий из карбида хрома Cr_3C_2 с орторомбической кристаллической решеткой.

По результатам исследований механических, трибологических свойств и структуры металлических связок на основе Fe-Ni-Mo и Fe-Co-Ni были выбраны оптимальные составы, обладающие сочетанием высокой твердости, прочности и износостойкости. Данные связки были использованы для изготовления алмазного инструмента – кольцевых сверл и АОСК.

Для испытаний кольцевых алмазных сверл были изготовлены сегменты со связками пяти составов:

- 1) с базовой связкой Fe-Ni-Mo;
- 2-3) с наномодифицированными связками Fe-Ni-Mo + УНТ и Fe-Ni-Mo + *h*-BN;
- 4) с комплексным наномодифицированием двумя типами частиц Fe-Ni-Mo + УНТ + *h*-BN;
- 5) с комплексным наномодифицированием тремя типами частиц Fe-Ni-Mo + УНТ + *h*-BN + WC.

Кольцевые сегментные сверла имели диаметр 52 мм. Концентрация алмаза в сегментах составляла 20 об. %. В качестве обрабатываемого материала был использован бетон марки М350, армированный стальным прутком. Испытания проводились с подачей охлаждающей жидкости в зону резания.

По результатам испытаний установлено, что связки с комплексным наномодифицированием М + УНТ + *h*-BN и М + УНТ + *h*-BN + WC обеспечивают максимальную износостойкость инструмента. Как показано на рис. 15 а, к концу испытаний износ сегментов данных сверл был в 3,5 раза меньше, чем у сегментов с базовой связкой Fe-Ni-Mo. Также следует отметить, что связки с гибридным наномодифицированием обеспечивали стабильную работу инструмента в режиме самозатачивания.

Установлено, что помимо повышенной износостойкости связки с комплексным наномодифицированием характеризуются более высокой адгезией к алмазным монокристаллам, благодаря чему возможно их надежное удержание в рабочем слое сегмента. Проведено сравнение поверхности алмаза на изломах сегментов с исходной Fe-Ni-Mo и наномодифицированной связкой Fe-Ni-Mo + УНТ + *h*-BN + WC. Установлено,

что наличие наночастиц WC положительно влияет на адгезию связки к алмазу. Исследование изломов сегментов позволило обнаружить на алмазе покрытие на основе WC.

Для проведения испытаний АОСК по резке железобетона в присутствии охлаждающей жидкости были изготовлены сегменты с базовой связкой Fe-Co-Ni, а также со связками, в которых реализованы различные подходы к упрочнению и повышению прочности сцепления с алмазом: 1) с адгезионно активным по отношению к алмазу компонентом Fe-Co-Ni-Ti; 2) с комплексным наномодифицированием частицами h-BN, УНТ и WC.

В процессе приработки все АОСК характеризовались высокой скоростью резания ($1500 - 1800 \text{ см}^2/\text{ч}$) и близким уровнем износа, что связано с большой высотой выступа зерен сверхтвердого материала над поверхностью рабочего слоя. В ходе дальнейших испытаний выявлена разница между эксплуатационными характеристиками АОСК с разными связками. Скорость резания инструмента с базовой связкой уменьшилась до $600 \text{ см}^2/\text{ч}$, что на 25% и 50% ниже, чем у дисков с сегментами со связками Fe-Co-Ni-Ti и Fe-Co-Ni+h-BN+УНТ+WC, соответственно. Самым низким износом и скоростью резания характеризовался инструмент с базовой связкой Fe-Co-Ni, что вызвано «заполировыванием» рабочего слоя. АОСК со связкой Fe-Co-Ni+h-BN+УНТ+WC продемонстрировал наиболее стабильный износ и высокую скорость резания в процессе испытаний (рис. 15 б). Это было реализовано благодаря повышению надежности удержания алмазов в рабочем слое.

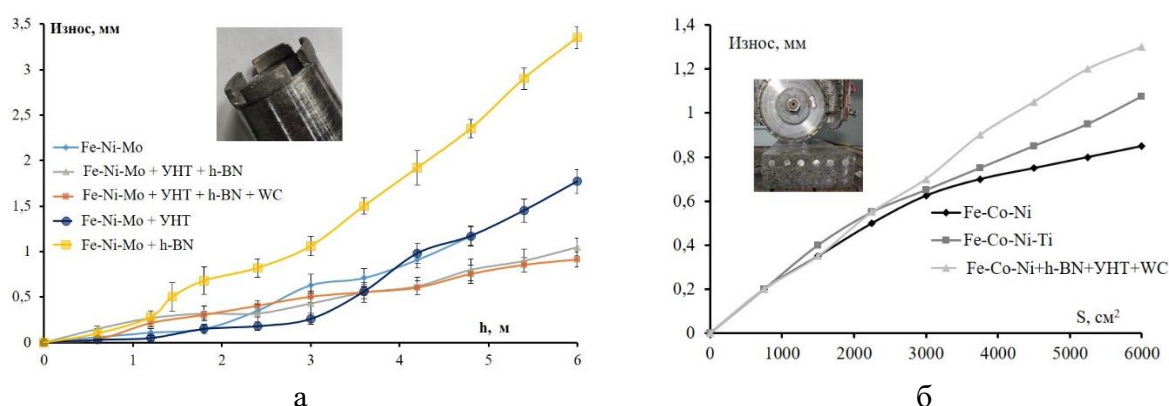


Рисунок 15 – Динамика износа при испытаниях кольцевых алмазных сверл со связками на основе Fe-Ni-Mo (а) и АОСК со связками на основе Fe-Co-Ni (б)

В шестой главе представлены результаты исследований по разработке композиционных связок алмазного инструмента, предназначенного для сухого сверления железобетона. Алмазные сегменты при «сухом» контакте со стальной арматурой теряют режущую способность из-за деградации алмазов в зоне контакта. Это объясняется рядом факторов. Во-первых, графитизацией алмазов из-за длительного взаимодействия с железом (металлом-катализатором перехода алмаза в графит), во-вторых, окислением и графитизацией алмазов в результате развивающихся при сухом резании высоких температур, в-третьих, заполировыванием рабочего слоя инструмента из-за отсутствия абразивного шлама. Для решения указанных проблем разработаны принципиально новые связки для алмазного инструмента, в которых скорость износа увеличивается за счет введения порообразующих добавок – графитовых гранул и полых корундовых микросфер (ПКМ).

В качестве матрицы были использованы связки состава 50%Fe – 45%Ni – 5%Cu (далее – Fe-Ni-Cu) и связки на основе высокоэнтропийных сплавов CoCrCuFeNi.

Добавка графита может приводить к существенному снижению прочности и пластичности связки, что может повлиять на сопротивление инструмента ударным нагрузкам при эксплуатации, так как графит имеет достаточно низкие механические

свойства, а его частицы – неправильную осколочную форму. В связи с этим в работе изучено влияние добавок различных концентраций и фракционного состава частиц графита на механические свойства и износостойкость связок.

Графитовые гранулы (далее – $C_{гр}$) различных фракций в интервале от 40 до 500 мкм вводили в связку Fe-Ni-Cu в количестве от 1 до 20 масс. %. Определены оптимальные концентрации $C_{гр}$, при которых твердость связок достигала 97-99 HRB, что существенно выше, чем у исходной связки, по причине твердорастворного упрочнения γ -Fe. Концентрации графита выше оптимальной приводили к снижению твердости до 91-93 HRB.

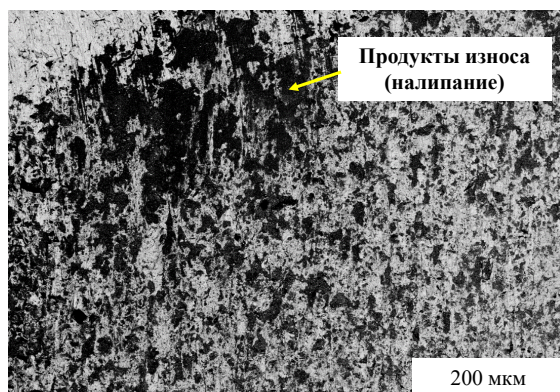
В качестве порообразующей добавки в сегментах алмазных инструментов, предназначенных для «сухого» сверления железобетона, могут быть использованы ПКМ, преимуществами которых является сферическая форма частиц, контролируемый размер и форма пор, инертность по отношению к материалу связки и к алмазам. Изучено влияние добавок ПКМ в диапазоне от 1 до 20 масс. % фракций 40 - 500 мкм на механические свойства и износостойкость связки Fe-Ni-Cu.

Установлено, что введение ПКМ приводит к снижению прочности композита. Тем не менее, при оптимальных концентрациях ПКМ снижение прочности связок не превышает 10-12 % и они сохраняют высокую пластичность при деформации.

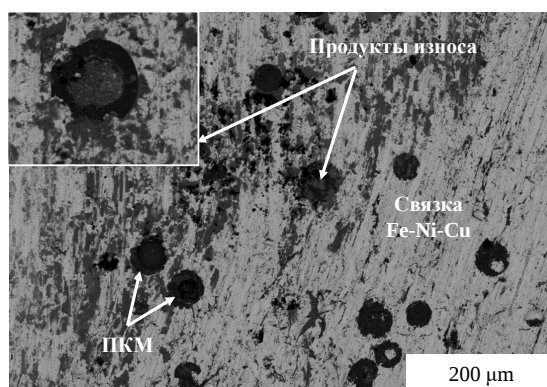
По результатам трибологических испытаний композитов с ПКМ при трении по бетону установлено, что ПКМ приводит к увеличению износа связки на 50-325 %. Проведено сравнение поверхности образцов после испытаний. Большая часть поверхности исходной связки Fe-Ni-Cu была покрыта продуктами износа бетонной пластины (рис. 16 а). На начальной стадии происходит трение и взаимный абразивный износ пары трения. Появление продуктов износа в месте контакта приводит к формированию промежуточного трибослоя и изменению механизма износа. В дальнейшем продукты износа (преимущественно частицы бетона) налипают на контртело, что приводит к изменению состава трущихся поверхностей на «бетон / бетон». В этих условиях износ контртела из сплава Fe-Ni-Cu останавливается.

Исследования поверхности связок Fe-Ni-Cu + ПКМ после трибологических испытаний показали, что большая часть матрицы не покрыта продуктами износа. Образовавшиеся борозды, направленные параллельно направлению движения в паре трения, свидетельствуют об абразивном износе связки. Полости всех ПКМ заполнены продуктами износа – частицами бетона (рис. 16 б).

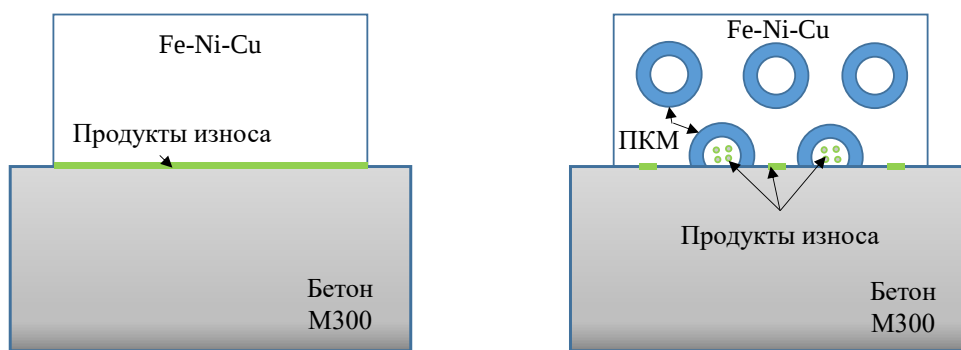
Изменение механизма и количественное увеличение износа при введении ПКМ связано с их ролью резервуара для продуктов износа. Частицы бетона выводятся из области контакта и заполняют полости ПКМ. За счет этого значительная часть поверхности материала матрицы остается свободной от продуктов износа и продолжает контактировать с абразивным материалом (рис. 16 в). Это приводит к интенсивному изнашиванию данных композитов, что является важным условием для их использования в качестве связок алмазного инструмента, предназначенного для сухой резки бетона и железобетона.



а



б



В

Рисунок 16 – Поверхность связок Fe–Ni–Cu (а) и Fe–Ni–Cu + ПКМ (б) после трибологических испытаний и схематическое изображение пар трения «Fe–Ni–Cu / бетон М300» и «Fe–Ni–Cu + ПКМ / бетон М300» (в)

Связки Fe–Ni–Cu с добавками $C_{гp}$ и ПКМ были использованы в производстве кольцевых алмазных сверл, предназначенных для сухой резки железобетона. На начальной стадии испытаний инструменты со всеми типами связок характеризовались близкой скоростью сверления в интервале 0,06 – 0,08 м/мин (рис. 17 а). Производительность всех инструментов была достаточно высокой, так как в процесс сверления вовлекаются «свежие» зерна алмазов, выступающие над поверхностью связки после вскрытия рабочего слоя. С увеличением продолжительности испытаний выявлена разница в эксплуатационных характеристиках инструментов с различными типами связок. Скорость сверления инструментом с базовой связкой Fe–Ni–Cu линейно уменьшалась, что объясняется деградацией алмазных зерен в рабочем слое и крайне низкой скоростью износа связки. Данный инструмент не работал в режиме самозатачивания. Добавки модификаторов в связку позволили существенно повысить ее износ, что положительно повлияло на производительность инструмента. Инструменты с добавкой $C_{гp}$ характеризовались стабильной скоростью сверления после стадии приработки: 0,10-0,11 м/мин (рис. 17 а). Добавка ПКМ в меньшей степени влияли на скорость сверления и износ сегментов (рис. 17 а,б). Средняя скорость сверления после прохождения стадии приработки составляла 0,09-0,10 м/мин, а общий износ 1,4 мм. Инструменты с добавками ПКМ работали в режиме самозатачивания и имели стабильную производительность в процессе испытаний.

Добавки модификаторов в связку позволили существенно повысить ее износ, что положительно повлияло на производительность инструмента. Инструменты с добавкой $C_{гp}$ характеризовались стабильной скоростью сверления после стадии приработки: 0,10-0,11 м/мин (рис. 17 а). Добавка ПКМ в меньшей степени влияли на скорость сверления и износ сегментов (рис. 17 а,б). Средняя скорость сверления после прохождения стадии приработки составляла 0,09-0,10 м/мин, а общий износ 1,4 мм. Инструменты с добавками ПКМ работали в режиме самозатачивания и имели стабильную производительность в процессе испытаний.

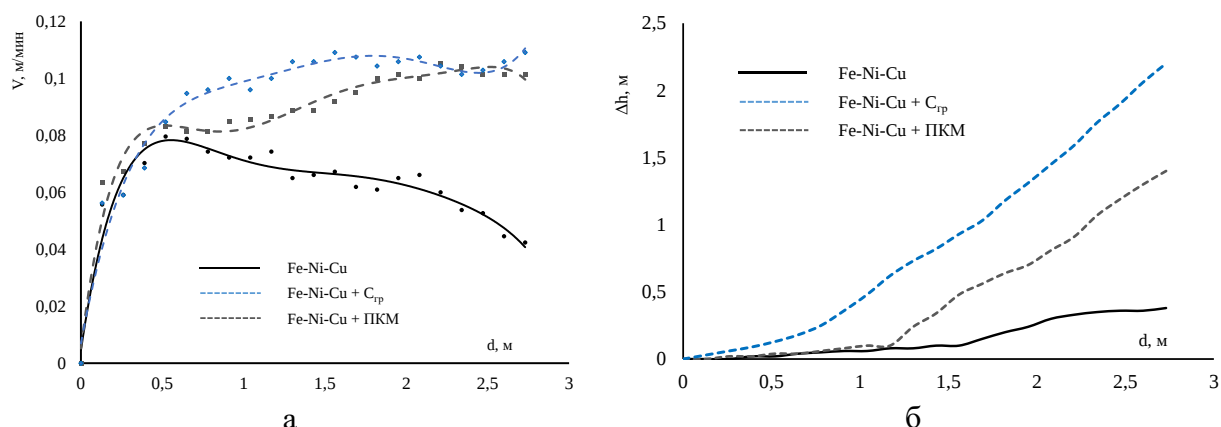


Рисунок 17 – Динамика скорости сверления и износа сегментов кольцевых алмазных сверл в процессе сухого сверления бетона

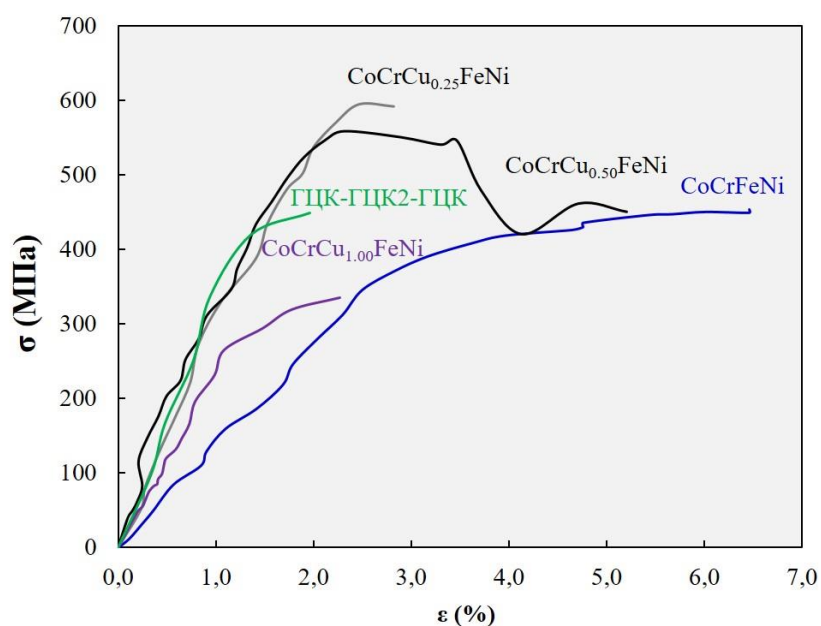
С целью повышения прочности алмазоудержания в инструментах, модифицированных порообразующими добавками, были разработаны высокоэнтропийные связки $CoCrCu_xFeNi$ (где $x = 0; 0,25; 0,5; 0,75; 1$), обладающие сочетанием высокой

прочности и пластичности, а также равномерным распределением карбидообразующего компонента (хрома).

Методом МЛ были получены порошки сплавов $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ с однородной структурой и близким к 100 % содержанием ГЦК-твердого раствора всех компонентов. Проведено исследование влияния меди на прочность и пластичность сплавов.

Установлено, что лучшим сочетанием механических свойств характеризовался сплав $\text{CoCrCu}_{0.5}\text{FeNi}$ ($\sigma_{\text{в}}$ 1080 МПа, $\varepsilon = 2,3$ %). Данное атомное соотношение компонентов обеспечивает максимальное твердорастворное упрочнение матрицы на основе ГЦК фазы. С увеличением концентрации меди в ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ наблюдается формирование второй фазы (ГЦК2) – также являющейся твердым раствором, но с преобладанием в составе меди. Увеличение содержания фазы ГЦК2 сопровождается изменением характера разрушения от вязкого к хрупкому.

Детальное исследование деформационного поведения было проведено методом *in situ* ПЭМ. В качестве объектов исследований были использованы микрообразцы (ламели) из ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ ($x = 0, 0,25, 0,50, \text{ и } 1$), полученные методом ФИП. Для исследования влияния фазы ГЦК2 на деформацию ВЭС была изготовлена ламель с архитектурой «ГЦК-ГЦК2-ГЦК». По результатам испытаний установлено, что увеличение параметра x в ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ от $x=0$ до $x=1$ приводит к снижению максимальной деформации до разрушения с 6,46 до 2,27 % (Рис. 18 а). Уменьшение пластичности связано с формированием ультрамелкозернистой структуры (уменьшение размера зерна с 1,07 до 0,07 мкм), а также со снижением склонности сплава к деформации двойникованием (рис. 18 б,в).



а

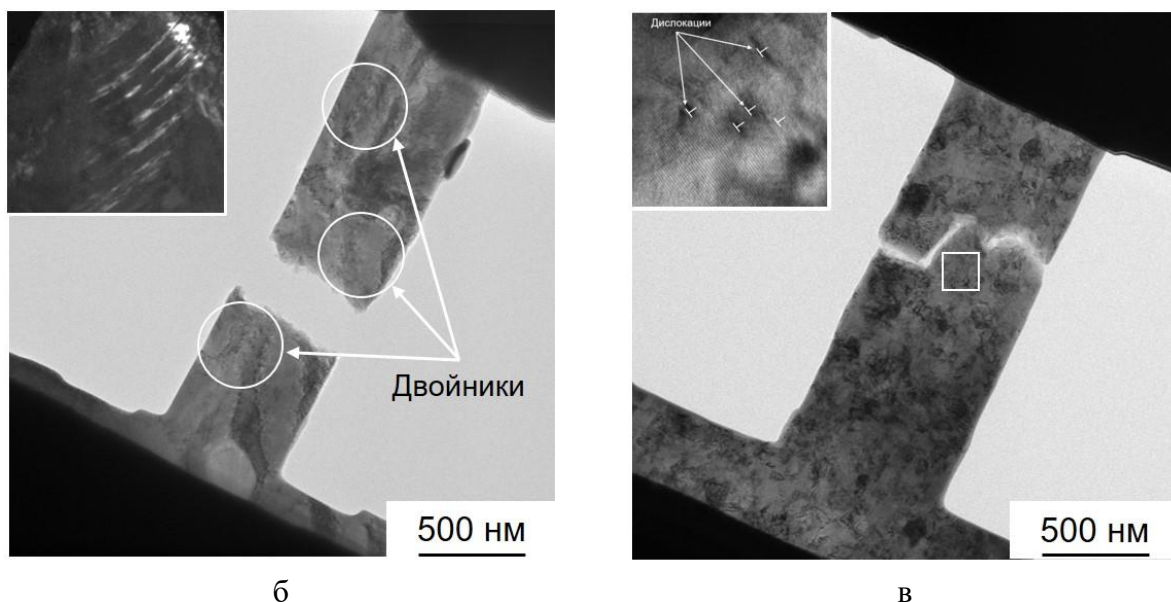


Рисунок 18 – Деформационные кривые ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$, полученные при *in situ* ПЭМ испытаниях на растяжение (а) и изображение образцов $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ (б) и $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ (в) после разрушения

Разрушение композитной ламели с архитектурой «ГЦК-ГЦК2-ГЦК» происходит транскристаллитно по фазе ГЦК2, а не по межфазной границе ГЦК/ГЦК2 (рис. 19). Таким образом, снижение прочностных свойств ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ при $x > 0,5$ объясняется локализацией напряжений в фазе твердого раствора на основе меди (FCC2).

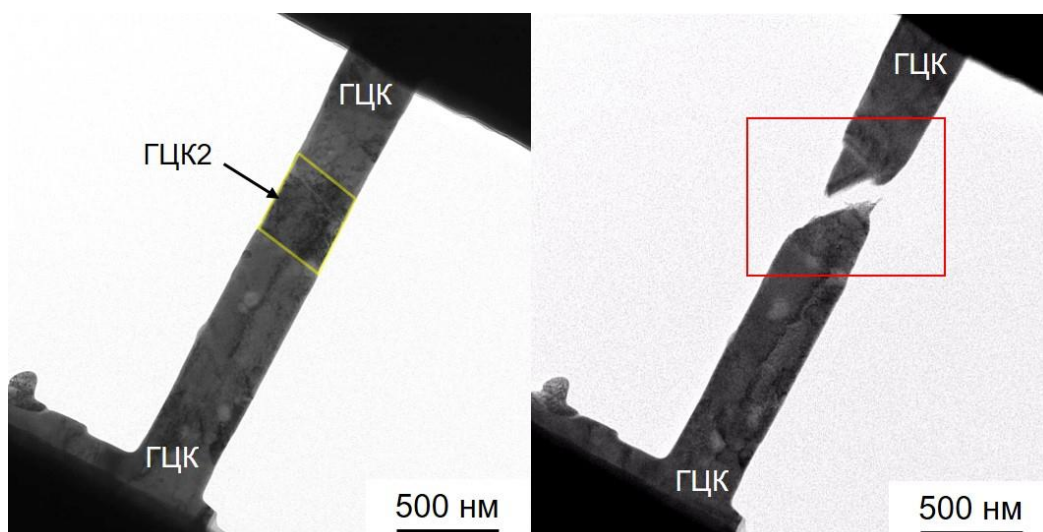


Рисунок 19 – Изображение ламели с архитектурой «ГЦК-ГЦК2-ГЦК» до и после *in situ* испытаний на растяжение

По результатам комплекса исследований был выбран оптимальный состав связки в системе CoCrCuFeNi для применения в кольцевых алмазных сверлах, предназначенных для сухого сверления железобетона. Проведены сравнительные испытания инструмента со связкой CoCrCuFeNi и добавками ПКМ. Данные инструменты работали в режиме самозатачивания и характеризовались высокой и стабильной скоростью сверления – 0,07-0,08 м/мин.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Разработана методика количественного измерения прочности сцепления металлических матриц с алмазным монокристаллом, основанная на *in situ* испытаниях на растяжение в колонне ПЭМ микрообразцов-ламелей со структурой «металл-алмаз». Установлено влияние состава связки на прочность сцепления с алмазным монокристаллом. Связки на основе железа характеризуются прочностью сцепления с алмазом в интервале значений $\sigma=50-110$ МПа, повышение σ до 200 МПа достигается плакированием алмаза карбидом вольфрама, а до $\sigma = 460$ МПа – легированием высокоэнтропийной связки карбидообразующими элементами (хромом и титаном).

2. Найдено оптимальное соотношение алмаза и кубического нитрида бора cBN, равное 3:1, в рабочем слое инструмента, предназначенного для обработки чугуна, при котором достигается прирост скорости резания на 15 %. При данном соотношении повышается сохранность зерен сверхтвердого материала в рабочем слое и более интенсивный износ обрабатываемого материала, благодаря удерживанию cBN в связке и образованию большого количества острых граней при разрушении. Установлено, что легирование связки на основе сплава Next100 (Cu-Fe-Co) никелем в количестве 30 % позволяет повысить ударную вязкость связки в 2,5 раза – до 5,0 Дж/мм². За счет модифицирования наночастицами WC, ZrO₂ и h-BN была увеличена прочность при изгибе связки Next100+30%Ni на 180 МПа. Канатные пилы и АОСК со связками, модифицированными наночастицами характеризовались на 20-100 % большей скоростью при резании стали и чугуна.

3. Разработаны связки Fe-Ni-Mo и Fe-Co-Ni для алмазного инструмента, предназначенного для обработки железобетона. В системе Fe-Ni-Mo оптимизировано содержание молибдена в сплаве, обеспечивающее сочетание высокой прочности и износостойкости. Рассмотрено влияние различных наномодификаторов (WC, ZrO₂, Al₂O₃, h-BN, K₂O·nTiO₂, углеродных нанотрубок) на механические свойства связок Fe-Ni-Mo. Определены оптимальные концентрации наномодификаторов, обеспечивающие повышение прочности на 10 % и износостойкости в 3 раза. Комплексное наномодифицирование продемонстрировало наибольшую эффективность, так как при этом одновременно реализуется упрочнение по механизмам Орована и Холла-Петча, а также уменьшается износ при трении.

4. Проведены сравнительные испытания по сверлению железобетона кольцевыми алмазными сверлами со связками на основе сплава Fe-Ni-Mo, в том числе с комплексным наномодифицированием. Установлено, что наличие наночастиц в связке позволяет уменьшить износ инструмента в 3,5 раза. При этом инструмент работал в режиме самозатачивания. Наличие наночастиц WC положительно влияет на адгезию связки к алмазу благодаря формированию на алмазе покрытия на основе WC.

5. На примере системы Fe-Co-Ni показано, что проведение предварительной ВЭМО порошковой смеси и формирование однофазной структуры на основе твердого раствора с ОЦК кристаллической решеткой и однородным распределением компонентов позволяет повысить твердость сплава на 20 % (до 108 HRB) и предел прочности при изгибе на 55 % (до 2000 МПа). Установлено влияние комплексного наномодифицирования и легирующих добавок титана и хрома на механические свойства связок Fe-Co-Ni. Добавка наночастиц WC, h-BN и углеродных нанотрубок позволила повысить прочность связки на 10 % и износостойкость в 2 раза. Легирование связки титаном и хромом продемонстрировало большую эффективность для повышения механических свойств и износостойкости. Введение в связку титана в составе гидрида и хрома обеспечило повышение предела прочности при изгибе до 2900-3200 МПа и износостойкости на порядок. Данные добавки оказывали положительное влияние на адгезию связки к алмазу, так как способствовали образованию промежуточных слоев на основе карбидов TiC и Cr₃C₂ на границе раздела с алмазом даже при легировании связки малыми концентрациями (3 и 7 % соответственно).

6. Проведены сравнительные испытания по резке железобетона с использованием АОСК со связками на основе сплава Fe-Co-Ni, в том числе модифицированными наночастицами и адгезионно-активным компонентом. АОСК со связкой Fe-Co-Ni+h-BN+УНТ+WC продемонстрировали наиболее стабильный износ и высокую скорость резания в процессе испытаний. Это было реализовано благодаря повышению надежности удержания алмазов в рабочем слое. Алмазные отрезные сегментные круги со связками Fe-Co-Ni имеют высокую скорость резания армированного бетона, а модифицирование связок наночастицами повышает производительность на 84 %.

7. Разработана технологическая инструкция ТИ 01-02066500-2024 на процесс производства сегментов со связками Fe-Ni-Mo и Fe-Co-Ni, комплексно модифицированных углеродными нанотрубками, наночастицами гексагонального нитрида бора и карбида вольфрама, для алмазных отрезных сегментных кругов и алмазных сверл, используемых для резания и сверления бетона и железобетона.

8. Установлено влияние порообразующих добавок (ПКМ, графитовые гранулы) на механические свойства и износостойкость связок Fe-Ni-Cu для алмазного инструмента, предназначенного для сухой резки железобетона. Показано, что введение данных добавок в количестве, не превышающем 10 %, почти не оказывает влияние на механические свойства связок, однако в 4 раза повышает износ при трении о бетон. Эффективность подхода, заключающегося в модифицировании связок порообразующими добавками подтверждена результатами стендовых испытаний кольцевых алмазных сверл. При отсутствии охлаждающей жидкости инструмент с базовой связкой работал с низкой производительностью из-за заполировывания рабочего слоя. Добавки ПКМ и графитовых гранул провоцировали повышенный износ инструмента, благодаря чему была возможна экспозиция новых алмазов в рабочем слое и работа инструмента с постоянной скоростью сверления.

9. Разработаны связки на основе ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ для алмазного инструмента, предназначенного для сухого сверления железобетона. Исследовано влияние меди на фазовый состав, структуру, механические свойства и механизмы деформации ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$, заключающиеся в формировании двухфазной структуры на основе твердых растворов с ГЦК кристаллической решеткой при концентрации меди выше 9 ат. %; подавлении рекристаллизационных процессов, приводящих к снижению среднего размера зерна с 1,07 мкм до 0,07 мкм. По результатам *in situ* ПЭМ механических испытаний ламелей из сплавов $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ установлено, что с ростом концентрации меди уменьшается склонность к деформации двойникованием. Деформация при растяжении ВЭС локализуется в фазе твердого раствора на основе меди.

10. Разработана технологическая инструкция ТИ 02-02066500-2024 на процесс производства сегментов со связкой из высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNi , модифицированного полыми корундовыми микросферами, для алмазного инструмента, предназначенного для сверления армированного бетона без подачи охлаждающей жидкости в режиме воздушного охлаждения.

11. Результаты диссертационной работы прошли апробацию и внедрены в технологический процесс производства алмазного инструмента в ООО «ТД Кермет». Проведена замена импортных порошковых связок из предсплавов Next100, Keen20 (Umicore, Франция) на многокомпонентные наномодифицированные связки из порошков отечественного производства. Нашли применение и высокоэнтропийные связки CoCrCuFeNi с добавками графита и полых корундовых микросфер в инструменте, предназначенном для обработки высокоармированного железобетона без охлаждающей жидкости. Технологический процесс производства дополнен операцией высокоэнергетической механической обработки порошковой шихты в планетарной центробежной мельнице для повышения ее технологических свойств и расширения номенклатуры используемых порошков и составов сплавов.

СПИСОК ОСНОВНЫХ ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ:

Статьи в журналах, входящих в перечень ВАК (из них 5 входят в RSCI):

1. Федотов, А.Д. Механические и трибологические свойства высокоэнтروпийных сплавов $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ с высоким содержанием никеля / А.Д. Федотов, С.К. Муканов, Б.Ю. Романенко, **П.А. Логинов**, М.Я. Бычкова // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2024. – Том 30. – № 1. – С. 55–69.
2. Бычкова, М.Я. Механические свойства и износостойкость металломатричных композитов на основе сплава Fe–Ni–Cu с полыми корундовыми микросферами / М.Я. Бычкова, О.С. Манакова, А.С. Ахметов, А. Кайсинов, Е.Н. Авдеенко, **П.А. Логинов**, С. Воротыло // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2022. – Т. 16. – № 1. – С. 66–75.
3. **Логинов, П.А.** Влияние добавок хрома на структуру, свойства и адгезию медной связки к алмазу / **П.А. Логинов**, Г.М. Марков, С.И. Рупасов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2022. – Т. 16. – № 1. – С. 43–48.
4. **Loginov, P.A.** Structure and properties of powder alloys Fe–(45-15)%Ni–(10-5)%Cu, obtained via mechanical alloying / **P.A. Loginov**, E.N. Avdeenko, A.A. Zaitsev, E.A. Levashov // CIS Iron and Steel Review. – 2021. – Vol. 22. – P. 82–87.
5. **Логинов, П.А.** Разработка нового поколения режущего инструмента из сверхтвердых материалов с наномодифицированной связкой для обработки стали и чугуна / **П.А. Логинов**, Д.А. Сидоренко, Е.А. Левашов, В.А. Андреев // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2017. – № 1. – С. 64–75.
6. Сидоренко, Д.А. О механизме самопроизвольного плакирования алмаза карбидом вольфрама в процессе спекания инструмента с наномодифицированной металлической связкой Cu–Fe–Co–Ni / Д.А. Сидоренко, Е.А. Левашов, **П.А. Логинов**, Н.В. Швындина, Е.А. Скрылева, И.Е. Ускова // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2015. – № 5. – С. 53–63.
7. **Логинов, П.А.** Особенности влияния наномодифицирования на свойства связки Cu–Fe–Co–Ni для алмазного инструмента / **П.А. Логинов**, В.В. Курбаткина, Е.А. Левашов, В.Ю. Лопатин, А.А. Зайцев, Д.А. Сидоренко, С.И. Рупасов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2014. – № 2. – С. 23–31.
8. Андреев, В.А. Особенности влияния наномодифицирования и макроструктурирования на свойства связки Fe–Mo для алмазного инструмента / В.А. Андреев, А.И. Гуреев, П.И. Севастьянов, В.И. Логинов, Е.А. Левашов, **П.А. Логинов**, С.И. Рупасов, В.В. Курбаткина // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2013. – № 3. – С. 82–86.

Статьи в журналах из баз Scopus и Web of Science:

1. Mukanov, S. The Effect of Copper on the Microstructure, Wear and Corrosion Resistance of CoCrCuFeNi High-Entropy Alloys Manufactured by Powder Metallurgy / S. Mukanov, **P. Loginov**, A. Fedotov, M. Bychkova, M. Antonyuk, E. Levashov // Materials. – 2023. – Vol. 16. – #. 1178.
2. **Loginov, P.A.** Manufacturing of Metal–Diamond Composites with High-Strength CoCrCu_xFeNi High-Entropy Alloy Used as a Binder / **P.A. Loginov**, A.D. Fedotov, S.K. Mukanov, O.S. Manakova, A.A. Zaitsev, A.S. Akhmetov, S.I. Rupasov, E.A. Levashov // Materials. – 2023. – Vol. 16. – #. 1285.
3. **Loginov, P.A.** Performance of diamond circular saws with innovative Fe-based binders / **P.A. Loginov**, E.N. Avdeenko, O.S. Manakova, E.A. Levashov // Eurasian Mining. – 2022. – Vol. 2. – P. 61–64.
4. **Loginov, P.A.** Effect of self-assembling WC film upon diamond on adhesion strength with Fe–Co–Ni binder: In situ TEM tensile tests / **P.A. Loginov**, A.A. Zaitsev, D.A. Sidorenko, E.A. Levashov // Scripta Materialia. – 2022. – Vol. 208. – #. 114331.

5. **Loginov, P.A.** A novel method for in situ TEM measurements of adhesion at the diamond–metal interface / **P.A. Loginov**, D.A. Sidorenko, A.S. Orekhov, E.A. Levashov // *Scientific Reports*. – 2021. – Vol. 11. – #. 10659.
6. **Loginov, P.A.** Influence of Ti and TiH₂ Additives on the Structure and Properties of Copper Alloys for Diamond Cutting Tools / **P.A. Loginov**, S. Vorotilo, D.A. Sidorenko, Yu.V. Lopatina, A. Okubayev, N.V. Shvyndina, E.A. Levashov // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2020. – Vol. 61. – No. 4. – P. 429–435.
7. **Loginov, P.A.** Novel approaches in manufacturing of multicomponent metallic binders for diamond cutting tools / **P.A. Loginov**, D.A. Sidorenko, S. Vorotilo, E.A. Levashov // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2020. – Vol. 1431. – #. 012032.
8. Vorotilo, S. Nanoengineering of metallic alloys for machining tools: Multiscale computational and in situ TEM investigation of mechanisms / S.Vorotilo, **P. Loginov**, L. Mishnaevsky, D. Sidorenko, E. Levashov // *Materials Science & Engineering A*. – 2019. – Vol. 739. – P. 480–490.
9. **Loginov, P.A.** Effect of Ti and TiH₂ doping on mechanical and adhesive properties of Fe-Co-Ni binder to diamond in cutting tools / **P.A. Loginov**, D.A. Sidorenko, N.V. Shvyndina, T.A. Sviridova, A.Yu. Churyumov, E.A. Levashov // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* – 2019. – Vol. 79. – P. 69–78.
10. **Loginov, P.A.** Performance of diamond drill bits with hybrid nanoreinforced Fe-Ni-Mo binder / **P.A. Loginov**, D.A. Sidorenko, M.Ya. Bychkova, A.A. Zaitsev, E.A. Levashov // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 102. – No. 5-8. – P. 2041–2047.
11. **Loginov, P.A.** Chromium-doped Fe-Co-Ni binders for diamond cutting tools: The features of the structure, mechanical properties, and adhesion to diamond / **P.A. Loginov**, U.A. Zhassay, M.Ya. Bychkova, M.I. Petrzhik, S.K. Mukanov, D.A. Sidorenko, A.S. Orekhov, S.I. Rupasov, E.A. Levashov // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2019. – Vol. 92. – #. 105289.
12. **Loginov, P.A.** Diamond instrument binding with hybrid nano-modification for processing of highly abrasive materials / **P.A. Loginov**, D.A. Sidorenko, M.Ya. Bychkova, E.A. Levashov // *Tsvetnye Metally*. – 2018. – Vol. 3. – P. 85–90.
13. Sidorenko, D.A. Conditions for the in-situ formation of carbide coatings on diamond grains during their sintering with Cu-WC binders / D.A. Sidorenko, E.A. Levashov, K.A. Kuptsov, **P.A. Loginov**, N.V. Shvyndina, E.A. Skryleva // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* – 2017. – Vol. 69. – P. 273–282.
14. Sidorenko, D. Nanocomposites for Machining Tools / D. Sidorenko, **P. Loginov**, L. Mishnaevsky, E. Levashov // *Materials*. – 2017. – Vol. 10. – #. 1171.
15. **Loginov, P.** Mechanical Alloying as an Effective Way to Achieve Superior Properties of Fe–Co–Ni Binder Alloy / **P. Loginov**, D. Sidorenko, M. Bychkova, M. Petrzhik, E. Levashov // *Metals*. – 2017. – Vol. 7. – #. 570.
16. **Loginov, P.A.** Hybrid metallic nanocomposites for extra wear-resistant diamond machining tools / **P.A. Loginov**, D.A. Sidorenko, E.A. Levashov, M.I. Petrzhik, M.Ya. Bychkova, L. Mishnaevsky Jr. // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2017. – Vol. 71. – P. 36–44.
17. Sidorenko, D. Hierarchical machining materials and their performance / D. Sidorenko, **P. Loginov**, E. Levashov, L. Mishnaevsky // *MRS Bulletin*. – 2016. – Vol. 41. – P. 678–682.
18. Sidorenko, D. Self-assembling WC interfacial layer on diamond grains via gas-phase transport mechanism during sintering of metal matrix composite / D. Sidorenko, E. Levashov, **P. Loginov**, N. Shvyndina, E. Skryleva, A. Yerokhin // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 106. – P. 6–13.
19. **Loginov, P.A.** Evolution of the microstructure of Cu–Fe–Co–Ni powder mixtures upon mechanical alloying / **P.A. Loginov**, E.A. Levashov, V.V. Kurbatkina, A.A. Zaitsev, D.A. Sidorenko // *Powder Technology*. – 2015. – Vol. 276. – P. 166–174.

20. Sidorenko, D. Carbon nanotube reinforced metal binder for diamond cutting tools / D. Sidorenko, L. Mishnaevsky Jr., E. Levashov, **P. Loginov**, M. Petrzhik // Materials & Design. – 2015. – Vol. 83. – P. 536–544.

21. **Loginov, P.** Diamond and cBN hybrid and nanomodified cutting tools with enhanced performance: Development, testing and modeling / **P. Loginov**, L. Mishnaevsky Jr, E. Levashov, M. Petrzhik // Materials & Design. – 2015. – Vol. 88. – P. 310–319.

22. Sidorenko, D.A. Interaction of diamond grains with nanosized alloying agents in metal–matrix composites as studied by Raman spectroscopy / D.A. Sidorenko, A.A. Zaitsev, A.N. Kirichenko, E.A. Levashov, V.V. Kurbatkina, **P.A. Loginov**, S.I. Rupasov, V.A. Andreev // Diamond and Related Materials – 2013. – Vol. 38. – P. 59–62.

Результаты интеллектуальной деятельности:

1. **Патент 2487005 Российская Федерация, МПК В 24 D 3/06.** Связка на основе меди для изготовления режущего инструмента со сверхтвёрдым материалом / Левашов Е.А., Андреев В.А., Курбаткина В.В., Зайцев А.А., Сидоренко Д.А., Рупасов С.И., **Логинов П.А.**, Севастьянов П.И.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС". – № 2012104735/02 ; заявл. 10.02.12 ; опубл. 10.07.13, Бюл. № 19.

2. **Патент 2487006 Российская Федерация, МПК В 24 D 3/06.** Связка на основе меди для изготовления режущего инструмента со сверхтвёрдым материалом / Левашов Е.А., Андреев В.А., Курбаткина В.В., Зайцев А.А., Сидоренко Д.А., Рупасов С.И., **Логинов П.А.**, Севастьянов П.И.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС". – № 2012104737/02 ; заявл. 10.02.12 ; опубл. 10.07.13, Бюл. № 19.

3. **Патент 2595000 Российская Федерация, МПК В 24 D 3/10.** Композиция для изготовления режущего инструмента для стали и чугуна / Левашов Е.А., **Логинов П.А.**, Андреев В.А., Сидоренко Д.А., Курбаткина В.В., Зайцев А.А., Рупасов С.И., Севастьянов П.И.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС". – № 2015118439/02; заявл. 18.05.15; опубл. 20.08.15, Бюл. № 23.

4. Логинов П.А., Федотов А.Д., Березин М.А., Зайцев А.А., Левашов Е.А. Алмазный инструмент со связкой на основе высокоэнтропийного сплава для сухого сверления железобетонных изделий. Зарегистрировано в депозитарии ноу-хау НИТУ МИСИС № 09-732-2024 ОИС от «3» октября 2024 года.