

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МИСиС»

На правах рукописи

Логинов Павел Александрович

РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫХ
МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ДЛЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ РЕЖУЩЕГО
ИНСТРУМЕНТА ИЗ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ

Специальность 05.16.06 - Порошковая металлургия и композиционные материалы

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
Доктор технических наук, профессор
Е.А.Левашов

Москва 2014

СОДЕРЖАНИЕ

ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ	14
1.1 Сверхтвердые материалы	14
1.2 Режущие инструменты на основе СТМ	21
1.3 Связки для режущего инструмента на основе СТМ	22
1.3.1 Органические связки для режущего инструмента на основе СТМ	22
1.3.2 Керамические связки для режущего инструмента со сверхтвердым материалом	23
1.3.3 Режущие инструменты на основе СТМ со связкой, изготовленной электролитическим методом	26
1.3.4 Металлические связки для режущего инструмента на основе СТМ	27
1.4 Наномодифицирование металлических связок	36
1.5 Получение пересыщенных твердых растворов металлов методом механического легирования	43
1.6 Постановка задачи	48
ГЛАВА 2. ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	49
2.1 Исходные материалы	49
2.2 Получение связок для режущего инструмента	51
2.3 Методы исследования структуры и свойств связок и рабочих сегментов/перлин	55
2.4 Изготовление экспериментальных образцов канатных пил и ОСК	59
2.5 Проведение стендовых испытаний режущего инструмента с СТМ	61
ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ЧАСТИЦ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЯЗКИ Cu-Fe-Co-Ni	65
3.1 Выбор оптимального состава базовой связки	65
3.2 Получение композиционных гранул различной микроструктуры из связки N для режущего инструмента	68
3.3 Получение связок N, модифицированных дисперсными частицами	85

3.4 Исследование процесса легирования связки N титаном	102
ГЛАВА 4 ИСПЫТАНИЯ ИНСТРУМЕНТОВ С МОДИФИЦИРОВАННЫМИ СВЯЗКАМИ N	116
4.1 Оптимизация содержания алмазов и cBN в режущем инструменте	116
4.2 Результаты сравнительных испытаний экспериментальных канатных пил	125
4.3 Результаты сравнительных испытаний экспериментальных ОСК	130
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ	135
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	137
Приложение А Акт стендовых испытаний канатных пил на основе сверхтвердых материалов со связками, модифицированными высокодисперсными частицами	152
Приложение Б Акт стендовых испытаний отрезных сегментных кругов со связкой N, модифицированной высокодисперсными частицами	154
Приложение В Технический акт об освоении серийного производства канатных пил и отрезных сегментных кругов (ОСК) со связкой, модифицированной высокодисперсными частицами	157
Приложение Г ТУ 3972-034-11301236-2014	158
Приложение Д ТУ 3972-035-11301236-2014	159

Введение

Режущие инструменты на основе сверхтвердых материалов широко применяются в строительной индустрии, например, при строительстве различных зданий, промышленных объектов, метрополитенов, а также при демонтаже сооружений. Такие инструменты, как канатные пилы и отрезные сегментные круги (ОСК), и используемое при их эксплуатации оборудование в ряде случаев являются незаменимыми благодаря их достоинствам: высокое качество обработанной поверхности, отсутствие вибраций и сотрясений при работе, низкое пыление, компактность инструментов и простота их сборки максимальная автоматизация процесса. Важным преимуществом канатных пил является отсутствие ограничений по габаритам обрабатываемой конструкции. При работах по демонтажу энергоблоков электростанций с истекшим сроком службы важное место занимает возможность удаленного управления машиной резки. Эти качества режущих инструментов такого класса в совокупности с их высокой производительностью и ресурсом позволяют использовать их в широком спектре работ.

В настоящее время применение алмазных режущих инструментов ограничено из-за склонности алмазов к графитизации при контакте с металлами триады железа и относительно невысокой теплостойкости. Обработка объемных стальных или чугунных конструкций или сильно армированных бетонов может привести к деградации алмазов и потере инструментами режущих свойств. Для обработки этих материалов представляет интерес разработка инструментов, в которых алмазы частично или полностью были бы заменены на альтернативный сверхтвердый материал, лишенный указанных недостатков. Лучшим вариантом является синтетический кубический нитрид бора (сBN), обладающий высокой теплостойкостью и химически инертный по отношению к сплавам на основе железа.

В зависимости от требований, предъявляемых к режущим инструментам, для удержания абразивных зерен в рабочем слое могут быть выбраны связки различных типов: полимерные, керамические, металлические. Для обеспечения высокого срока службы инструментов, высокой адгезионной способности к сверхтвердым

материалам и их надежного удерживания были выбраны связки на основе металлических сплавов.

В данной работе разработана связка на основе состава Next100, предназначенного для создания алмазного инструмента. Эта связка легирована никелем для улучшения ее механических свойств. Проведено исследование влияния модифицирующих добавок различной природы WC, ZrO₂ и hBN, а также реакционно-активных по отношению к алмазам и cBN добавок (титан) на физико-механические свойства связки и эксплуатационные характеристики инструмента. Произведен выбор вида порошковых гранул (с отдельными частицами, со слоистой или гомогенной структурой) для связки режущего инструмента.

Актуальность работы

В настоящее время проблема обработки резанием крупных металлических конструкций, например, из сталей и чугунов, является крайне актуальной. Существующие алмазные режущие инструменты, предназначенные для данных целей, имеют свои недостатки. Например, канатные пилы со связкой, нанесенной электролитическим методом, имеют тонкий алмазоносный рабочий слой. После изнашивания алмазных зерен у инструментов такого типа безвозвратно падают эксплуатационные характеристики.

Также для резки сталей и чугунов применяются сегментные инструменты с горячепрессованной связкой на основе кобальта, меди и их сплавов. Однако, как правило, они используются также для обработки армированных бетонов. Количество специализированного инструмента для резки сталей и чугунов достаточно ограничено. Одним из недостатков существующих канатных пил и ОСК с горячепрессованной связкой является низкая производительность и срок службы. Это связано с тем, что в качестве абразивной составляющей в рабочем слое используются алмазы, активно изнашивающиеся при обработке сталей и чугунов. В связи с этим актуальной представляется их замена на другой вид сверхтвердых материалов (СТМ) – кубический нитрид бора cBN.

Основной проблемой при разработке режущего инструмента является отсутствие на рынке сплавленных порошков связок, предназначенных для производства канатных пил и ОСК для резки сталей и чугунов. Существующие составы, например, порошок сплава Cu-Fe-Co марки Next 100, характеризуются высокой твердостью и используются при обработке абразивных материалов. Однако данные связки имеют низкую ударную вязкость, что ограничивает их применение в инструментах, работающих при больших скоростях (около 80 м/с), таких как, например, ОСК. Поэтому для разработки инструмента для резки сталей и чугунов представляется перспективным легирование существующих связок типа Next100 никелем с целью повышения пластических характеристик.

В результате проведенных ранее в Научно-учебном центре СВС МИСИС-ИСМАН исследований была установлена потенциальная возможность дисперсного упрочнения различных металлических связок на основе кобальта, железа, никеля, меди высокомолекулярными наночастицами тугоплавких соединений. Однако влияние данных добавок на механические свойства многокомпонентных связок Cu-Fe-Co-Ni, а также на служебные свойства изготовленных на ее основе режущих инструментов, содержащих как алмазы, так и cBN, рассмотрено не было. Добавка в металлические связки малых концентраций твердой смазки гексагонального нитрида бора hBN также является перспективным и ранее не применявшимся методом для усовершенствования инструмента. Данный компонент способствует уплотнению при компактировании и, следовательно, может увеличить механические свойства материала.

Известно, что для повышения адгезионной способности связки ее легируют реакционно-активным по отношению к алмазам или cBN компонентом – титаном. Эффективность данного подхода подтверждена для инструментов с рабочим слоем на основе алюминия и бронз. Однако при использовании титана в связках Cu-Fe-Co-Ni возможно образование большого количества интерметаллидов, приводящих к охрупчиванию материала. В связи с этим необходимо проведение исследований по определению его оптимальной концентрации и способа введения.

Актуальность работы подтверждается тем, что работа выполнялась в рамках следующих проектов:

- 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».

- 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».

- Проект РФФИ № 14-08-00842 от 16 марта 2013 г. «Разработка механически легированных металломатричных композитов с эффектом двойного дисперсного упрочнения за счет выделения избыточных фаз при расслоении пересыщенных твердых растворов и введения функциональных наночастиц».

- Проект К2-2014-001 от 15 апреля 2014 г.: «Разработка перспективных функциональных неорганических материалов и покрытий с участием ведущих ученых» в рамках федеральной программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров «5-100».

Цель работы: Разработка перспективных методов увеличения служебных свойств режущих инструментов из сверхтвердых материалов, предназначенных для резки сталей и чугунов, путем оптимизации состава, структуры металлической связки и концентрации алмаза и кубического нитрида бора.

Для достижения поставленных целей решались следующие задачи:

- выявить влияние легирующей добавки никеля на прочностные свойства связки Cu-Fe-Co (Next 100) и определить его оптимальную концентрацию;
- исследовать влияние режимов механической обработки порошковых смесей Cu-Fe-Co-Ni в ПЦМ, а также наночастиц WC, ZrO₂ и hBN на фазо- и структурообразование при механическом легировании;
- разработать способ введения наночастиц и титана в порошковую связку Cu-Fe-Co-Ni, обеспечивающий их равномерное распределение по объему шихты;
- исследовать влияние добавок WC, ZrO₂ и hBN на процессы уплотнения при холодном прессовании и спекании связки Cu-Fe-Co-Ni;
- исследовать возможность повышения адгезионной прочности связки Cu-Fe-Co-Ni за счет ее легирования реакционно-активной по отношению к СТМ добавкой (титан) и установить взаимосвязь его концентрации с механическими свойствами и структурой;
- исследовать влияние соотношения алмазов и cBN на режущие свойства инструмента для оптимизации состава рабочего слоя;
- провести сравнительные испытания отрезных сегментных кругов и канатных пил с наномодифицированной связкой и определить производительность и скорость резания инструмента.

На защиту выносятся следующие положения:

- установленные закономерности влияния легирующей добавки никеля на механические свойства связки Cu-Fe-Co (Next100);
- установленные закономерности влияния режимов механической обработки в ПЦМ на фазовый состав и микроструктуру порошковых гранул состава Cu-Fe-Co-Ni, в том числе с добавкой hBN;
- способ введения добавок WC, ZrO₂, hBN и титана в порошковую связку Cu-Fe-Co-Ni, обеспечивающий их равномерное распределение по объему шихты;
- особенности влияния добавок WC, ZrO₂, hBN на процессы холодного прессования и спекания связки Cu-Fe-Co-Ni, а также на ее механические свойства;

- установленные закономерности влияния добавки титана на механические свойства, структуру и адгезионную прочность связки по отношению к СТМ;

- результаты испытаний канатных пил и отрезных сегментных кругов со сверхтвёрдыми материалами и связками, модифицированными различными частицами.

Научная новизна работы

1. Установлены закономерности влияния условий механической обработки порошковых смесей в планетарных центробежных мельницах на структуру и фазовый состав, заключающиеся в том, что с увеличением длительности обработки от 3 до 20 мин происходит изменение структуры гранул от слоистой до гомогенной, соответствующей фазе пересыщенного твердого раствора Fe, Co, Ni в меди. Присутствие частиц hBN замедляет процесс образования данной фазы.

2. Установлена взаимосвязь между содержанием титана в связке Cu-Fe-Co-Ni и ее механическими свойствами, позволившая определить предельную концентрацию титана на уровне 1 %, обеспечивающую высокую адгезию связки к сверхтвёрдому компоненту и твердость, а также исключаящую образование интерметаллидов, приводящее к снижению прочности.

3. Установлены закономерности влияния наночастиц WC, ZrO₂ и hBN и режимов обработки порошковых смесей Cu-Fe-Co-Ni на уплотняемость и кинетику спекания, заключающиеся в том, что частицы hBN интенсифицируют процессы уплотнения при холодном прессовании на стадии структурной деформации за счет уменьшения межчастичного трения, а на стадии упруго-пластической деформации основной вклад в ухудшение уплотняемости вносит наклеп порошка, в то время как наночастицы WC, ZrO₂ и hBN слабо влияют на данные процессы. Энергия активации спекания порошков связки увеличивается при их предварительной обработке в планетарной центробежной мельнице с 13 до 64 кДж/моль, введение добавок WC и ZrO₂ дополнительно затрудняет усадку порошковых заготовок и повышает энергию активации спекания до 77 и 88 кДж/моль соответственно.

4. Найдено оптимальное соотношение концентраций алмаза и кубического нитрида бора в инструменте, при котором достигается наибольшая скорость резания стали в сочетании с надежным удерживанием зерен сверхтвердых материалов в связке.

Практическая значимость работы

1. Получены патенты № 2487005 и № 2487006 на связку на основе меди для изготовления режущего инструмента со сверхтвердым материалом.

2. В условиях серийного производства ЗАО «Кермет» (г. Москва) изготовлены опытные партии канатных пил и отрезных сегментных кругов нового состава, показавших более высокий ресурс и производительность по сравнению с лучшими российскими и зарубежными аналогами.

3. Разработаны технические условия на перлины канатных пил ТУ 3972-034-11301236-2014 и сегменты отрезных кругов ТУ 3972-035-11301236-2014, используемых в процессах резки сталей и чугунов, на основе сверхтвердых материалов с модифицированной дисперсными частицами связкой.

4. Разработанные составы связки и технологические приемы внедрены в серийное производство канатных пил и отрезных сегментных кругов ЗАО «Кермет».

Достоверность полученных результатов

Достоверность результатов обеспечена использованием современных аттестованных методов оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, Оже - электронной спектроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния света. Физико-механические свойства порошков и компактных образцов определялись с помощью стандартных методик определения насыпной и гидростатической плотностей, твердости, предела прочности при трехточечном изгибе, ударной вязкости.

Апробация работы

Основные положения и результаты работы докладывались на следующих выставках и конференциях: III Всероссийской молодежной конференции с элементами научной школы «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества» (Москва, Россия, 2012); Научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов» (НФМ'2012) (Санкт-Петербург, Россия, 2012); IV Международной конференции «Фундаментальные основы механохимических технологий» (Новосибирск, Россия, 2013); III Всероссийской молодежной школе-конференции «Современные проблемы металловедения» (Пицунда, Абхазия, 2013); V Всероссийской конференции по наноматериалам «НАНО 2013» (Звенигород, Россия, 2013); Научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов» (НФМ'2014) (Санкт-Петербург, Россия, 2014); 41 – ом Международном салоне изобретений Inventions Geneva (Женева, Швейцария, 2013).

Публикации

По материалам диссертации имеется 12 публикаций, в том числе 3 статьи в журналах из перечня ВАК и входящих в базы данных Scopus, Web of Science, 7 тезисов и докладов в сборниках трудов конференций, а также 2 патента Российской Федерации:

1 П. А. Логинов, В. В. Курбаткина, Е. А. Левашов, В. Ю. Лопатин, А. А. Зайцев, Д. А. Сидоренко, С. И. Рупасов. Особенности влияния наномодифицирования на свойства связки Cu-Fe-Co-Ni для алмазного инструмента // Порошковая металлургия металлургия и функциональные покрытия. – 2014. – № 2. – с. 23-31.

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

3 Андреев В.А, Гуреев А.И., Севастьянов П.И, Логинов В.И., Левашов Е.А., Логинов П.А., Рупасов С.И., Курбаткина В.В. Особенности влияния

наномодифицирования и макроструктурирования на свойства связки Fe–Mo для алмазного инструмента // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, – 2013, № 3, с. 82 – 86.

4 Логинов П.А., Зайцев А.А., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Рупасов С.И. Разработка дисперсно-упрочненной наночастицами WC и ZrO₂ связки Cu-Fe-Co-Ni для режущего инструмента из сверхтвердых материалов // III Всероссийская молодёжная конференция с элементами научной школы «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества». Москва. 29 мая – 1 июня 2012 г. / Сборник материалов. – М:ИМЕТ РАН, РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2012, 381-382 с.

5 Логинов П.А., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Зайцев А.А., Рупасов С.И., Андреев В.А. Структура и свойства дисперсно-упрочненного наночастицами порошкового металлматричного композита в системе Cu-Fe-Co-Ni // Труды международной научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов» (НФМ'2012), Санкт-Петербург, Россия, 27-29 июня 2012, с. 451-455.

6 Loginov P.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V. Microgranule structure evolution under mechanical alloying powder mixture Cu-Fe-Ni-Co as applied to new generation of diamond tool production // IV International Conference “Fundamental Bases of Mechanochemical Technologies”, Novosibirsk, Russia, June 25-28, 2013, p.66.

7 Sidorenko D.A., Zaitsev A.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Rupasov S.I., Loginov P.A., Andreev V.A. Application of mechanical activation in manufacturing process of diamond tool with nanomodified binders // IV International Conference “Fundamental Bases of Mechanochemical Technologies”, Novosibirsk, Russia, June 25-28, 2013, p.83.

8 Логинов П.А., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Зайцев А.А., Сидоренко Д.А., Рупасов С.И. Особенности прессования и спекания механически легированного жаростойкого сплава Cu-Fe-Co-Ni, дисперсно-упрочненного наночастицами WC и ZrO₂. // III-я Всероссийская молодежная школа-конференция «Современные проблемы металловедения»: Сборник трудов, Пицунда, Абхазия, 10-13 сентября 2013 г., Изд. Дом МИСиС, 2013. – с. 112-123.

9 Логинов П.А., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Сидоренко Д.А. Разработка наномодифицированной связки на основе сплава Cu-Fe-Co-Ni для создания нового поколения режущего инструмента из сверхтвердых материалов // V Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2013». Звенигород, 23-27 сентября 2013 г., Сборник материалов. М: ИМЕТ РАН, 2013, с. 331-332.

10 Логинов П.А., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Сидоренко Д.А., Зайцев А.А. Разработка режущего инструмента на основе алмазов и кубического нитрида бора с наномодифицированной связкой Cu-Fe-Co-Ni. // Труды международной научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов» (НФМ'2014), Санкт-Петербург, Россия, 24-28 июня 2014, с. 279-285.

11 Левашов Е.А., Андреев В.А., Курбаткина В. В., Зайцев А. А., Сидоренко Д. А., Рупасов С. И., Логинов П.А., Севастьянов П.И. Связка на основе меди для изготовления режущего инструмента со сверхтвердым материалом // Патент РФ № 2487005; заявл. 10.02.2012; опубл. 10.07.2013, Бюл №19. – 7 с.

12 Левашов Е.А., Андреев В.А., Курбаткина В.В., Зайцев А.А., Сидоренко Д. А., Рупасов С. И., Логинов П.А., Севастьянов П.И. Связка на основе меди для изготовления режущего инструмента со сверхтвердым материалом // Патент РФ № 2487006; заявл. 10.02.2012; опубл. 10.07.2013, Бюл №19. – 6 с.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, 4 глав, общих выводов, списка использованных источников и 5 приложений. Диссертация изложена на 159 страницах, содержит 14 таблиц, 53 рисунка. Список использованной литературы содержит 159 источников.

Глава 1 – Аналитический обзор литературы

1.1 Сверхтвердые материалы

К сверхтвердым относят материалы, твердость и износостойкость которых превышает твердость и износостойкость твердых сплавов на основе карбидов вольфрама и титана с кобальтом и карбидотитановых сплавов на никель-молибденовой связке [1]. Наиболее часто используются в промышленности алмаз, кубический нитрид бора, оксид алюминия, нитрид кремния и др. Данные сверхтвердые материалы (СТМ) могут быть использованы в лезвийном инструменте, в шлифовальных кругах, пастах и т. д.

По твердости СТМ делятся на пять подклассов: природные алмазы (HV 98 ГПа), синтетические алмазы (HV 88-98 ГПа), кубический нитрид бора (HV 68-78 ГПа), вюрцитный нитрид бора (HV 50-78 ГПа), композиционные материалы (HV до 50 ГПа) [1].

В режущих инструментах различных видов, как правило, используются алмазы и cBN. Это обусловлено высокими механическими свойствами данных материалов. Применение алмазов и cBN в промышленности стало особенно широким после открытия и подробного изучения процессов их синтеза в 1950-х годах [2]. Синтез алмазов стал возможен после разработки аппаратов высокого давления, в которых возможно было поддерживать высокие температуры в течение достаточного количества времени для кристаллизации алмазов необходимого размера. Почти одновременно производство синтетических алмазов было освоено фирмами ASEA (Швеция) и General Electric (США) [3]. Их получали нагревом графита до температур выше 1500 °С при сверхвысоких давлениях (5,5 – 6 ГПа), где находится область стабильности кубической модификации углерода.

В настоящее время освоены различные способы получения алмазов и cBN: прямой синтез при высоком давлении и температуре, синтез при высоком давлении и температуре в присутствии катализаторов [4-6], синтез при высоком

динамическом нагружении [7], газофазное осаждение [8,9], синтез в шаровых мельницах [10] и др [11,12].

Инструменты на основе алмазов нашли применение при резке и шлифовке разнообразных материалов. Алмазы особенно ценятся при обработке алюминиевых сплавов, особенно заэвтектических Al-Si-сплавов, так как их срок службы и скорость при эксплуатации существенно выше по сравнению с карбидными инструментами [13]. Алмазные инструменты также применяются для измельчения, резания, волочения, сверления и других операций по получению изделий из алюминиевых сплавов. Ими также обрабатывают медь (при высоких скоростях, выше 500 м/с), твердые сплавы.

Открытие возможности синтеза cBN позволило получить материал, природного эквивалента которого не существует. Данный новый вид СТМ обладал уникальным комплексом свойств, который позволял успешно использовать его в режущих и шлифовальных инструментах. cBN обладал крайне низким химическим сродством к металлам группы железа, высокой термостабильностью, особенно в окислительной атмосфере. Переход cBN в графитоподобную модификацию начинается только при температурах 1200 – 1400 °С, возрастает скорость такого перехода лишь при 1600 – 1800 °С. Его теплопроводность в 3 раза ниже теплопроводности алмаза, но все же значительно выше теплопроводности других СТМ [14]. Благодаря этим особенностям он нашел применение в высокоскоростной резке и шлифовании закаленных сталей, чугунов, карбидов, никелевых и кобальтовых суперсплавов [15-17].

Виды износа СТМ

Износ зерен СТМ в режущем инструменте может иметь механическую или химическую природу. В зависимости от вида обрабатываемого материала будет отличаться преобладающий вид износа. Таким образом, происходящие процессы деградации зерен СТМ в процессе эксплуатации можно разделить на абразивный и адгезионный износ [18].

Абразивный износ СТМ происходит вследствие микроскалывания по плоскостям спайности, вызываемого сжимающими, растягивающими и

изгибающими напряжениями. При взаимодействии зерна СТМ с изделием твердые компоненты обрабатываемого материала и шлама, содержащие значительное количество микро- и макрочастиц, осколки или целые зерна алмаза, царапают алмаз, оставляя борозды и разрушая его. Абразивное действие обрабатываемого материала становится тем сильнее, чем больше твердость составляющих его компонентов. Вследствие этого абразивный износ заметнее проявляется при обработке твердых сплавов, минералокерамики, корунда, гранита и прочих материалов, а также при интенсивных режимах и других условиях шлифования, когда возникают высокие контактные температуры, снижающие твердость СТМ в инструменте. Повышение температуры и уменьшение твердости СТМ интенсифицируют этот вид износа особенно при возрастании скорости шлифования. Так, при шлифовании твердых сплавов при высоких скоростях резания карбиды не успевают прогреться полностью, в то время как контактные поверхности зерен СТМ разогреты до высокой температуры, при которой они могут переходить в малопрочные и менее твердые модификации (графит, hBN) или иные агрегатные состояния. В этих условиях твердость карбидов тугоплавких металлов, входящих в твердый сплав, при комнатной и умеренных температурах оказывается выше, чем твердость СТМ при температуре плавления твердых сплавов. Особенно локальный нагрев микрообъемов приводит к износу частиц алмаза.

Адгезионный износ СТМ наблюдается в том случае, когда происходит молекулярное взаимодействие контактируемых поверхностей. Интенсивность адгезии между СТМ и обрабатываемым материалом зависит от степени химического сродства между ними. Чем оно больше, тем интенсивнее протекают адгезионные процессы. Вследствие высоких контактных давлений в точках соприкосновения фактических площадок зерен СТМ и поверхности резания развиваются локальные пластические деформации с высокой температурой. В результате этого происходит соприкосновение химически чистого обрабатываемого материала и СТМ и их взаимное схватывание с образованием мостиков, которые при вращении лезвийного или шлифовального инструмента и детали непрерывно разрушаются и образуются вновь. Периодически повторяющиеся схватывание и разрушение адгезионных

соединений вызывают циклическое нагружение СТМ, приводящее к его разрушению, как более хрупкого материала. Процесс молекулярного взаимодействия поверхностей (схватывание) значительно ускоряет износ, так как сопровождается глубинным вырыванием кусочков материала с одной поверхности и переносом их на другую и интенсивным изнашиванием и повреждением поверхностей. Образуется шероховатость, поверхность зерна СТМ становится неровной, осповидной, коэффициент трения растет, ухудшается режущая способность. Особенно интенсивный адгезионный износ наблюдается при шлифовании без охлаждения. В этом случае происходит интенсивное налипание металла на вершины зерен, образуются наросты, которые могут закрыть зерно настолько, что резание затрудняется и резко интенсифицируется трение металла по металлу.

Чтобы уменьшить адгезионный износ, необходимо применять жидкости, создающие на контактных поверхностях защитные пленки, снижающие силы адгезии и препятствующие схватыванию обрабатываемого материала и зерен СТМ или рабочего слоя круга. Для этой цели применяют химически активные жидкости, образующие пленки химических соединений. Добавка в СОМЖ поверхностно-активных компонентов значительно повышает ее противoadгезионную способность, так как образующаяся в зоне шлифования пленка уменьшает (препятствует) непосредственный контакт зерна СТМ с обрабатываемым материалом. Защитные пленки на ювенильных поверхностях можно создать с помощью добавки в состав рабочего слоя инструмента веществ, способных вступать в реакцию при температурах зоны шлифования и образовывать на них пленки, облегчающие работу шлифовального инструмента.

Известно, что алмазные инструменты не предназначены для резки сталей, чугунов, сплавов на основе металлов триады железа и других карбидообразующих металлов. Обработка данных материалов приводит к значительному износу алмазных кристаллов и быстрому выходу инструмента из строя. Существуют методы, позволяющие избежать разрушения алмазов при контакте с карбидообразующими металлами, например, применение защитной атмосферы [19],

использование специальных криогенных устройств, позволяющих уменьшить температуру в зоне резания [20]. Однако в практике обработки металлов реализовать такие условия практически невозможно, поэтому проблема химического износа алмазов и их графитизации в присутствии металлов-катализаторов остается нерешённой.

На износ алмазов при резании стали наиболее сильно влияют три фактора: скорость обработки, содержание углерода в стали и сила, с которой алмазный инструмент прижимается к стали [21]. Влияние прижимающей силы на износ алмазов связано с повышением температуры в области резания из-за увеличения силы трения. Причиной ускорения процесса графитизации алмазов при увеличении скоростей обработки также является локальный нагрев поверхности заготовки и инструмента до температур, при которых возможен переход от кубической модификации углерода к гексагональной. Низкая скорость обработки стали также может привести к значительному износу алмазного инструмента из-за увеличения продолжительности контакта со сталью [22]. В таком случае увеличивается возможность протекания химической реакции между алмазом и железом при резании. Таким образом, выбор скорости резания является важным в практике обработки металлов. Также это касается и глубины подачи инструмента. Выбор оптимальных значений глубины подачи и скорости резания может позволить найти выгодное сочетание низкого износа алмазов и высокой скорости обработки даже труднообрабатываемых сталей.

Как правило, износ алмазных зерен после резания стали проявляется в виде фаски износа, образованной в месте контакта с обрабатываемым материалом [23]. Фаска износа имеет радиус закругления вершины, чем он больше, тем больше износ зерна СТМ. Износ алмазных зерен наблюдается на передней поверхности.

В работе [24] износ алмазов описывается следующей последовательностью процессов, происходящих при контакте с металлами-катализаторами (железо, никель, кобальт). В результате окисления хемисорбированного водорода на поверхности алмазов образуется тонкая пленка графита. Во время резания происходит диффузия углерода при контакте зерна абразива с обрабатываемым

материалом или со стружкой. Таким образом, графитовая пленка удаляется. Графитизация на макроуровне наблюдается после многократно повторяющихся процессов образования графита и диффузии углерода в обрабатываемый материал. Такая последовательность явлений при резке карбидообразующих металлов возможна из-за высокой скорости диффузии углерода в них. Скорость износа алмазов контролируется скоростью диффузии углерода в обрабатываемом материале. Исследования взаимодействия алмазов с железом, никелем, кобальтом и титаном при резке показали, что наибольшее влияние на износ оказывает температура в зоне контакта. При обработке всех материалов существенное увеличение износа наблюдалось при достижении температуры 700 °С. Особенно сильно этот скачок проявляется у кобальта и никеля, что позволяет сделать вывод о необходимости подачи охлаждающей жидкости к рабочей зоне инструмента.

Графитизация алмазов происходит не поатомно, а многочисленными группами атомов через промежуточное, так называемое, активированное состояние [25]. Самая устойчивая к графитизации плоскость кристалла алмаза (100), затем в порядке убывания устойчивости идут плоскости (111) и (011) [25].

Износ cBN и инструментов на его основе может происходить вследствие нескольких причин, в том числе и из-за химического взаимодействия с обрабатываемым материалом. В различных работах, где освещаются проблемы обработки закаленных сталей AISI-4340 [26], P-20 [27] и других марок [28], отмечается образование наплавленного слоя на задней поверхности резцов из-за прохождения химических реакций. Образующееся новое соединение (или соединения), видимо, имеют относительно невысокую температуру плавления и в жидком состоянии выдавливаются из зоны контакта к задней поверхности инструмента [29,30]. Важную роль в возможности износа по данному механизму играет состав обрабатываемой стали. Наличие таких легирующих элементов, как хром и алюминий, образующих нитриды и бориды, приводит к их взаимодействию с cBN.

Зависимость износа cBN и инструментов из него от скорости резания имеет экстремальный характер [31]. На низких скоростях обработки инструмент

подвержен абразивному износу. При увеличении скорости растет температура в зоне контакта, и там образуется защитный слой на основе легкоплавких оксидов. Данный защитный слой удаляется на максимальных скоростях резания из-за увеличения сил трения. С ростом температуры становится возможным протекание диффузионных процессов между cBN, материалом связки и обрабатываемым материалом, что приводит к износу инструмента.

При одинаковых условиях износ cBN происходит не по тем же механизмам, что и у алмаза. Это позволяет инструментам из cBN иметь свои области применения и практически не конкурировать с алмазными.

Износ cBN за счет адгезионных явлений при резке сталей начинает активно проявляться при достижении контактных температур в зоне резки выше 1000 °C. В таких условиях происходит интенсификация диффузионных процессов, химический распад нитрида бора, фазовый переход (из кубической в гексагональную модификацию) и абразивно-механическое изнашивание [32]. Резку стали инструментами из cBN нежелательно проводить на скоростях 160-190 м/мин, резка в более интенсивных условиях будет приводить к катастрофическому разрушению сверхтвердого материала.

При прерывистом точении преобладает абразивно-механическое изнашивание с выкрашиванием и вырывом отдельных частиц. Роль механического удара при износе cBN возрастает по мере увеличения твердости обрабатываемого материала, а также при наличии в нем карбидов, боридов и других твердых составляющих.

При точении стали резцами из моно- и поликристаллического cBN износ происходит по задней поверхности инструмента [33]. Износ передних поверхностей резцов после 2 км был минимальным. Возможные механизмы разрушения СТМ – механический и химический износ. Химический износ подразумевает взаимодействие нитрида бора с обрабатываемым изделием, в результате чего должна наблюдаться взаимная диффузия материалов или образование химических соединений на контактной поверхности. Но отсутствие в стружке следов В и N, так же, как и железа на поверхности зерен cBN, подтвержденное методом ЭДС, свидетельствует о том, что основной механизм износа – механический [33].

Износостойкость инструментов из поликристаллического cBN выше, чем у традиционных инструментов с металлической связкой, что может быть связано с недостатками свойств связки (механических, термических), отражающихся на структуре.

1.2 Режущие инструменты на основе СТМ

Один из самых распространенных видов инструментов на основе СТМ – отрезные сегментные круги (ОСК). Данные изделия могут быть использованы во множестве машин: угловых шлифовальных, стенорезных, на многодисковых ортогональных станках и пр. По виду и расположению рабочего слоя, содержащего СТМ, ОСК могут быть сегментированными, сплошными и комбинированными. Сегментированные диски, в которых каждый алмазосодержащий элемент отделен от другого прорезями, могут использоваться при сухой резке материалов, так как менее подвержены нагреву при работе. Инструменты со сплошным рабочим слоем применяются при резке материалов при наличии охлаждающих жидкостей. Комбинированными ОСК можно осуществлять обработку как с водяным охлаждением, так и без него. Соединение сегментов с корпусом в ОСК может обеспечиваться пайкой или лазерной сваркой. При работе с ОСК с напаянными сегментами во избежание разрушения шва необходимо обеспечивать охлаждение инструмента [2].

Помимо дисковых отрезных пил промышленностью производятся инструменты других разновидностей. Канатные пилы – инструмент, состоящий из конечного или бесконечного троса (каната) с закрепленными на нем элементами, содержащими СТМ – как правило, алмаз. Канатные пилы применяются для отделения блоков горных пород, распиловки строительного и декоративного камня на блоки и плиты. Благодаря отсутствию ограничений по габаритам обрабатываемого изделия ими можно проводить работы по демонтажу крупногабаритных железобетонных конструкций.

Кроме приведенных видов инструментов алмазы и cBN применяются в разнообразных шлифовальных машинах (на основе СТМ изготавливаются шлифовальные круги различных конфигураций), буровых инструментах (однослойные, многослойные и импрегнированные коронки, бескерновые наконечники, буровые долота), а также в производстве резцов.

1.3 Связки для режущего инструмента на основе СТМ

Связка в режущих инструментах играет важнейшую роль удержания СТМ в рабочем слое. Связка подбирается в зависимости от вида инструмента, его назначения (обрабатываемый материал), и типа абразивных частиц.

1.3.1 Органические связки для режущего инструмента на основе СТМ

Данный вид связок для режущего инструмента применяется крайне широко. К достоинствам органических связок можно отнести простоту и низкую температуру их изготовления, что не допускает возможности перехода алмазов или cBN в стабильную модификацию. В силу невысоких механических свойств полимеров такой вид инструмента всегда работает в режиме самозатачивания [34] и обладают высокой производительностью, так как связка, как правило, разрушается быстрее абразивных частиц.

Органические связки делятся на две большие группы. Первая представляет собой высокореакционноспособные неперелетные эластомеры типа каучука, вулканизирующиеся в результате присоединения серы. Инструмент на основе таких связок может эксплуатироваться только с применением охлаждающей жидкости. Вторая группа – это связки на основе синтетических поликонденсационных олигомеров и полимеров.

В большинстве случаев в основе полимерных связок лежат фенольные смолы или более термостабильные фенол-аралкиловые смолы [35]. Содержание данных смол в связке в инструментах для сухой резки и резки с водяным охлаждением – 30

и 40 масс. %, соответственно. Различные наполнители, например, SiC, вводятся в смолу для повышения ее твердости [34,36]. Для уменьшения трения и лучшего отвода тепла из зоны резания в полимерные связки вводят оксидные материалы, графит, политетрафторэтилен, а также алюминиевые, медные или серебряные порошки в небольших количествах. Компоненты связки тщательно замешиваются с алмазами в нужной пропорции. Смесь формуется методом горячего прессования на корпусе инструмента.

В инструментах на полимерных связках применяются плакированные металлами алмазы, что обеспечивает более высокую износостойкость и теплопроводность. Как правило, алмазы для таких инструментов покрывают сплавами на основе никеля, меди или серебра. В результате плакирования никелем повышается шероховатость поверхности зерен СТМ и улучшается их удержание в связке при резании. Плакирование медью (до 50 масс. %) применяется для инструментов, предназначенных для резания без водяного охлаждения. Серебряное покрытие (до 50 масс. %) наносится на алмазы для инструментов, режущих твердые керамические материалы [37]. Данное покрытие уменьшает коэффициент трения между инструментом и обрабатываемым материалом. Серебро и медь, увеличивая теплопроводность и, соответственно, улучшая отвод тепла из зоны резания, снижают вероятность термических ударов в полимерных связках, чувствительных к нагреву.

Алмазные инструменты с полимерными связками целесообразно применять в случаях, когда требуются высокая точность размеров реза и качество обработанной поверхности. Данные инструменты подходят для резки твердых сплавов [38], оксидной и неоксидной керамики [39,40], стекол [40].

1.3.2 Керамические связки для режущего инструмента на основе СТМ

К керамическим связкам относятся фриттованные, стекловидные, стеклокерамические, силикатные и изготовленные на основе порошков стекол, фосфатов, глины и некоторых минералов [34].

По сравнению с другими видами инструментов инструменты на керамической связке имеют весьма ограниченное применение [41]. Уникальные свойства керамических материалов, такие как высокая твердость, высокое сопротивление износу, сохранение габаритов в процессе работы, способность работать при повышенных температурах позволяют эксплуатировать такие инструменты почти без перевскрытия алмазов и других дополнительных операций [42]. Это делает их незаменимыми в обработке алмазов [43], карбидов, керамики [44] и композиционных материалов [36].

Основные составляющие керамических связок являются компонентами обычных стекол, это оксиды кремния, натрия и кальция [34,43]. Могут быть использованы более легкоплавкие стекла на основе композиции оксидов свинца, кремния и висмута. Температура изготовления таких инструментов 950 – 1200 °С, в данном диапазоне возможен выбор cBN в качестве абразива.

При создании инструментов с керамической связкой важно взаимодействие СТМ с расплавами стекол, а также смачивающая способность расплавов стекол по отношению к СТМ. Для улучшения смачивания и повышения эксплуатационных свойств в керамическую матрицу в различных пропорциях могут быть добавлены оксиды алюминия, бора, цинка, калия, карбид кремния, полевой шпат, глины и другие материалы.

Смачивающая способность стекол по отношению к алмазу и cBN различна. Например, натрийборсиликатное стекло образует угол смачивания с алмазами и cBN 31 и 40 ° при температуре 750 °С, соответственно. Свинцовоцинкборсиликатное стекло образует краевой угол смачивания с данными СТМ 18 и 15 ° уже при 600 °С.

При использовании в инструментах алмазов краевой угол смачивания можно регулировать введением различных оксидов, например, лития (для его уменьшения) или бария (для увеличения). При модифицировании керамических связок для инструментов с cBN была отмечена следующая закономерность. Смачивание улучшается при введении добавки с меньшим радиусом атомов катионов. Данная закономерность справедлива только для некристаллизующихся стекол.

Для связок известно применение систем стекло-металл-оксид [45]. В качестве металлической составляющей использовался алюминий, а для оксидной – оксиды железа, хрома и кобальта. Введение металлических компонентов позволяет достичь различных целей, в том числе повысить ударопрочность, теплопроводность, износостойкость. При изготовлении такой связки происходит окислительно-восстановительная реакция между алюминием с оксидами металлов, сопровождающаяся экзотермическим эффектом. Протекание окислительно-восстановительных реакций алюминия в стекле возможно при меньших температурах, чем на воздухе, что связано с растворением оксидной пленки с поверхности алюминия. Металлические компоненты в связках такого типа должны хорошо смачиваться стеклом, в противном случае их частицы будут агломерироваться при застывании стекла. Распространено применение с этой целью нихромов различных составов.

Стеклометаллические и керамические материалы нашли применение в качестве связок алмазно-абразивного инструмента, предназначенного для резки стекол. Перспективно использование такого инструмента с cBN в качестве абразива при обработке закаленных сталей. Однако он может работать только при водяном охлаждении и небольших скоростях поперечной подачи, что связано со схватыванием связки с обрабатываемым материалом.

В качестве абразива в инструментах на керамических связках часто кроме алмазов и cBN используют электрокорунд или карбид кремния. В случаях, когда технология требует высокотемпературной обработки связки (1000 – 1500 °C) применение алмазов или cBN исключается вследствие их перехода в стабильные модификации с гексагональной кристаллической решеткой.

Компактирование инструментов на керамических связках может проходить как за две операции, так и за одну. В первом случае порошковая смесь из алмазов и материалов связки с концентрацией алмазов от 75 до 150 (18,75 и 37,5 об. %) формуется методом холодного прессования и спекается в инертной атмосфере. Во втором – компактируется методом горячего прессования при температурах около 730 °C [46]. Преимущество последнего способа заключается в существенном

сокращении времени, затрачиваемого на изготовление, и применении более низких температур. Такая технология позволяет получить инструмент с меньшей пористостью, при этом в меньшей степени стоит проблема графитизации алмазов.

1.3.3 Режущие инструменты на основе СТМ со связкой, изготовленной электролитическим методом

Данный метод позволяет изготовить режущие инструменты, в которых СТМ располагаются в одном слое.

Изготовление алмазосодержащего слоя начинается с укладывания зерен СТМ на жестком или гибком каркасе будущего инструмента, нерабочая сторона которого покрывается лаком [36] или парафином [47]. Затем заготовка опускается в электролит, в котором при пропускании тока через водные растворы солей происходит осаждение металлического покрытия с достаточной толщиной для прочного удержания алмазов. Наиболее часто в качестве материала покрытия используется никель [36], но также могут применяться сплавы никеля с кобальтом и/или марганцем. Доказано [48,49], что использование данных легирующих добавок позволяет улучшить смачивание алмазов и за счет этого повысить износостойкость и производительность инструмента. Эти металлы наносятся одновременно из растворов сульфатов в строго определенных условиях. Для лучшей адгезии предварительно на корпус инструмента наносят покрытие соответствующего сплава. Для изготовления инструментов таким способом требуется высокая чистота алмазов от металлических примесей, чтобы не допустить их разрушения в процессе электролитического осаждения.

Чаще всего в качестве материала для электролитической связки режущего инструмента используют никель и сплавы на его основе [50-54]. В работе [55] показана возможность получения электролитических покрытий на основе кобальта на алмазных инструментах с различными свойствами за счет изменения параметров процесса электроосаждения. Варьирование плотности тока от 1 до 14 А/дм² позволяет уменьшить размер зерна связки в 10 раз (до 20 нм). Применение

нанокристаллических связок приводит к значительному уменьшению их износа в процессе резки [56,57] и, таким образом, увеличению срока службы инструмента.

В производстве инструментов из СТМ применяют оба известных в гальванотехнике метода – гальваностегию и гальванопластику. При гальваностегии тонкие покрытия прочно соединяются с металлическим корпусом инструмента во время электрохимического осаждения.

Гальванопластику используют в основном для изготовления инструментов сложной формы. Она заключается в копировании формы изделий. Технологический процесс изготовления инструмента методом гальванопластики включает следующие операции: изготовление корпуса, подготовку корпуса к покрытию, очистку алмазов от примесей, нанесение алмазоносного слоя, контроль качества.

Рабочий слой наносят на корпус инструмента в две стадии. Вначале на предварительно подготовленную поверхность корпуса, на которой располагаются частицы СТМ, осаждается слой металла, производят прикрепления зерен, а затем в другой ванне их закрепляют, нанося еще один слой металла. При закреплении толщина осажденного слоя составляет $1/5$, а при заращивании – не менее $2/3$ размера зерна основной фракции порошка СТМ.

Одна из первых областей применения алмазных инструментов с рабочим слоем, нанесенным гальваническим методом, - стоматология [58]. В настоящее время такие инструменты используются для резки, измельчения, бурения, профильной резки, полирования, суперфиниширования стекла, фарфора, карбидных материалов, огнеупоров, пластиков и пр [59].

1.3.4 Металлические связки для режущего инструмента на основе СТМ

В настоящее время две трети от всех производящихся алмазных инструментов приходится на эту группу [59]. Термин «металлическая связка» подходит и для изделий со связкой, изготовленной гальваническим способом, но исторически сложилось так, что это название применяется для инструментов, произведенных спеканием или горячим прессованием, то есть методами порошковой металлургии.

Выбор материала для металлической связки (матрицы) режущего инструмента на основе СТМ основывается на двух принципах: связка должна обладать высокой прочностью алмазоудержания и изнашиваться примерно с такой же скоростью, как и зерна СТМ. Связка должна подбираться исходя из того, насколько высока твердость шлама обрабатываемого материала. Если матрица недостаточно твердая, она будет изнашиваться значительно быстрее, чем СТМ, что приведет к их преждевременному вырыву из рабочего слоя инструмента. Если связка слишком изнosoустойчива, верхний слой алмазов разрушится в процессе резания раньше, чем будут вскрыты нижележащие слои. В таком случае происходит «заполировывание» инструмента.

При обработке твердых и плотных материалов получается мало стружки или шлама, износ связки при этом невелик. Как правило, металлическая матрица сильно изнашивается при резке абразивных и пористых материалов, когда образуется большое количество продуктов износа.

Прочность алмазоудержания является крайне важной характеристикой связок. Она зависит от многих факторов, в том числе от свойств материала и условий резания.

Закрепление зерен СТМ в связке может быть механическим или одновременно механическим и химическим. Потенциальная удерживающая способность материала матрицы может быть оценена по его пределу текучести [34,60]. Значение вырывающей силы зависит не только от пластической деформации в прилегающих к зернам СТМ областях, но и формы этих абразивных зерен, определяющих концентрацию напряжений в материале.

Хотя в большинстве режущих инструментов удержание зерен СТМ является чисто механическим, значительное количество работ посвящено разработке инструментов, в которых закрепление абразивных частиц в связке происходит за счет химического взаимодействия [61-63]. Для этого в матрицу добавляют карбидообразующие элементы, если в качестве СТМ используются алмазы, или боридо- и нитридообразующие элементы, если применяется cBN. В некоторых случаях эти компоненты могут плавиться при температуре горячего прессования,

хорошо распределяться в объеме материала и обволакивать алмазы [64]. В зависимости от их концентрации в связке увеличивается доля промежуточного карбидного слоя (боридного или нитридного для cBN). Повышая содержание карбидообразующих элементов, можно достичь непрерывности промежуточного слоя на поверхности зерен СТМ. Если карбидный подслои имеет слишком большую толщину, то он из-за своей хрупкости снизит прочность всего композита. Кроме того, в результате образования слишком широкого карбидного слоя возможна сильная деградация алмазов.

Обычно карбидообразующие элементы (например, хром, вольфрам или их сплавы) вводятся в состав связки в твердом состоянии, в виде порошка [65-67]. При их использовании возникает проблема дополнительной обработки порошковых смесей перед горячим прессованием, а также защита графитовых пресс-форм, так как данные элементы могут прореагировать с углеродом из пресс-формы, что приведет к ее быстрому разрушению. Добавка карбидообразующих элементов, как в случае введения хрома в сплавы на основе кобальта, может привести к увеличению пористости (эффект Киркендалла) или к появлению нежелательных хрупких интерметаллидов [66].

Процессами производства алмазосодержащих сегментов также определяется степень деградации алмазов. Качество зерен СТМ в конечном продукте зависит от температуры процесса и химического состава матрицы. Твердость синтетических алмазов начинает падать при применении температур выше 800 °С. Из-за присутствия металлических примесей свойства алмазов резко падают при температурах выше 1000 °С. Следовательно, для связок алмазных инструментов не подходят порошковые смеси, требующие температуры горячего прессования около 1100 °С.

Графитизация алмазов может происходить вне зависимости от того, природные они, или синтетические. Этот процесс начинается примерно при 700 °С. Очевидно, что доля алмаза, превратившегося в графит, должна быть минимальной, иначе уменьшится ресурс режущего инструмента. Чем меньше размер используемых зерен СТМ, тем сильнее будет влияние процесса графитизации на их свойства. Как

правило, доля алмаза, превратившегося в графит, растет с увеличением температуры и продолжительности горячего прессования. При контакте с металлами, хорошо взаимодействующими с углеродом, например, титаном, хромом, молибденом, превращение алмаза в графит проходит быстрее и приводит к снижению ресурса инструмента [68,69].

Важным фактором при выборе материала связки является температура, необходимая для его горячего прессования. Чем выше температура, тем выше потребление расходных материалов, износ оборудования и, следовательно, цена произведенного инструмента.

Связки на основе кобальта.

Кобальт и его сплавы широко используются как материалы для связки режущего инструмента на основе СТМ. Кобальтовые сплавы производятся в виде порошков с широким ассортиментом гранулометрического состава, формы частиц, химической частоты и т.д. Методом горячего прессования данные материалы могут быть скомпактированы до почти беспористого состояния при относительно низкой температуре и давлении. Кобальтовые сплавы лучше всего удерживают алмазы благодаря высоким значениям предела текучести и ударной вязкости, имеют достаточно высокую стойкость к абразивному износу.

В алмазных инструментах с кобальтовой матрицей отмечается высокая адгезия алмазов. В результате при разрушении сегментов образующиеся трещины проходят внутри самой матрицы, а не по границе связка-алмаз [70]. При нагреве алмазоносного сегмента до температуры горячего прессования возможно образование на поверхности кристаллов СТМ карбидов кобальта, графита и фазы твердого раствора углерода в кобальте. В результате взаимодействия с кислородом и приложения высоких температур поверхность алмаза графитизируется, часть образовавшегося углерода образует с кобальтом твердый раствор.

Добавка олова в связку для снижения температуры компактирования замедляет процессы образования графита и твердого раствора углерода в кобальте [70]. Это

происходит из-за окисления олова, связывающего, таким образом, кислород. Карбид кобальта при взаимодействии алмазов с кобальтовыми связками с добавкой олова не образуется. За счет введения олова в кобальтовые (или на основе кобальта) связки можно повысить ее механические свойства [71]. Так, например, добавкой 11 % олова достигается повышение твердости связки на 35 % вследствие образования твердого интерметаллида Co_3Sn_2 . На кобальтовые сплавы олово оказывает такой же эффект, так как образует интерметаллиды и с другими материалами связок – с медью и железом.

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что микроструктура, фазовый состав, твердость, прочность, пластичность, износостойкость горячепрессованных кобальтовых сплавов сильно отличаются в зависимости от вида использованного порошка и режимов горячего прессования [72-76]. Ключевые факторы, определяющие выбор исходного материала, - средний размер частиц, вид и содержание примесей.

Размер частиц порошка, из которого изготавливается связка, влияет на температуру, необходимую для компактирования, и в итоге определяет степень деградации зерен СТМ в процессе горячего прессования.

Для достижения беспористого состояния большинство кобальтовых сплавов производят, применяя давление прессования 30-35 МПа, выдержку при максимальном давлении 2-3 минуты и температуры 700-900 °С. Как правило, чем крупнее порошок, тем труднее устранить остаточную пористость. После горячего прессования при 1000 °С заготовок из крупного порошка кобальта в материале остается 4-5 % пор, что заметно ухудшает механические свойства продукта.

В практике производства инструментов кобальтовые порошки мельче 3 мкм замешиваются с небольшим количеством бронзы, которая способствует уплотнению и делает связку пригодной для обработки неабразивных материалов.

Большинство кобальтовых порошков производятся химическими методами [76,77]. Химические, физические и технологические характеристики продукта зависят от чистоты сырья и технологии. Такие примеси, как кислород и сера (в виде оксидов и сульфидов магния, кальция, натрия и т.д.) оказывают влияние на развитие

микроструктуры при нагреве, таким образом изменяя свойства компактированного материала. Оксиды препятствуют рекристаллизации, удерживая границы зерен. Чем выше содержание оксидов в порошке, тем меньше будет изменяться размер зерен с ростом температуры. Рекристаллизация в материале не проходит при температурах, превышающих температуры горячего прессования, в результате сохраняется высокая твердость и прочность изделия при уменьшении пластичности.

Примеси серы существенно охрупчивают кобальтовые сплавы, даже если их содержание 50-60 ppm [78]. Сера также ускоряет рост зерен при температурах выше 877 °С из-за образования жидкой фазы, проникающей к границам зерен и способствуя их перемещению.

В гидрометаллургических процессах в кобальт добавляются органические компоненты, препятствующие росту зерен и агломерации частиц [79]. Данный органический материал, кроме того, образует подслой на поверхности частиц, защищающий от окисления, если порошок хранится на воздухе. В процессе горячего прессования эта присадка легко отгоняется, остается материал свободный от примесей.

Если исходные порошки загрязнены магнием, кальцием, натрием или другими элементами, образующими термодинамически стабильные оксиды и сульфиды, то после горячего прессования материалы будут обладать мелкодисперсной структурой, и не будут чувствительны к примесям серы.

Низкокобальтовые и бескобальтовые связки

Прекращение Заиром в 1990-х годах поставок вызвало сильный рост цен на кобальт и сделало его дефицитным материалом [80]. Неопределенная ситуация с африканским кобальтом заставила производителей алмазных инструментов искать альтернативные, более экономичные составы связок. Тщательные исследования данной проблемы привели к появлению различных сплавов, где кобальт частично заменен другими металлами либо не используется совсем [81-83]. При этом для

того, чтобы получить материал с близкими к кобальту свойствами, подвергается изменениям технология производства.

В таблице 1 приведены составы и некоторые характеристики сплавов, являющихся альтернативами кобальту в производстве связок для алмазного инструмента.

Таблица 1 – Химический состав и средний размер частиц промышленно выпускаемых материалов связок

Марка	Химический состав, масс. %				Ср. размер	Производитель
	Fe	Cu	Co	Прочие		
Cobalite 601	70	20	10	-	4,9	Umicore
Cobalite HDR	66	7	27	-	6-7	
Cobalite CNF	68,4	26	-	Sn-3, W-2, Y ₂ O ₃ -0,6	2	
Next100	26	50	24	-	0,8-1,5	Eurotungstene
Next200	15	62	23	-	0,8-1,5	
Next300	72	3	25	-	4	
Next900	80	20	-	-	3	

Производители режущих инструментов из СТМ стремятся заменить кобальт в связках на другие материалы и из-за его токсичности [84]. Есть исследования, посвященные замене кобальта даже в связках Next100 [85]. Для изготовления матрицы для сегментов в алмазных ОСК была использована порошковая смесь состава, аналогичного Next100, но кобальт в ней был полностью заменен ниобием. Несмотря на снижение механических свойств связок, по эксплуатационным характеристикам инструменты на ее основе вне зависимости от концентрации СТМ, наличия на них покрытия, близки к инструментам на связках Next100.

Если не принимать во внимание составы, предназначенные для изготовления инструментов методом инфильтрации, то добавки к кобальту или его альтернативам подбираются так, чтобы компактирование до беспористого состояния проходило при меньших давлении и температуре горячего прессования и чтобы повысить прочность алмазоудержания. Связки можно легировать различными компонентами с целью повысить или понизить износостойкость, в зависимости от того, насколько абразивный материал предполагается обрабатывать данным инструментом. Для этих целей широко применяются железо, медь, олово, бронзы, вольфрам, карбиды вольфрама и никелевые сплавы.

Железо может активно взаимодействовать с алмазами при температурах горячего прессования из-за растворимости углерода в аустените. Тем не менее, некоторое количество железа в связке повышает пластичность и предел текучести [86,87]. Выпускается большое количество порошков железа разного химического и гранулометрического состава, но в производстве алмазных инструментов обычно применяются особо мелкие марки, например, порошок железа, восстановленный из пентакарбонила [88].

Добавки меди, олова или предварительно сплавленной бронзы обычно способствуют усадке и понижают стойкость связки абразивному износу. При температуре спекания или горячего прессования олово и бронза расплавляются. Количество жидкой фазы, даже если она исчезает в процессе нагрева, должно быть небольшим, чтобы не изменялась форма частиц порошка связки. В многокомпонентных системах на конечные свойства продукта сильно влияют диффузионные процессы, поэтому для хорошей воспроизводимости результатов должен осуществляться контроль над скоростью нагрева, и продолжительностью нагрева и температурой.

В настоящее время производятся связки на основе меди или бронзы. Свойства получаемых связок сильно различаются из-за особенностей формования и спекания различных видов бронз.

Вольфрам – один из самых твердых материалов, используемых в качестве добавок к связкам. Вольфрам обладает высоким сродством к углероду, поэтому в процессе производства инструмента вокруг алмазных зерен образуется тонкий слой карбида вольфрама. Карбид вольфрама не распадается при охлаждении, и наносит меньше ущерба алмазам [89]. За счет этих свойств повышается прочность удержания (механического и химического) зерен СТМ в связке.

Для горячего прессования инструментов используется мелкий порошок вольфрама, для их изготовления методом инфильтрации – более крупный.

Карбид вольфрама иногда вводят в матрицу для повышения ее износостойкости. Производится много видов порошка карбида вольфрама, которые отличаются по химическому составу, размеру и форме частиц, микроструктуре. Традиционный способ производства порошка карбида вольфрама – науглероживание вольфрама при высоких температурах в защитной атмосфере [90]. Получаемый таким способом порошок является поликристаллическим материалом с развитой формой частиц и большой межчастичной пористостью [91]. Такой карбид вольфрама обладает низкой текучестью и формуемостью.

Так называемый макрокристаллический карбид вольфрама – это плохо агломерирующийся порошок, полученный алюмотермическим способом, который заключается в выращивании кристаллов из вольфрамового сырья путем самоподдерживающейся экзотермической реакции [92,93]. Таким методом получают многогранные частицы, которые могут быть на один-два порядка крупнее частиц, произведенных науглероживанием.

Промышленный макрокристаллический порошок карбида вольфрама доступен в широком диапазоне размеров от 1,2 до 420 мкм. Благодаря хорошей смачиваемости, текучести и уплотняемости такой вид порошка подходит для производства изделий методом инфильтрации.

В качестве добавок для связок также используются двухфазные эвтектические порошки WC/W₂C. Данные материалы производятся измельчением литых изделий или спеканием в вакууме [94]. Порошок WC/W₂C находит применение в тех же областях, что и макрокристаллический WC. Несмотря на идентичность химического

состава, порошки, приготовленные спеканием в вакууме, изотропны, химически более однородны и обладают меньшей пористостью.

Крупные частицы эвтектического WC/W₂C используются для увеличения износостойкости связки, мелкие лучше подходят для горячего прессования режущих инструментов.

Для повышения износостойкости при обработке абразивных материалов в связку можно добавлять предварительно сплавленные порошки сложного состава на основе никеля. Для этого назначения разработаны и промышленно выпускаются множество сплавов состава Ni-Cr-Si-Fe-B-C, полученных диспергированием [95]. Эти порошки имеют сферическую форму и средний размер меньше 150 мкм.

Легирование связки этим сплавом позволяет увеличить износостойкость связки, однако, в меньшей степени, чем добавка карбида вольфрама. Но всё же они нашли применение благодаря низкой стоимости, относительно низкой плотности. Сплавы Ni-Cr-Si-Fe-B-C становятся вязкими при повышенных температурах и не ухудшают формуемость материала матрицы.

В качестве легирующей добавки для связок успешно применяются редкоземельные металлы. Введение до 2 % редкоземельных металлов позволяет увеличить твердость различных матриц (на основе бронзы, железа и бронзы, железа, кобальта и бронзы) благодаря активации процесса спекания и получения материала с меньшей пористостью при использовании той же технологии [96-98].

Кроме перечисленных добавок в практике производства режущих инструментов на основе СТМ применяются карбонильный никель, диспергированные порошки инструментальной стали, марганец, никеле-марганцовистые бронзы, титано-оловянистые бронзы, цинк, свинец, молибден, бор, алюминий и хром [99-102].

1.4 Наномодифицирование металлических связок

Дисперсное упрочнение связок режущих инструментов является весьма перспективным подходом, позволяющим повысить служебные характеристики

инструмента (ресурс, алмазоудержание), лишь в незначительной степени меняя состав и технологическую схему изготовления. Тем не менее, в современной литературе описывается применение данного метода, как правило, только для инструментов на органических связках. Небольшое количество работ, посвященных дисперсному упрочнению связок, касается лишь алмазных режущих инструментов [103-105]. Дисперсное упрочнение связок для повышения механических свойств и прочности удержания абразивных зерен cBN в связке в настоящий момент исследовано недостаточно широко.

Упрочнение при наномодифицировании осуществляется за счет сопротивления некогерентных матрице тонкодисперсных частиц упрочняющей фазы движению единичных дислокаций или мощных дислокационных образований, например, границ зерен и субзерен. Границы зерен и субзерен, блокированные дисперсными частицами, сами по себе также являются препятствиями движущихся дислокаций. Поэтому механизм субструктурного упрочнения дисперсно-упрочненных материалов может проявляться иначе, чем в обычных металлах и сплавах [106].

Механизм упрочнения дисперсно-упрочненных материалов при введении в матрицу элементов, растворимых в ней, будут традиционными – за счет повышения трения в решетке. Однако проявления данного механизма в присутствии дисперсных частиц имеют свои особенности. В таком случае эффект упрочнения складывается как из торможения частицами дислокаций, так и за счет растворения в матрице легирующих элементов.

В дисперсно-упрочненных материалах перерезание частицы дислокациями энергетически возможно только в случае ее когерентности матрице. В случае некогерентных частиц энергия поверхности раздела, образующейся при перерезании со смещением на одно межатомное расстояние, соизмерима с энергией высокоугловых границ. Поэтому при упрочнении металлических матриц некогерентными частицами наиболее вероятен их обход дислокациями.

Большинство исследований механизмов упрочнения металлов некогерентными недеформируемыми частицами основываются на модели, предложенной Орованом [107]. Согласно данной модели обход частиц дислокациями осуществляется в

плоскости скольжения с генерированием вокруг частиц новых дислокационных петель. При движении краевой дислокации по механизму скольжения под действием внешней нагрузки ей приходится преодолевать периодически изменяющееся поле напряжений. Если расстояние между частицами намного больше их радиуса, то дислокация может прогибаться и преодолевать частицы по механизму Франка–Рида.

Для осуществления элементарного акта микропластического течения сегмент дислокации должен вытянуться до радиуса кривизны, равного половине расстояния между частицами. Сегмент может расширяться и позади пары частиц, оставляя дислокационную петлю.

Высокие механические свойства дисперсно-упрочненных материалов обусловлены запасенной энергией деформации, представляющей собой в основном энергию дислокационных субграниц. Определено, что если максимум запасенной энергии определяет максимум прочности, то максимального повышения прочностных характеристик можно ожидать при введении в матрицу 15 % частиц. Но в реальных условиях из-за влияния дисперсных частиц на формирование субструктуры, взаимосвязь оптимума механических свойств с объемной долей упрочняющих частиц имеет сложный характер.

Дальнейшие теоретические работы, посвященные дисперсно-упрочненным материалам, привели к уточнению и дополнению теории Орована на основе учета дополнительных факторов, влияющих на начальное напряжение течения. В общем случае кристалл, содержащий дисперсные частицы и не подверженный внешним нагрузкам, так или иначе характеризуется некоторым уровнем остаточных напряжений, который может быть связан с разницей коэффициентов термического расширения матрицы и частиц, конденсацией вакансий на частицах и т. д. В работе [108] утверждается, что основной причиной деформации решетки матрицы является отрицательная кривизна ее поверхности на границе с упрочняющей частицей. Связанное с кривизной давление направлено в сторону матрицы и образует у частицы поле напряжений со сферической симметрией тем больше, чем мельче частица. Наличие поля напряжений позволяет дислокациям удерживаться на некотором расстоянии от частиц и, таким образом, увеличивать их эффективный

диаметр, что приведет к уменьшению межчастичного расстояния в плоскости скольжения.

Второе уточнение модели Орована основано на учете зависимости энергии дислокации от угла между вектором Бюргерса и касательной к дислокационной линии. Ориентационная зависимость линейного натяжения приводит к тому, что при выгибании дислокации между частицами на нее действуют два напряжения – внешнее и связанное с кривизной дислокационной линии. Результирующая двух сил определяет конфигурацию выгнувшейся дислокации. Учет взаимодействия между двумя соседними выгнутыми петлями позволил сделать предположение о том, что конфигурация метастабильного равновесия дислокационной линии приближается к эллиптической полупетле.

Трансляционное скольжение дислокаций является не единственным механизмом преодоления ими препятствий. В работе [109] указывается возможность обхода дислокациями включений в результате поперечного скольжения. При краевом скольжении краевые дислокации образуют винтовые сегменты. При локальном напряжении, достаточном для перехода части дислокации в плоскость поперечного скольжения, на дислокации образуются ступеньки, петли выгибаются и аннигилируют, образуя призматические петли позади частицы. В случае винтовой дислокации, совершающей поперечное скольжение, из ступенек вытягиваются два диполя, также образующие призматические петли. Различие состоит в том, что для краевых дислокаций призматические петли образуются только с той стороны частицы, с которой дислокация приближается к ней, тогда как для винтовых – равное число дислокаций образуется на любой стороне частицы.

В настоящее время накоплен большой фактический материал по упрочнению однокомпонентных металлических матриц дисперсными частицами.

Медь является одним из наиболее распространенных материалов, применяемых в промышленности. Она ценится как отличный проводник тепла и электричества, обладает высокой коррозионной стойкостью, ее достаточно легко обрабатывать для получения готовых изделий. Однако в чистом виде медь обладает относительно невысокими прочностными свойствами, сопротивлением ползучести.

Поэтому для расширения областей применения меди и сплавов на ее основе ее часто модифицируют дисперсными частицами, что оказывает положительное влияние на ее свойства. Известно, что дисперсное упрочнение меди часто применяется в тех случаях, когда необходимо повысить жаропрочность, практически не изменяя электропроводности и теплопроводности. Упрочнение медной матрицы 2% Al_2O_3 позволяет сохранить достаточно высокие механические свойства материала вплоть до предплавления температур [110]. Также добавка наночастиц Al_2O_3 позволяет повысить сопротивляемость меди абразивному износу. Как показано в работе [111], в результате модифицирования медной матрицы Al_2O_3 (до 15 масс.%), износ при трении на абразивных карбидокремниевых кругах уменьшается в 2-2,5 раза в зависимости от приложенного давления. Также упрочнение наноразмерными включениями Al_2O_3 позволяет увеличить предел прочности на сжатие меди и ее трибологические свойства [112].

Эффективно использование TiB_2 в качестве упрочняющей фазы в медных сплавах. В таком случае, как правило, изготовление композиционного дисперсноупрочненного материала происходит не после смешивания порошков меди и TiB_2 в необходимых пропорциях. Модифицирующие частицы образуются непосредственно в матрице в результате охлаждения расплава Cu-Ti с добавкой углерода и оксида бора [113], либо при распылении смеси расплавов Cu-3.8 масс.\%Ti and Cu-1.2 масс.\% B [114]. Модифицирование медной матрицы частицами TiB_2 позволяет увеличить прочность на изгиб и твердость почти на 50 %. Идентичный эффект наблюдается при дисперсном упрочнении меди частицами TiC [115].

Также высокое распространение получили композиционные материалы на основе меди, упрочненные углеродными нанотрубками, фуллеренами, наноалмазами [116]. Данные упрочнители помимо высокой твердости и модуля Юнга, что является одним из основных требований к дисперсной фазе, являются отличными проводниками тепла и электричества. Таким образом, их использование позволяет повысить прочность материалов на основе меди без потери других ценных свойств.

Дисперсноупрочненные никелевые сплавы являются одними из самых распространенных жаропрочных сплавов и уже давно используются в авиастроении, турбостроении, химическом машиностроении и других отраслях, благодаря комбинации высоких механических свойств, в том числе при высоких температурах, стойкости к коррозии и окислению, технологичности. Как правило, чистый, нелегированный никель не используют в качестве матриц. Эффект дисперсного упрочнения более очевидно проявляется при использовании никелевых сплавов. Особенно это заметно при сопоставлении их прочности при комнатной и умеренных температурах [117].

Никелевые сплавы могут применяться при температурах до 1200 °С, а кратковременно – даже до 1300 – 1350 °С. Данные температуры являются пределом для стареющих сплавов, так как при таких условиях они быстро начинают разупрочняться. Поэтому первые попытки упрочнить никелевые сплавы тонкодисперсными некогерентными частицами проводились с целью приблизить их эксплуатационный уровень к сплавам на основе тугоплавких материалов.

При температурах около 1200 °С растворимость азота и углерода в никеле составляет 0,3-0,4 %, а кислорода – всего 0,01% [106]. На основании этого в ранних исследованиях в качестве упрочнителей для никелевых сплавов были выбраны тугоплавкие оксиды. В первых дисперсно-упрочненных сплавах на никелевой основе в нашей стране стали использовать ThO_2 . Но в силу его токсичности и нетехнологичности он вскоре был вытеснен другими материалами, например оксидами гафния, циркония, титана или алюминия. Применение тугоплавких оксидов в качестве упрочняющей фазы является хорошо зарекомендовавшим себя методом повышения прочности, жаропрочности и жаростойкости никеля.

В настоящее время значительно увеличилось разнообразие дисперсно-упрочненных никелевых сплавов. В качестве упрочнителя стали использовать тугоплавкие карбиды и нитриды, например, SiC , Si_3N_4 . Композиты Ni/SiC применяются для повышения износостойкости трущихся деталей, для изготовления форм для литья [117]. Оценить истинный вклад частиц и волокон SiC в повышение свойств никеля непросто из-за того, что химическое взаимодействие между ними

происходит уже при температуре 450 °С [118]. Проблема потенциального взаимодействия матрицы с частицами тугоплавких карбидов успешно решается нанесением на них покрытия Al_2O_3 [119,120]. Плакированные частицы SiC не взаимодействуют с матрицей и, при равномерном распределении, позволяют повысить прочность композиционного материала.

Использование защитных покрытий не является обязательным подходом для предотвращения взаимодействия углерода с никелем матрицы в процессе изготовления композита. В работе [121] показано, что на границе раздела никелевой матрицы и углеродных нанотрубок, являющихся упрочнителем, отсутствуют возможные продукты реакции.

Кобальт является ближайшим аналогом никеля, поэтому при разработке кобальтовых дисперсно-упрочненных сплавов используются те же принципы, что и для никелевых [106]. Одной из первых упрочняющих добавок для кобальтовых сплавов стал оксид тория. Впоследствии после ряда исследований он был частично заменен оксидом циркония. В общем, кобальтовые дисперсно-упрочненные сплавы по прочности, в том числе при высоких температурах, не имеют преимуществ перед никелевыми сплавами. Кроме того, применение сплавов на основе кобальта ограничивается его дефицитностью, дороговизной и возможностью токсического воздействия на организм человека. Поэтому в чистом виде кобальт практически не используется в качестве матриц композиционных материалов, но в сплаве с никелем, хромом и другими элементами перспективен для некоторых целей, например, в авиастроении.

При создании композиционных дисперсно-упрочненных материалов на основе железа также необходимо учитывать тот факт, что растворимость углерода и азота в γ -железе достаточно высока, тогда как растворимость кислорода в γ -железе составляет всего 0,03 %, а в α -железе – 0,01 %. В связи с этим железо должно эффективно упрочняться дисперсными частицами тугоплавких оксидов.

Оксид алюминия был одной из первых добавок, вводимых в железо и сплавы на его основе для повышения механических свойств [106,122]. Для получения порошковых смесей с равномерно распределенными в объеме компонентами

проводилось термическое разложение солей с последующим селективным восстановлением в водороде. Эффект упрочнения наблюдался в компактных материалах при концентрациях Al_2O_3 до 6,2 %. При таком содержании Al_2O_3 было отмечено максимальное значение предела прочности на изгиб – на 25 % выше, чем у чистого железа. Так же эффективно и дисперсное упрочнение частицами Al_2O_3 легированных сталей [123].

Среди всех частиц тугоплавких карбидов большее влияние на механические свойства железа оказывает SiC [124], что связано с их высокой твердостью, вязкостью разрушения, а также незначительным взаимодействием с матрицей. Высокими свойствами обладают и композиты упрочненные наночастицами WC [125,126]. Такие материалы характеризуются высокой стойкостью (в 3 раза выше, чем у чистого железа или чугуна) к абразивному износу. Упрочнение достигается и введением частиц Cr_3C_2 , TiC , $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, но эффект от их введения ниже.

1.5 Получение пересыщенных твердых растворов металлов методом механического легирования

Механическое легирование или механохимический синтез является высокоэнергетическим процессом, позволяющим получать большое количество равновесных и неравновесных твердых растворов или химических соединений из порошковых материалов, не используя при этом высоких температур.

Данный метод синтеза материалов имеет множество преимуществ. В качестве исходных материалов могут быть использованы различные вещества, в том числе не взаимодействующие друг с другом, согласно диаграммам состояния, например, система W-Cu . Можно легко менять параметры процесса в зависимости от ожидаемого результата – состава или структуры получаемого материала. Данный метод позволяет достаточно просто, не применяя сложное оборудование, получать аморфные и нанокристаллические материалы.

Первыми установками для осуществления механического легирования были аттриторы. Их применение началось с 1970-х гг. Рабочими телами в аттриторах

являются шары, они приводятся в движение лопастями, закрепленными на вращающемся валу. Установки данного типа не могли обеспечить высокую энергонапряженность для прохождения механохимических процессов с высокой скоростью и обладали невысокой производительностью. В настоящее время механическое сплавление металлов, как правило, проводится в высокоэнергетических шаровых планетарных центробежных мельницах, работающих по принципу гравитационного измельчения, которое реализуется за счет взаимодействия двух центробежных полей.

Вне зависимости от аппаратного оформления процесса процесс механической обработки порошка можно представить как сочетание трехосного нагружения и сдвиговой деформации на контактах между частицами твердого вещества. Воздействие на вещество носит импульсный характер, то есть химические процессы происходят в твердом веществе не в течение всего пребывания в измельчительном аппарате, а только в момент удара и еще некоторое время после, в период релаксации поля напряжений. Каналами релаксации могут быть образующиеся новые поверхности, увеличение концентрации дислокаций, выделение тепла и, наконец, химические реакции.

Механическое легирование как метод получения новых материалов обладает недостатками. Самый очевидный – загрязнение целевого продукта материалом мелющих тел, а также продуктами взаимодействия компонентов реакционной смеси с атмосферой, в которой происходит обработка. Тем не менее, данный метод позволяет успешно получать прекурсоры для термического синтеза, прекурсоры для спекания, высокореакционные системы для химического взаимодействия с внешним реагентом, а также порошковые смеси, предназначенные для дальнейшего изготовления из них дисперсионно твердеющих материалов [127].

Многочисленные экспериментальные данные, описанные в литературе, показывают, что для систем из двух и более металлов, взаимодействующих друг с другом и имеющих близкие по размеру атомные радиусы, возможность пересыщения в твердых растворах замещения появляется только в тех системах, где существует структурное подобие твердых растворов (и ближайших

интерметаллических соединений, если они присутствуют на диаграмме состояний), при этом концентрационная область механохимически синтезированных твердых растворов может распространяться вплоть до области гомогенности интерметаллического соединения. Для несмешиваемых в равновесном состоянии металлов значительное расширение концентрационных границ твердых растворов замещения достигается при небольшой разнице атомных радиусов исходных компонентов [127].

Твердые растворы на основе меди, никеля, железа и кобальта, полученные методом механического легирования, достаточно хорошо исследованы. Показано, что данный метод позволяет расширить границы растворимости в данных системах и увеличить степень пересыщения в твердых растворах на их основе.

Система Cu-Fe является довольно хорошо изученной. Она относится к системам с положительной энтальпией смешения. То есть данный вид систем характеризуется либо полной несмешиваемостью ни в твердом, ни в жидком состоянии, либо только незначительной высокотемпературной растворимостью одного элемента в другом с образованием твердых растворов. При содержании компонентов 50% энтальпия смешения составляет +22 кДж/моль. Одна из вероятных причин несмешиваемости этих металлов в твердом состоянии – различие их структурных типов: медь имеет решетку г.ц.к., железо – о.ц.к. Только при повышенных температурах и изменении типа кристаллической решетки железа на г.ц.к. увеличивается возможность растворения этих компонентов. Обобщая экспериментальные данные многих работ [128-133], можно сделать вывод о том, что образование монофазных порошков твердых растворов в системе Cu-Fe возможно при содержании меди от 0 до 20 % и от 40-50 до 100 %. При низком содержании меди полученный твердый раствор имеет о.ц.к. решетку, при высоком – г.ц.к. В интервале от 20 до 40-50 % Cu в данной системе не возможен синтез монофазного порошка системы Cu-Fe. Электронно-микроскопические исследования образцов составов, входящих в данный диапазон, показали, что механически легированные порошки обладают очень мелкозернистой структурой, отдельные кристаллиты произвольно ориентированы друг относительно друга и разделены большеугловыми

границами. Размер зерен составлял 4-50 нм. Структура сплавленных металлов характеризовалась двумя явно наблюдаемыми видами областей – богатыми железом и богатыми медью. Области богатые медью содержат в среднем 13,5 % железа, богатые железом – 19,3 % меди [127]. Таким образом, большое количество работ свидетельствует о том, что при механохимическом синтезе удастся получить пересыщенные твердые растворы во всей концентрационной области этой бинарной системы с большой положительной теплотой смешения, однако эти растворы имеют большую концентрационную неоднородность.

Система Cu-Co также имеет положительную энтальпию смешения. Значение энтальпии для эквиатомного состава составляет +20 кДж/моль. Медь и кобальт при низких температурах практически не взаимодействуют друг с другом. Их растворимость при температуре ниже 500 °C не превышает 0,1 %. Это объясняется отличиями их структурных типов. Кобальт при нормальных условиях имеет г.п.у. решетку, в то время, как медь – г.ц.к. Лишь при 350 – 470 °C кобальт переходит в г.ц.к модификацию. Механохимически возможно получить твердые растворы со структурой г.ц.к. во всей концентрационной области данной бинарной системы. Таким образом, очевидно превосходство данного метода получения пересыщенных твердых растворов от, например, быстрой закалки. Таким способом можно растворить до 20 масс. % Co и до 25 масс. % Cu [127].

В системе Fe-Ni атомы элементов обладают близкими размерами, но их структурные типы различны. В равновесном состоянии область монофазных о.ц.к. и г.ц.к. структур невелика, однако область их совместного существования очень значительна. За счет механической активации области существования монофазных структур может быть расширена. Существование о.ц.к. твердого раствора на основе железа возможно при концентрациях от 0 до 20% Ni. При концентрациях Ni от 30 до 100% можно получить твердый раствор с г.ц.к. решеткой, характерный для никеля. Лишь в узком диапазоне от 20 до 30% Ni находится область существования обеих данных фаз [134]. Взаимная растворимость Fe и Ni уменьшается с увеличением интенсивности обработки, что, видимо, связано с увеличением температуры процесса. Растворимость никеля в железе также уменьшается с увеличением

интенсивности обработки в связи с дестабилизацией о.ц.к. фазы из-за ее большей склонности к накоплению дефектов кристаллической структуры. Исследования процесса фазообразования и изменения макро- и микроструктуры для состава $\text{Fe}_{70}\text{Ni}_{30}$ показало [135], что образование такого сплава при механическом сплавлении происходит как путем постепенного растворения железа в г.ц.к. решетке никеля, так и путем растворения никеля в о.ц.к. решетке железа с последующим полиморфным превращением о.ц.к в г.ц.к. При этом первый путь является преимущественным. Такой характер фазовых превращений обуславливает концентрационную неоднородность формирующейся г.ц.к. фазы на промежуточных стадиях механического легирования.

В системе Fe-Co при практически равных атомных радиусах исходные элементы имеют различные структурные типы. При механическом легировании составов, содержащих до 80 % Co, образуется твердый раствор с о.ц.к. решеткой, характерной для железа. При содержании кобальта более 85 % - твердый раствор с г.ц.к. решеткой. Размеры блоков для сплавов с о.ц.к. структурой – 10-30 нм, с г.ц.к. структурой – 40-70 нм. Сплавы всех составов, полученные данным методом, характеризуются высокой дефектностью структуры, а в структуре богатых кобальтом сплавов содержится значительное количество дефектов упаковки [127].

Системы Co-Ni и Cu-Ni характеризуются полной взаимной растворимостью компонентов, поэтому проведение механического легирования для составов данных систем не приведет к появлению неравновесных фаз. Тем не менее, в ряде работ [136-138] описывается получение сплавов этих систем данным методом, так как он позволяет получить материалы с очень мелкозернистой структурой и необычными магнитными свойствами.

Исследования механического легирования в тройных системах на основе меди, железа, кобальта или никеля представляет интерес, прежде всего, для получения наноструктурных материалов с повышенными магнитными свойствами. В результате образования неравновесного твердого раствора из сплава Cu-Ni-Co с содержанием кобальта 5-10 % существенно повышается коэрцитивная сила и магнитное насыщение порошкового материала в сравнении с тем же сплавом,

изготовленным другими, традиционными методами [138]. Отжиги при температурах до 650 °С показали, что данные твердые растворы распадаются на твердый раствор Cu-Ni и фазу, богатую кобальтом. Магнитные свойства сплава с 5 % Co в результате этого существенно падали, а у сплавов с 10 % Co оставались примерно на одном уровне со свойствами порошков сразу после механической обработки. Это позволяет использовать сплав Cu-Ni-10% Co в случаях, когда требуется легкая технологичность материала, достаточно высокая пластичность и высокие магнитные свойства.

1.6 Постановка задачи

Проведенный анализ литературных данных позволяет сделать вывод о необходимости разработки эффективных режущих инструментов, предназначенных для резки сталей и чугунов на основе композиции алмазов и cBN. Благодаря выбору оптимального сочетания двух видов СТМ, в инструментах возможно повысить их долговечность за счет уменьшения влияния графитизации алмазов при взаимодействии со сплавами на основе железа и других карбидообразующих материалов на режущую способность канатных пил и ОСК. Перспективным представляется модифицирование связки для режущих инструментов на основе алмазов и cBN высокодисперсными частицами WC, ZrO₂, hBN, а также реакционно-активной добавкой Ti. Легирование связки данными компонентами позволит увеличить ее способность к удержанию зерен СТМ как за счет увеличения физико-механических свойств самой связки, так и за счет повышения адгезии в результате химического взаимодействия с алмазами и cBN. Также в работе использован метод механического легирования для изменения структуры гранул базовой связки, получения нанокристаллических материалов и пересыщенных твердых растворов в системе Cu-Fe-Co-Ni. Показано влияние видов структуры и фазового состава исходных порошков на механические свойства горячепрессованных связок.

ГЛАВА 2. ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Исходные материалы

В качестве исходных материалов в работе были использованы порошки связок для режущего инструмента марки Next100 (сплав Cu-Fe-Co) производства фирмы «Eurotungstene» (Франция). Состав данного порошка и его основные свойства приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Состав и свойства порошка Next100.

Характеристика порошка	Значение
Состав порошка, масс. %	Cu – 50 Co – 26 Fe – 24
Пикнометрическая плотность порошка, г/см ³	8,69
Насыпная плотность порошка, г/см ³	1,8
Содержание примесей	< 1 %
Средний размер, мкм	5

Также для изготовления базовой связки режущего инструмента был использован порошок никеля марки ПНК-УТЗ производства ОАО «Кольский горно-металлургический комбинат» со средним размером ~ 10 мкм, содержанием примесей менее 1 %.

В качестве реакционно-активного модификатора связки в работе был использован порошок титана марки ПТОМ со средним размером около 10 мкм и содержанием примесей 2 %.

В качестве высокодисперсных модификаторов были использованы порошки карбида вольфрама WC, оксида циркония ZrO₂ и гексагонального нитрида бора hBN. Их основные характеристики приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Основные характеристики порошков модификаторов

Вид модификатора	Средний размер частиц, нм	Удельная поверхность, м ² /г	Насыпная плотность, не более, г/см ³	Содержание примесей, %
WC	20-100	6 – 9	2,4	< 5
ZrO ₂	20-40	10 – 14	0,5	0,05 – 0,1
hBN	3000	-	0,3	< 2

Нанопорошки WC и ZrO₂ применены в данной работе, так как ранее подтверждена возможность эффективного упрочнения металлических связок на основе Co и Fe за счет их введения и, таким образом, повышения эксплуатационных характеристик режущего инструмента [139].

Целью введения частиц hBN в связку было улучшение уплотняемости при прессовании (холодном или горячем), что приводит к снижению остаточной пористости и повышению механических свойств, а также повышение износостойкости материала за счет уменьшения коэффициента трения [140,141].

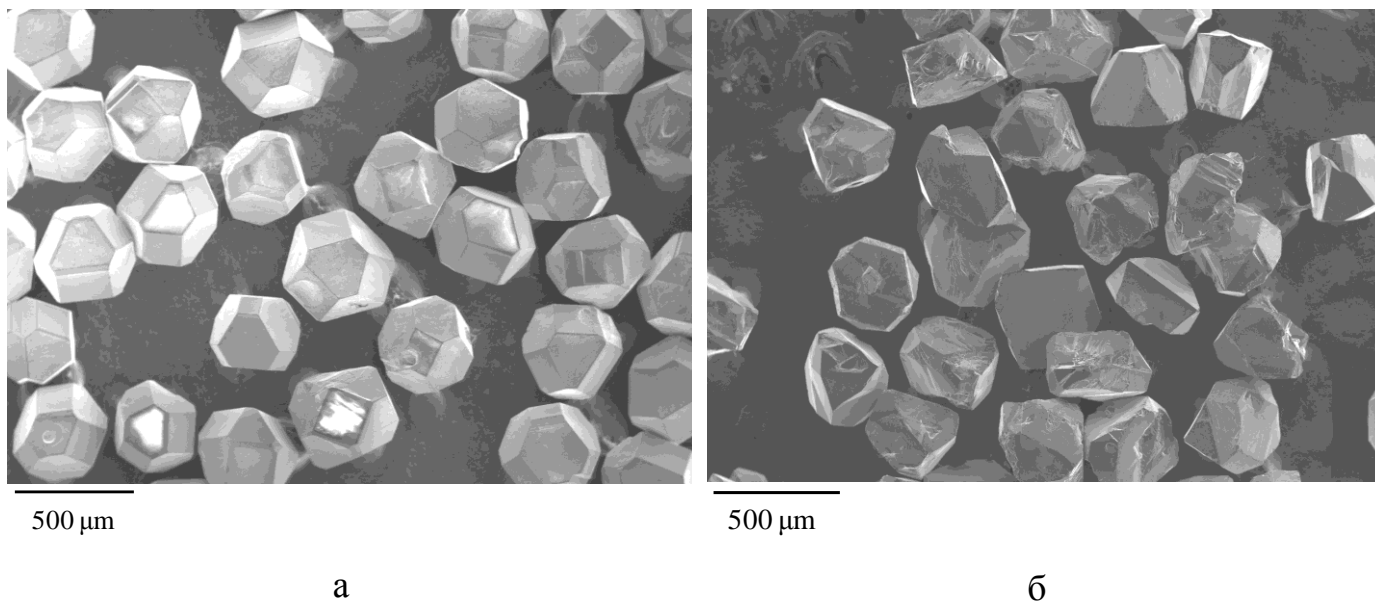
Следует отметить, что в данной работе в качестве модификатора был использован порошок hBN, в исходном состоянии превышающий размером 1 мкм и не являющийся нанопорошком. Данный вид порошка был выбран для модифицирования связок, так как из-за своей пластинчатой структуры hBN легко измельчается при механической обработке (например, при смешивании в планетарных центробежных мельницах).

Для изготовления перлин и сегментов режущих инструментов были использованы порошки СТМ:

- алмазы марки SDB1100 крупностью 40/50 mesh производства фирмы «Element Six» (Люксембург).

- cBN марки ABN 605 крупностью 40/50 mesh производства фирмы «Element Six» (Люксембург).

Форма и характер поверхности частиц СТМ, использованных при разработке инструментов, показаны на рисунке 1.



а – алмазы марки SDB1100;

б – cBN марки ABN 605;

Рисунок 1 – Порошки СТМ, использованные для изготовления режущих инструментов

2.2 Получение связок для режущего инструмента

Порошки базовых связок (не содержащие модификаторов) смешивались в планетарных центробежных мельницах (ПЦМ). Для приготовления порошковых смесей были использованы ПЦМ марки МПП-1 (ООО «ТТД», Россия) и «Активатор-2S» (ООО Машиностроительный завод "Активатор", Россия). Соотношение массы порошка к массе размольных тел составляло 1:15. В качестве размольных тел использовались стальные шары диаметром 6, 8, 10 мм. Смешивание проводили как с добавкой 10 масс. % изопропилового спирта, так и без нее.

Для оценки влияния механической обработки порошков в результате смешивания в ПЦМ на структуру, размер порошков и механические свойства полученных из таких материалов компактных образцов, порошки также смешивались в двухконусном смесителе или в шаровой мельнице в течение 1 часа. Такая продолжительность операции позволяет достичь равномерного распределения компонентов в смеси.

Механическое легирование связок осуществляли в ПЦМ «Активатор-2s» (ООО Машиностроительный завод "Активатор", Россия). Частота вращения водила составляла 900 об/мин, центробежный фактор – 120 g. Продолжительность процесса – 3, 5, 10, 15, 20 минут. В работе были использованы стальные барабаны и стальные шары диаметром 6, 8, 10 мм в качестве размольных тел. Соотношение массы порошка к массе размольных тел составляло 1:15. Барабаны заполнялись аргоном для предотвращения окисления порошка из-за нагрева и во время обработки дополнительно охлаждались водой.

После обработки порошки отделяли от шаров с помощью сита.

Холодное прессование порошковых смесей осуществляли в стальных пресс-формах различного диаметра.

Массу навески порошка рассчитывали по формуле (1):

$$G = V \cdot \gamma_{\text{адд}} \cdot k_1, \quad (1)$$

где G – масса навески смеси, кг;

V – объем спрессованного брикета, м³;

$\gamma_{\text{адд}}$ – аддитивная плотность смеси, кг/м³;

k_1 – коэффициент, учитывающий потери порошка при прессовании,

$k_1 = 0,7$.

Взвешивание порошков осуществляли с помощью лабораторных весов 2-го класса модели ВЛР-200 (с наибольшим пределом взвешивания 200 г и пределами

допускаемых погрешностей: до 25 г $\pm 0,25$ мг, 25-100 г $\pm 0,5$ мг; 100-200 г $\pm 0,75$ мг) и аналитических весов фирмы AND.

Для холодного прессования порошков был использован ручной гидравлический пресс марки П-50 с максимальным усилием 50 кН. Использованные пресс-формы были одногнездные, со сплошной матрицей, для одностороннего прессования.

Для выпрессовывания удаляли нижний пуансон, устанавливали специальную подставку с центральным отверстием и верхним пуансоном выталкивали изделие.

После выпрессовывания диаметр и высоту заготовки обмеряли микрометром с точностью 1 мкм, взвешивали и вычисляли абсолютную плотность по формуле (2):

$$\gamma_{абс} = \frac{m}{V}, \quad (2)$$

где $\gamma_{абс}$ – абсолютная плотность заготовки, г/см³;

m – масса заготовки, г

V – объем спрессованной заготовки, см³.

Относительная плотность рассчитывалась по формуле (3):

$$\theta = \frac{\gamma_{абс}}{\gamma_{адд}} \cdot 100, \quad (3)$$

где θ – относительная плотность заготовки, %;

$\gamma_{абс}$ – абсолютная плотность заготовки, г/см³;

$\gamma_{адд}$ – аддитивная плотность смеси, г/см³.

Расчет аддитивной плотности производился по формуле (4):

$$\gamma_{add} = \frac{100}{\sum(\frac{c_i}{\gamma_i})}, \quad (4)$$

где γ_{add} - аддитивная плотность образца, г/см³;

c_i -концентрация компонента в смеси, %;

γ_i - плотность компонента в смеси в виде компактного материала, г/см³.

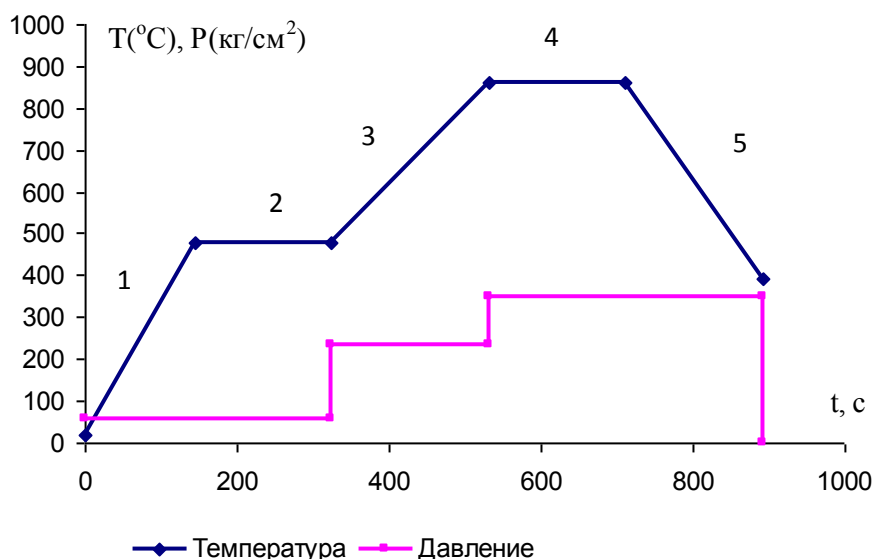
Кривые прессования порошковых смесей в диапазоне давлений от 0,1 до 10 т/см² были получены с помощью универсальной сервогидравлической машины модели LF-100KN (Walter +Bai, Швейцария). Погрешность усилия прессования для данного прибора составляла 1 % при давлениях до 1,25 т/см² и 0,5 % при давлениях от 1,25 до 10 т/см².

Брикетирование образцов перед горячим прессованием проводилось на автоматическом прессе КР-35 фирмы Dr Fritsch с весовым дозированием с точностью до 0,05 г. В прессе программно задавалась навеска и давление холодного прессования из расчета $P=2$ т/см².

Спекание спрессованных заготовок осуществлялось в вакуумной электропечи ВЭ-3-16 (ООО Фирма «Вак ЭТО», Россия) при температурах 750, 800, 850, 900 °С и выдержках 15, 30, 45, 60 минут.

Горячее прессование предварительно брикетированных заготовок проводили на горячем прессе DSP-475 («Dr. Fritsch», Австрия). Пресс-форма для горячего прессования состоит из набора графитовых пуансонов и прокладок, задающих геометрию готового сегмента. Перед сборкой графитовые пуансоны покрывают водной суспензией гексагонального нитрида бора. Для предотвращения потерь тепла на нагрев рамы пресс-форма изолируется от силуминовой рамы изолирующими пластинами. Рама с пресс-формой затягивается динамометрическим ключом с усилием 4 кг/см² и устанавливается в автоматический горячий пресс DSP-475 (Dr Fritsch).

Горячее прессование проходит по специальному режиму. График зависимости давления и температуры от продолжительности процесса представлен на рисунке 2.



1 - нагрев до температуры удаления пластификатора. $T=480\text{ }^{\circ}\text{C}$, давление 1/6 от заданного (максимального), скорость нагрева $200\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$;

2 - выдержка при $T=480\text{ }^{\circ}\text{C}$, давление 1/6 от заданного, в течение 3 минут;

3 - нагрев до температуры спекания со скоростью $100\text{--}120\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, давление 2/3 от заданного. На данной стадии осуществляется откачка воздуха встроенным вакуумным насосом и напуск азота;

4 - выдержка при $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 минут, Давление – максимальное;

5 - охлаждение до температуры ниже $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 минут, $P=350\text{ кг/м}^2$.

Охлаждение водяное.

Рисунок 2 – Зависимость изменения температуры и давления горячего прессования от времени для стандартного режима горячего прессования сегментов

2.3 Методы исследования структуры и свойств связок и рабочих сегментов/перлин

Для исследований структуры материалов были приготовлены шлифы как порошковых, так и компактных образцов.

Для изучения на оптическом микроскопе образец заливали в смолу марки Eprofix (Struers, Дания), для изучения на сканирующем электронном микроскопе – в токопроводящую смолу марки PolyFast.

Приготовление образцов осуществляли на шлифовальной машине Struers RotoPol 21. Шлифовка проводилась на карбидокремниевых бумагах с крупностью абразива 120, 220, 500, 800, 1200, 4000 mesh. Для полировки использовались алмазные суспензии с различной крупностью абразива (от 15 до 1 мкм) и оксидная суспензия марки OP-S. Шлифование проводили при приложении усилия на образец 5-10 Н, полирование – 20-30 Н. Продолжительность каждой стадии составляла 5-7 минут.

Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе «Neophot-32» с системой анализа изображений «Видео тест».

Фазовый состав, размер областей когерентного рассеяния и значения микродеформации порошковых и компактных образцов определялись по рентгеновским спектрам, сделанным на рентгеновском автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 с использованием монохроматического $\text{Co-K}\alpha$ -излучения с длиной волны 1,79021 анг. Интервал углов 2Θ , в котором проводили съемку, составлял 30 – 130 °, шаг съемки – 0,1 °, экспозиция на точку съемки 4 сек.

Полученные спектры обрабатывались с помощью специального пакета программ, разработанного в Московском государственном институте стали и сплавов [142]. Качественный фазовый анализ осуществлялся сравнением набора экспериментальных межплоскостных расстояний d/n со штрих - рентгенограммами хранящихся в банке данных фаз. Количественную оценку содержания различных фаз осуществляли методом измерения отношений интенсивностей аналитических линий.

Морфологию исходных порошков, порошковых смесей и зерен СТМ, микроструктуру композиционных гранул, компактных образцов связки и сегментов (перлин), содержащих СТМ, изучали на сканирующем электронном микроскопе «Hitachi S-3400N, оснащенный рентгеновским энергодисперсионным спектрометром NORAN. Исследования микроструктуры проводились при увеличениях от $\times 300$ до $\times 10000$. Съемку вели в поглощенных вторичных и отраженных электронах. Количественную информацию о составе фаз или структурных составляющих получали методом количественного рентгеновского микроанализа, который

проводился при ускоряющих напряжениях 5÷20 кВ. Для определения состава какой-либо фазы обычно проводилось 3÷5 независимых анализов в различных точках образца.

Исследование взаимодействия связки с зернами СТМ проводилось на установке для проведения локальной спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) с микроскопической приставкой на базе спектрометра TRIAX 552 (Jobin Yvon) и детектора CCD Spec-10, 2KBUV (2048x512) (Princeton Instruments), с notch-фильтрами для подавления возбуждающих лазерных линий.

Исследования наноструктурных образцов проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа Titan 80-300 производства фирмы «FEI» (США), оснащенном рентгеновским энергодисперсионным спектрометром Oxford INCA. Съемку проводили при увеличениях от $\times 100000$ до $\times 1200000$.

Остаточная пористость компактных образцов связок и готовых алмазсодержащих сегментов и перлин определялась методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 25281-82 [143] с помощью аналитических весов фирмы A&D (Япония).

Экспериментальные образцы взвешивали на весах, затем их поверхность покрывали вазелином и повторяли взвешивание. Затем проводили взвешивание данного образца в дистиллированной воде. Измерение массы осуществлялось с точностью 10⁻⁴ г.

Расчет плотности проводится по формуле (5):

$$\gamma = \frac{m_1 \cdot \gamma_{\text{воды}}}{m_2 - m_3}, \quad (5)$$

где m_1 – масса образца на воздухе, г;

m_2 – масса образца в вазелине, г;

m_3 – масса образца с защитной пленкой вазелина в воде, г;

– плотность воды при температуре измерения, г/см³.

Пористость рассчитывали по формуле (6):

$$\Pi = (1 - \rho/\rho_k) \cdot 100, \quad (6)$$

где ρ – плотность спечённого материала, измеренная методом гидростатического взвешивания,

ρ_k – аддитивная плотность компактного (беспористого) материала.

Твердость по Роквеллу компактных связок определялась на плоскопараллельных образцах с помощью твердомера Wolpert Rockwell Hardness Tester марки Wolpert 600 MRD (США) по шкале В (ГОСТ 20017-74).

Для определения предела прочности на изгиб проведены испытания на трехточечный изгиб на универсальной сервогидравлической машине LF-100 фирмы «Walter + bai» (Швейцария) с внешним цифровым контроллером (EDC). Определение значений предела прочности на изгиб осуществлялось с помощью программного обеспечения, позволяющего осуществлять автоматическую регистрацию и статистическую обработку результатов испытания на трехточечный изгиб (программа «DIONPro»).

Предел прочности при изгибе определяется по формуле (7):

$$\sigma_{изг} = \frac{3 \cdot F \cdot l}{2 \cdot b \cdot h^2}, \quad (7)$$

где $\sigma_{изг}$ – предел прочности при поперечном изгибе, н/мм²;

F – нагрузка, необходимая для изгиба и измеренная в момент разрушения образца, Н;

l – расстояние между осями цилиндрических опор, мм;

b – ширина образца, мм;

h – высота (толщина) образца, измеренная в направлении, параллельном приложению нагрузки, мм

2.4 Изготовление экспериментальных образцов канатных пил и ОСК

Изготовление экспериментальных образцов канатных пил и ОСК осуществлялось по технологической схеме, представленной на рисунке 3.



Рисунок 3 – Технологическая схема изготовления режущих инструментов

Приготовление порошковой смеси (в том числе с модифицирующими частицами) осуществлялось в ПЦМ марки МПП-1 по методике, приведенной в п. 2.2.

Смешивание с порошками СТМ проводили с помощью миксера марки GM 130 фирмы Dr. Fritsch. В зависимости от требуемой концентрации СТМ в инструменте подготавливались навески порошков связки и смеси алмазов / cBN. Сначала в

миксер помещалась связка, затем в нее добавляли зерна СТМ. Перемешивание осуществляется со скоростью 90 об/мин в течение 20 минут.

Смешивание связки с пластификатором проводили в том же миксере, вводя пластификатор после достижения равномерного перемешивания связки. Затем перемешивание продолжается еще в течение 10 минут.

Грануляция осуществляется в грануляторе GA-240 фирмы Dr. Fritsch производительностью от 2 до 10 кг/час. В грануляторе шихта располагается на сетке, по которой двигается нож. После продавливания через сетку, шихта падает на вращающуюся улитку, где происходит окатывание до сферы. За счет действия центробежных сил гранулы попадают в выходное отверстие, из которого они высыпаются на горячую движущуюся ленту. Температура гранул около 120°C обеспечивается керамическими нагревателями ($T=200^{\circ}\text{C}$), расположенными на высоте 6 см над лентой и самой лентой ($T=70^{\circ}\text{C}$). В результате нагрева гранул спирт испаряется, гранулы затвердевают. Размер полученных гранул составляет 1 мм.

Холодное прессование (брикетирование) перлин для канатных пил и сегментов ОСК осуществляется на прессах КР-3 и РР-35, соответственно, фирмы Dr. Fritsch. Пресс-формы для заготовок перлин/сегментов, массы навесок выбираются с учетом геометрических параметров инструмента.

Горячее прессование заготовок осуществляется согласно методике, приведенной в п. 2.2.

Техническому контролю подвергаются 3 сегмента/перлины из садки горячего прессования (за один цикл горячего прессования изготавливается 50 сегментов). Проверяется геометрия спеченного сегмента/перлины, плотность, делается излом для оценки распределения зерен СТМ. Плотность определяется методом гидростатического взвешивания. Геометрия образца проверяется с помощью штангенциркуля с точностью 0,1 мм.

Галтовка с целью очистки поверхности спеченных перлин и сегментов проводится с помощью галтовочного аппарата планетарного типа марки FT/4VT фирмы Dr Fritsch.

Установка перлин на корпус (канат) производилась вручную, после чего поверхность каната заливалась полиуретаном.

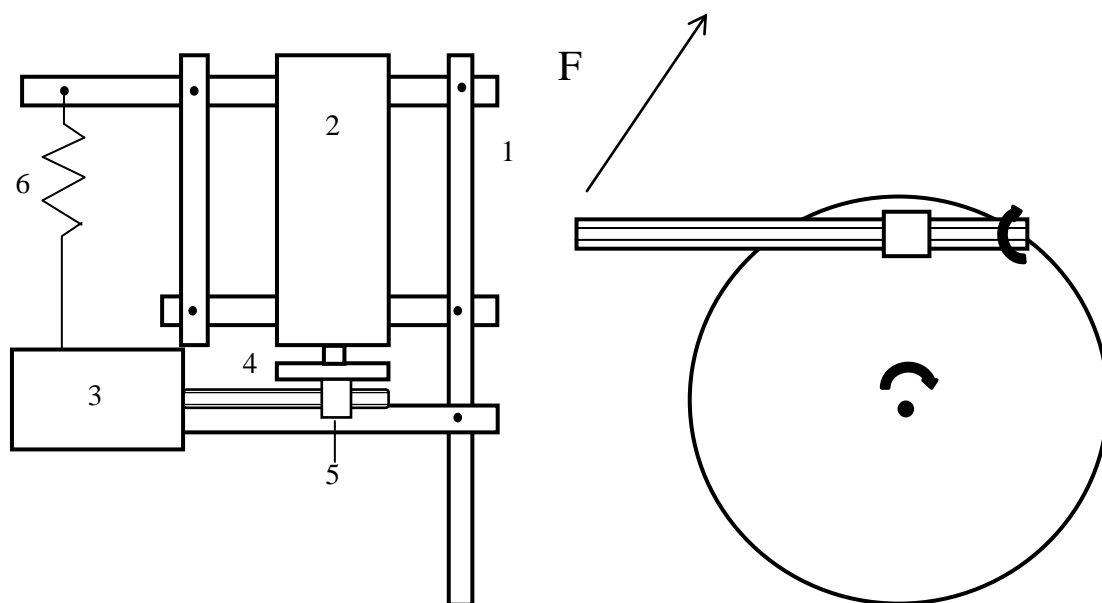
Соединение сегментов со стальным корпусом ОСК осуществлялась с помощью установки CBM-200 фирмы Dr.Fritsch.

Вскрытие ОСК и канатных пил проводилось на установках фирмы Dr.Fritsch CGM-100 и SAM 205/210 соответственно. Для вскрытия использовались абразивные круги из SiC.

2.5 Проведение стендовых испытаний режущего инструмента с СТМ

Определение оптимального соотношения алмазов и cBN в режущем инструменте производилось по результатам испытаний отдельных перлин по резке стали. Данный эксперимент проводился не на канатных пилах, а на отдельных элементах такого инструмента – перлинах. Для этого была изготовлена опытная партия перлин со связкой Cu-Fe-Co-Ni, в которых соотношение СТМ было следующим: 100 % D; 75 % D – 25 % cBN; 50 % D – 50 % cBN; 25 % D – 75 % cBN.

Для испытаний была разработана экспериментальная установка (рисунок 4). Важнейшими узлами экспериментальной установки являются два электродвигателя. Один из них неподвижно закреплен на раме, частота вращения его выходного вала – 250 об/мин. К выходному валу первого электродвигателя крепится стальной диск, на котором проводится резка. Второй электродвигатель прикреплен к подвижной раме, скорость вращения его вала 60 об/мин. Резьбовым соединением к данному электродвигателю присоединена шпилька с закрепленной на ней испытуемой перлиной. Перед началом испытания положение второго электродвигателя фиксируется с помощью пружины, за счет чего осуществляется прижим шпильки с перлиной к диску. Данная установка имеет водяную систему охлаждения с максимальным расходом воды 1 л/мин.



1 – рама; 2 – первый электродвигатель; 3 – второй электродвигатель; 4 – стальной диск; 5 – перлина на шпильке; 6 – пружина

Рисунок 4 – Схема экспериментальной установки для резания стального диска перлиной

Каждая перлина испытывалась на экспериментальной установке в течение 90 минут. Так как при обработке перлиной стального диска невозможно прорезать его насквозь (из-за малых габаритов перлины), в качестве основного параметра, определяющего производительность, была взята убыль массы диска, а не площадь обработанной поверхности. По окончании времени испытания стальной диск и перлина снимались с установки, и взвешивались на весах. По данным взвешиваний рассчитывались удельный ресурс (R , г/г) и производительность (S , г/час) перлин по следующим формулам (8,9):

$$R = \frac{M}{m} \quad (8)$$

Где M – убыль массы диска, г

m – убыль массы перлины, г

$$S = \frac{M}{\tau} \quad (9)$$

Где M – убыль массы диска за время резания τ , г

τ – время резания, час

После завершения испытаний был проведен подсчет целых, вырванных и разрушенных зерен СТМ в рабочем слое.

Экспериментальные образцы канатных пил испытывали на установке для канатной резки Hydrostress BR-4 (Австрия) с гидравлической канатной системой SK-B (рисунок 5). Готовые к испытаниям канаты имели длину 5 метров и 40 перлин на погонный метр. Установка имеет водяное охлаждение, максимальный расход воды – 10 л/мин. Испытания проводились при линейной скорости каната 15 м/сек. По окончании испытания измерялся диаметр перлин и площадь реза, проделанного канатной пилой. Затем перлины снимали с каната и с помощью оптического микроскопа «Neophot-32» оценивалось состояние зерен СТМ в их рабочем слое (подсчитывалось количество целых, вырванных и разрушенных зерен).



Рисунок 5 - Установка для канатной резки Hydrostress BR-4 и гидравлическая канатная система SK-B

Экспериментальные образцы ОСК испытывались на мостовом отрезном станке «Алмаз-3» (Россия) (рисунок 6). ОСК имели диаметр 500 мм и размеры сегментов 40x4,2x9 мм. Установка имеет водяное охлаждение, максимальный расход воды 10 л/мин. Скорость вращения ОСК составляла 3000 об/мин. По окончании испытания измерялись средние значения высот сегментов и рассчитывалась площадь реза, проделанного ОСК. Затем сегменты отпаивались от корпуса и с помощью оптического микроскопа «Neophot-32» оценивалось состояние зерен СТМ (подсчитывалось количество целых, вырванных и разрушенных зерен).



Рисунок 6 – Мостовой отрезной станок «Алмаз-3»

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ЧАСТИЦ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЯЗКИ Cu-Fe-Co-Ni

3.1. Выбор оптимального состава базовой связки

По причине отсутствия на рынке сплавленных порошков связок, предназначенных для производства алмазных инструментов (канатных пил и ОСК) по резке сталей и чугунов, в работе в качестве базового выбран сплав меди, железа и кобальта марки Next100 (производства «Eurotungstene», Франция). Данная связка обладает высокой твердостью и предназначена для резки абразивных материалов (например, бетонов). Для изготовления нового поколения инструментов на основе композиции алмаз / cBN базовый сплав для повышения ударной вязкости легировали никелем. Высокая ударная вязкость – важное требование для режущих инструментов, работающих при больших скоростях (около 80 м/с), таких как, например, ОСК. Кроме того, ударная вязкость для связок является важной характеристикой, близко коррелирующей с прочностью алмазоудержания [34].

При резке сталей и чугунов образуется неабразивный шлам (в виде стружки), что вынуждает использовать в качестве связки режущего инструмента материалы с меньшей твердостью. Легирование никелем связки Next100 также позволяет уменьшить ее твердость.

Приготовление порошковых смесей Cu-Fe-Co-Ni с равномерно распределенными частицами сплава Next100 и Ni проводилось в ПЦМ. Затем из полученных порошковых смесей по режимам, указанным в п. 2.2, были изготовлены компактные образцы, на которых определялись физико-механические свойства.

Для определения оптимального содержания никеля в связке были исследованы механические свойства горячепрессованных образцов Next100 + X масс.% Ni (где X = 15, 25, 35, 45, 55, 65, 75). Механические свойства связок с разным содержанием никеля приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Свойства горячепрессованных связок с различным содержанием никеля

Состав	Пористость, %	Твёрдость, HRB	Предел прочности при изгибе, МПа	Ударная вязкость, Дж/мм ²
NEXT100	3,8	100	1200±20	2,0±0,3
NEXT100 + 15 % Ni	3,6	98	1170±20	3,60±0,3
NEXT100 + 25 % Ni	2,4	96	1120±40	4,5±0,5
NEXT100 + 35 % Ni	3,5	93	1060±20	5,6±0,3
NEXT100 + 45 % Ni	2,8	89	1020±20	7,2±0,4
NEXT100 + 55 % Ni	2,6	84	950±40	8,8±0,7
NEXT100 + 65 % Ni	3,0	81	910±20	10,4±0,8
NEXT100 + 75 % Ni	4,8	75	850±20	12,5±1,7

Введение никеля приводит к почти линейному уменьшению твердости связки. Предел прочности на изгиб также уменьшается, вместе с этим растет пластичность связки.

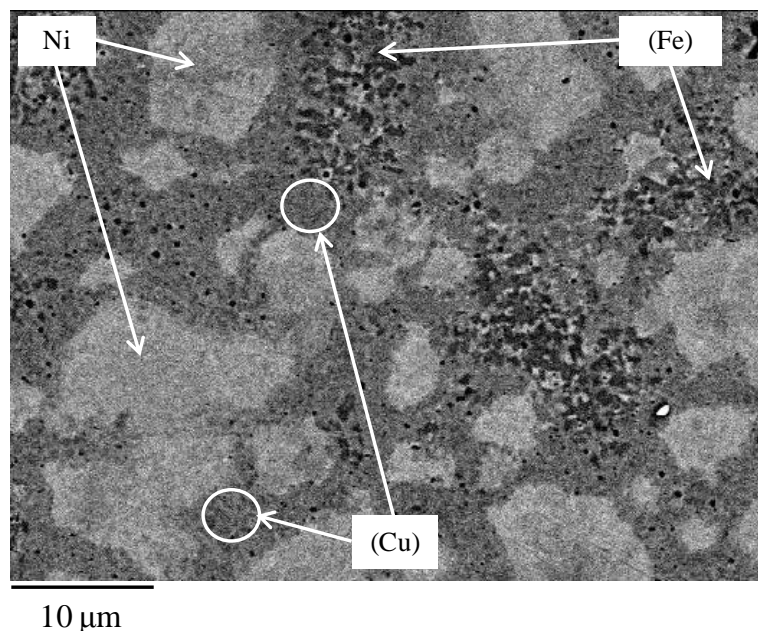
При выборе оптимального содержания никеля необходимо учитывать, что связка инструмента для резки стали должна обладать относительно не высокой износостойкостью при вымывании ее шламом, следовательно, иметь относительно невысокую твердость. С другой стороны, для надежного удержания СТМ в рабочем слое инструмента прочностные свойства связки и ударная вязкость должны быть высокими.

На основании результатов экспериментов по исследованию физико-механических свойств связок с различным содержанием никеля в качестве базовой связки для режущих инструментов был выбран состав NEXT100 + 30 % Ni, так как при таком содержании Ni обеспечивается существенное повышение ударной вязкости (в 2,5 раза) по сравнению с чистым сплавом Next100. Далее данный состав связки будет обозначен как «N».

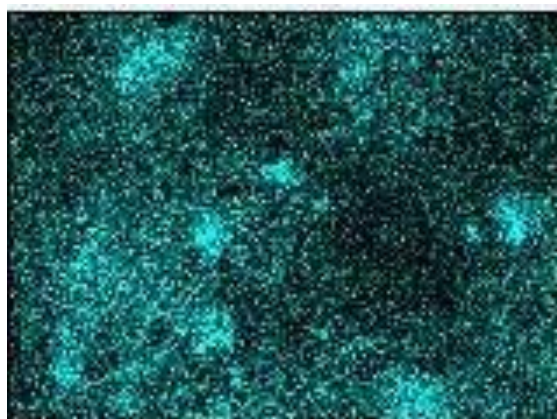
Микроструктура горячепрессованных образцов связок N была исследована на металлографических шлифах с помощью сканирующего электронного микроскопа

(рисунок 7). Как видно из рисунка, образец состоит из трех структурных составляющих – никелевых зерен, матрицы, образованной сплавом Cu-Fe-Co и медно-никелевого твердого раствора. Светлые области представляют собой зерна никеля. В них в процессе нагрева и выдержки при температуре спекания или горячего прессования активно диффундирует медь. Взаимодействие меди с никелем объясняется возможностью образования непрерывного ряда твердых растворов в системе Cu-Ni. В то же время растворимость Cu в Fe и Co при температуре 20 °C практически отсутствует.

При данных режимах горячего прессования не произошло полного взаимного растворения никеля с медью. Это объясняется малой продолжительностью процесса. На снимках структуры, полученных в характеристическом излучении меди (рисунок 7в) видно, что центральные части крупных никелевых зерен практически не содержат меди (области указаны стрелками). Также в структуре горячепрессованных образцов N можно увидеть поры, преимущественно располагающиеся в медно-железо-кобальтовой структурной составляющей. Данная пористость имеет диффузионную природу.

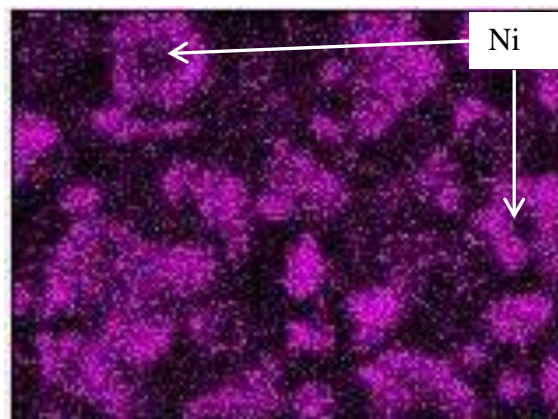


a



10 μm

б



10 μm

в

а – снимок, сделанный в режиме обратно отраженных электронов;

б – снимок, полученный в характеристическом излучении никеля;

в – снимок, полученный в характеристическом излучении меди.

Рисунок 7 – Микроструктура горячепрессованного образца связки N

3.2 Получение композиционных гранул различной микроструктуры из связки N для режущего инструмента

Для определения оптимальной микроструктуры гранул связки N проведены эксперименты по механическому легированию порошковых смесей с их последующим горячим прессованием. Критерием, по которому выбран вид микроструктуры (слоистая, однородная или с отдельными частицами сплава Cu-Fe-Co и Ni), были максимальные механические свойства горячепрессованных образцов, не содержащих СТМ.

Механическое легирование порошковых смесей проводили в ПЦМ. В работе исследовано влияние различных режимов обработки на структуру и фазовый состав порошка, а также на свойства компактных образцов, изготовленных из механически легированных порошков.

Механическое легирование порошков Next100 и Ni проводилось с различной продолжительностью (3, 5, 10, 20 минут), остальные параметры процесса не менялись. Для выявления изменений фазового состава проводился

рентгеноструктурный фазовый анализ. Параллельно с этим методом сканирующей электронной микроскопии исследовалась эволюция структуры порошка N при его обработке в ПЦМ.

На рисунке 8 представлены рентгенограммы исходной смеси порошков, приготовленной в шаровой мельнице (ШМ), а также порошков после механического легирования.

Фазовый состав порошка, обработанного в ШМ (рис. 8 а), характеризуется наличием Ni, и фаз, близких по характеристикам (структурный тип, период решетки) к меди и α -железу – Cu и (Fe). Последние две присутствуют в исходном порошке сплава Cu-Fe-Co. Период решетки фазы (Fe) меньше, чем у чистого α -железа ($a = 2,866 \text{ \AA}$) [144], что свидетельствует о растворении в нем Co (таблица 4). Данное предположение согласуется с фазовой диаграммой Co-Fe.

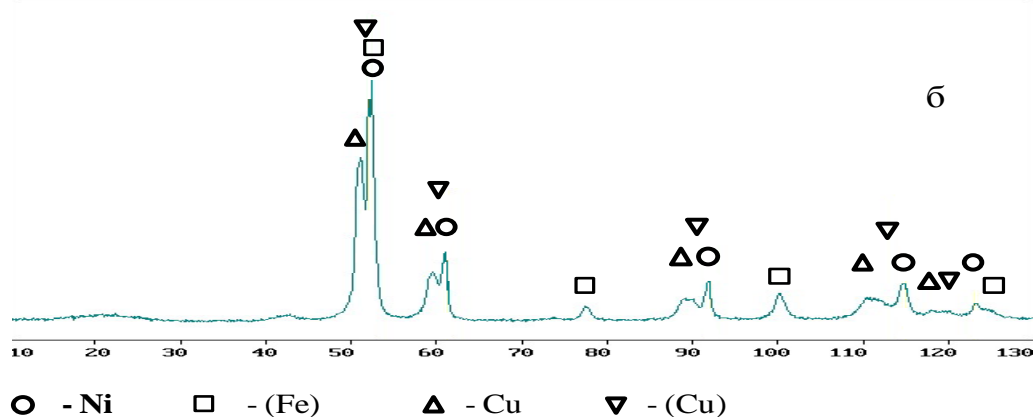
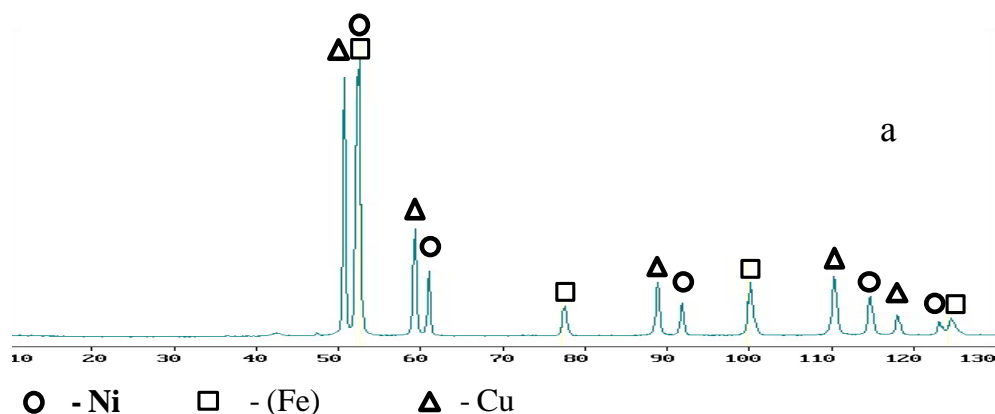
Пики, соответствующие тем же фазам, на рентгенограмме механически легированного в течение 3 минут порошка (рис. 8 б), имеют большую ширину. Причиной этого может быть уменьшение размера областей когерентного рассеяния, а также изменение химического состава исходных фаз, в результате чего возникают искажения кристаллических решеток. В процессе механического легирования происходит взаимодействие меди и никеля, имеющих ГЦК-решетку, что приводит к формированию твердого раствора на основе Cu такого же структурного типа. Период решетки данной фазы $a = 3,581 \text{ \AA}$ (таблица 4) меньше, чем у меди $a = 3,615 \text{ \AA}$, и больше, чем у никеля $a = 3,524 \text{ \AA}$ [144].

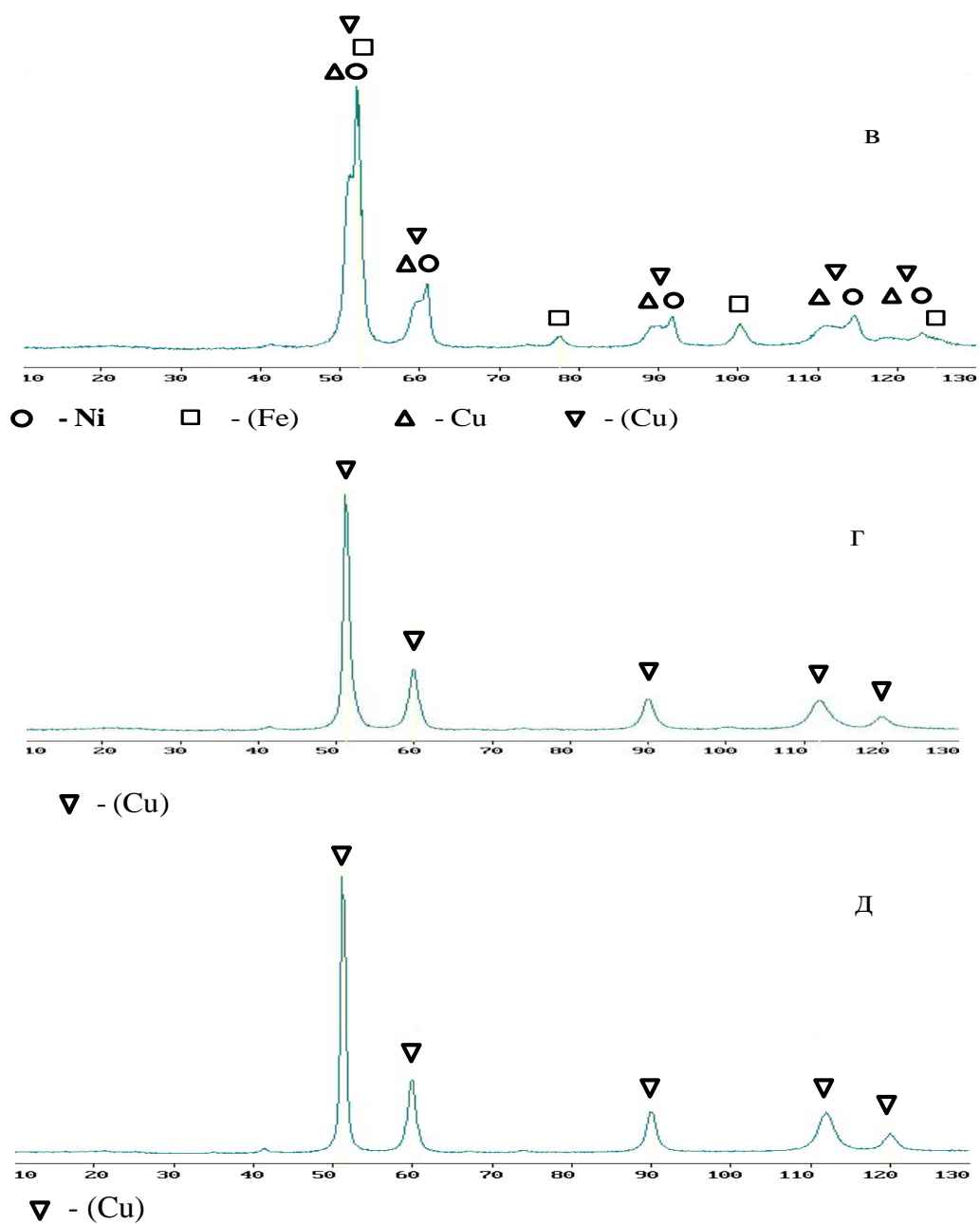
Также в порошке, механически легированном в течение 3 минут, присутствует большое количество свободного Ni. Об этом свидетельствуют данные рентгенофазового анализа (таблица 5) и снимки структуры (рис. 9 б).

Увеличение продолжительности механического легирования до 5 минут приводит к дальнейшему взаимному растворению меди и никеля с увеличением доли твердого раствора на основе меди. На рентгенограмме (рис. 8 в) видно, что происходит слияние пиков: линии меди сдвигаются в сторону больших углов 2θ , а линии никеля, напротив, в сторону меньших. В тоже время часть никеля в количестве 20 % остается в виде самостоятельной фазы. Это подтверждается

данными МРСА в различных точках слоистой гранулы. Также согласно данным РФА в порошке присутствует фаза α -Fe в количестве 25 %, хотя ее концентрация уменьшается с увеличением продолжительности механического легирования.

На рентгенограмме порошка после 10 минут механического легирования (рис. 8 г) присутствуют только линии твердого раствора на основе меди. Отсутствие линий никеля и α -Fe свидетельствует об их полном растворении в меди. РФА порошка после 20 минут механического легирования также показал наличие только одной фазы меди (рис. 8 д), что также подтверждается снимками шлифов (рис. 9 д). Небольшое уменьшение ширины линий позволяет сделать вывод о гомогенизации данной фазы по химическому составу в процессе обработки.





а – смесь N, приготовленная в ШМ;

б – 3 минуты обработки в ПЦМ;

в – 5 минут обработки в ПЦМ;

г – 10 минут обработки в ПЦМ;

д – 20 минут обработки в ПЦМ.

Рисунок 8 – Рентгенограммы порошков N, после обработки в различных режимах

Таблица 5 – Параметры кристаллических решеток и состав фаз в механически легированных порошках

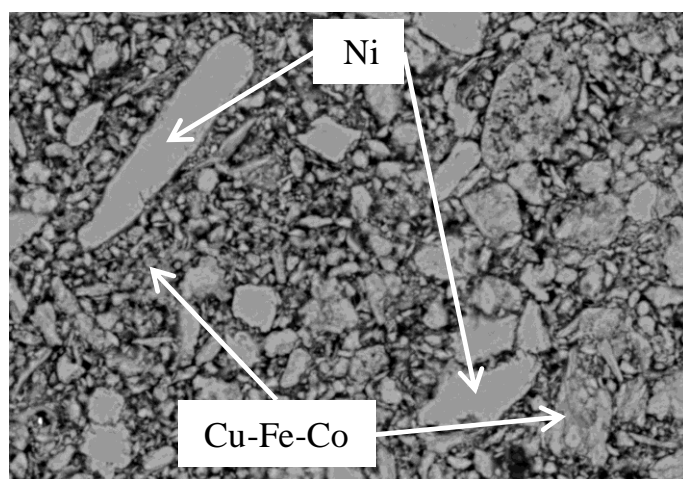
Фаза	0 мин МА		3 мин МА		5 мин МА		10 мин МА	
	С, %	Период, Å	С, %	Период, Å	С, %	Период, Å	С, %	Период, Å
Cu	30	A=3,615	24	A=3,617	15	A=3,619	-	
Ni	25	A=3,523	26	A=3,524	27	A=3,526	-	
Fe	45	A=2,858	36	A=2,856	31	A=2,855	-	
(Cu)	-		14	A=3,581	27	A=3,581	100	A=3,578

Из полученных методом механического легирования порошковых смесей были изготовлены металлографические шлифы. С помощью сканирующего электронного микроскопа проведено исследование микроструктуры.

Порошковая смесь, приготовленная в ШМ, характеризуется наличием отдельных частиц никеля (светло-серые области размерами 5-20 мкм) и сплава Next100 (мелкие частицы и их агломераты) (рис. 9 а). Обработка в ПЦМ приводит к изменению морфологии порошка (рис. 9 б). В результате интенсивной пластической деформации форма частиц изменяется, и образуются композиционные гранулы со слоистой структурой. Об укрупнении порошка можно судить по гранулометрическим составам, полученным методом лазерной дифракции (рис. 10). После 3 минут механического легирования в структуре порошка наблюдаются слои, соответствующие по составу исходным компонентам. Полученные слои никеля неоднородны по размерам. Их толщина может варьироваться от долей до нескольких мкм.

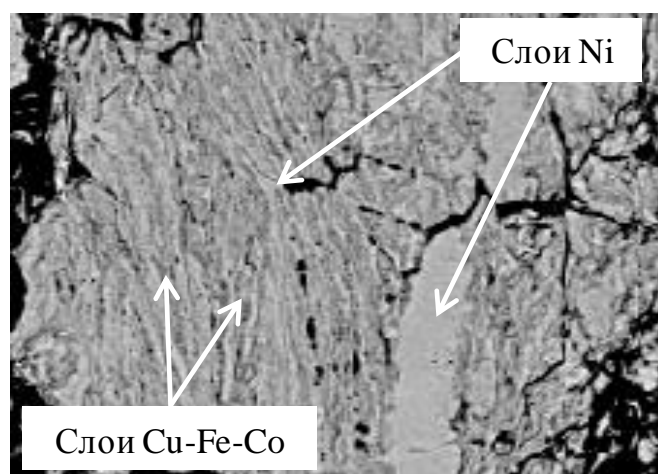
Увеличение времени обработки до 5 минут (рис. 9 в) приводит к измельчению слоев, образующих гранулу. Как видно на рисунке, они также обладают слоистой структурой, но слоев соизмеримых по толщине с исходными порошками не наблюдается. В результате увеличения продолжительности механического легирования слои, полученные при деформировании никеля и сплава Cu-Fe-Co, имеют сильно искаженную форму.

Структура порошка, полученного после механического легирования с продолжительностью 10 минут, приведена на рисунке 9 г. Данный порошок характеризуется гомогенной структурой. Количественный элементный анализ, проведенный методом МРСА в нескольких точках, показал, что средний состав близок к составу исходной шихты. При этом немного увеличилось содержание железа (на ~3-5 %), что связано с его натиранием со стальных шаров и стенок барабанов. Дальнейшее увеличение продолжительности процесса обработки не приводит к заметным структурным изменениям, но позволяет гомогенизировать частицы порошка по химическому составу (рис. 9 д).



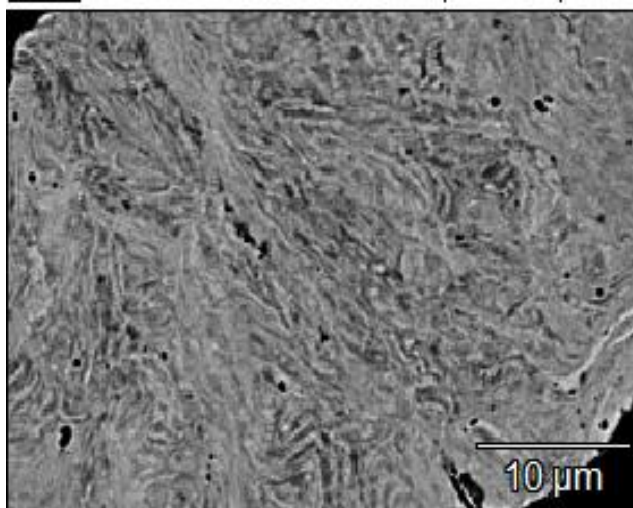
10 мкм

а



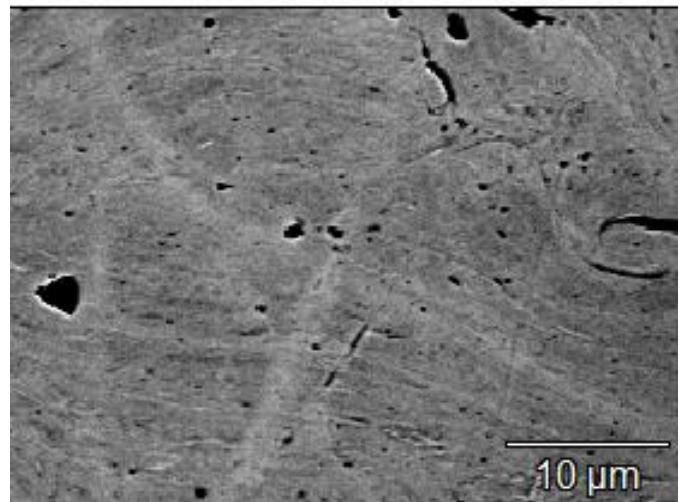
10 мкм

б



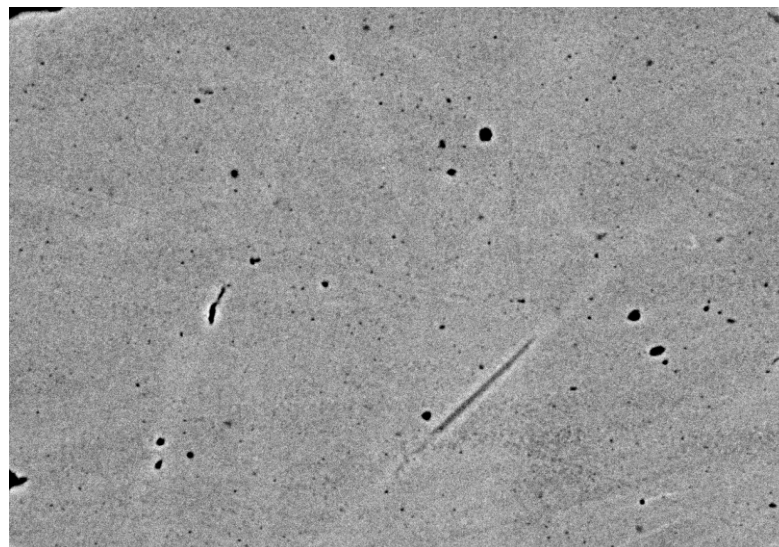
10 мкм

В



10 мкм

Г



10 мкм

Д

а – смесь N, приготовленная в ШМ;

б – 3 минуты обработки в ПЦМ;

в – 5 минут обработки в ПЦМ;

г – 10 минут обработки в ПЦМ;

д – 20 минут обработки в ПЦМ.

Рисунок 9 – Микроструктуры частиц порошков N после обработки в различных режимах

Для анализа гранулометрического состава порошковых гранул были построены частотные кривые распределения для всех исследованных режимов механического легирования (рисунок 10). Порошок N после смешивания в ШМ имеет размер менее 50 мкм, основная его фракция составляет 0,1-10 мкм. Средний размер составляет 8 мкм. В этом диапазоне находится более 50 % (масс.) всех частиц.

В процессе механического легирования происходит увеличение среднего размера гранул. Укрупнение, по-видимому, является результатом протекания холодной сварки. Механическая обработка приводит к тому, что частицы пластически деформируются, на их поверхности разрушаются оксидные слои. Поверхность порошка становится менее шероховатой. За счет сил Ван-дер-Ваальса происходит схватывание частиц, и, таким образом, происходит холодная сварка компонентов. Многократное повторение данных процессов приводит к получению крупных гранул.

После механического легирования в течение 3 минут большая часть гранул имеет размер 15-30 мкм. В результате обработки образуются крупные гранулы размером 80-100 мкм (до 3 %), средний размер частиц составляет 18 мкм.

Для порошковой смеси после механического легирования с продолжительностью 5 и 10 минут наблюдается дальнейшая тенденция к укрупнению гранул, средний размер составляет 23 и 36 мкм, соответственно. Также обнаружены гранулы размером более 100 мкм. Данные порошки не имеют какой-либо преобладающей фракции.

Обработка порошка в течение 20 минут приводит к двукратному уменьшению доли гранул размером до 30 мкм, что связано с их агломерированием из-за протекания процессов холодной сварки. В процессе обработки увеличилось содержание фракции 40-50 мкм. Однако, несмотря на существенное уменьшение концентрации мелких частиц, средний размер практически не увеличился. Причиной этого является разрушение в процессе механического легирования крупных гранул. Доля фракции крупнее 70 мкм существенно ниже, чем после 10 минут. Вероятно, измельчение на данной стадии механического легирования стало возможным из-за повышения твердости и уменьшения пластичности порошка в

результате наклепа.

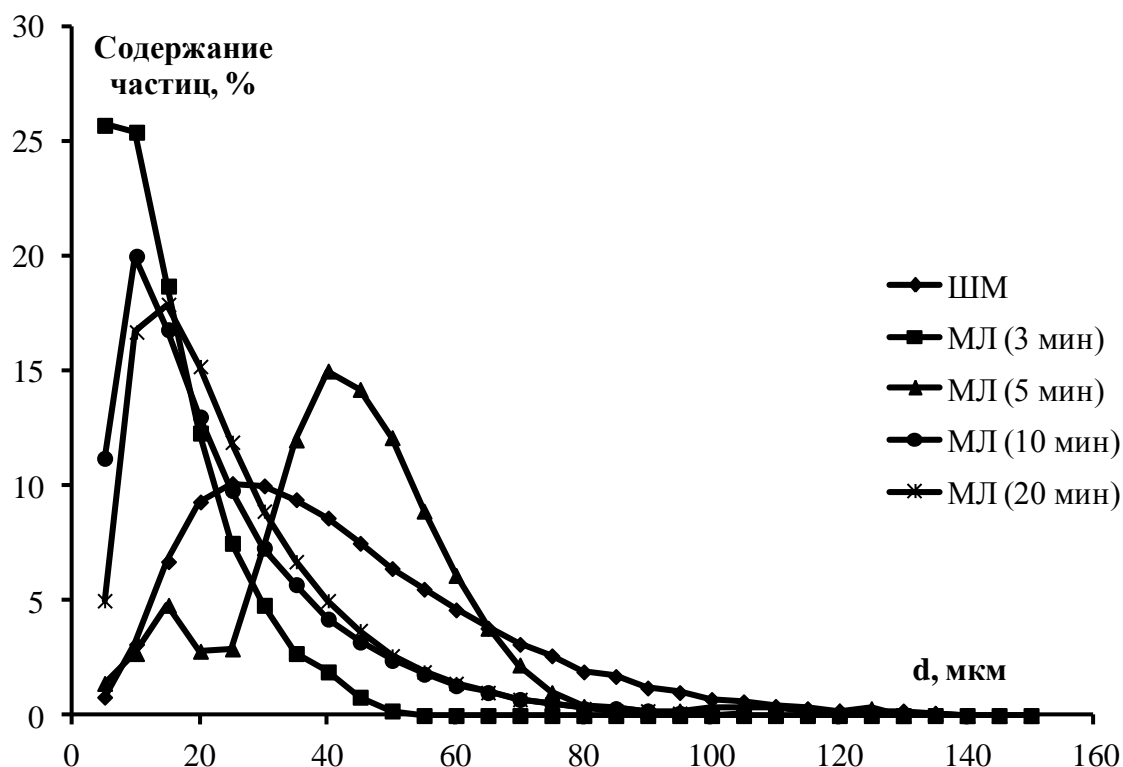
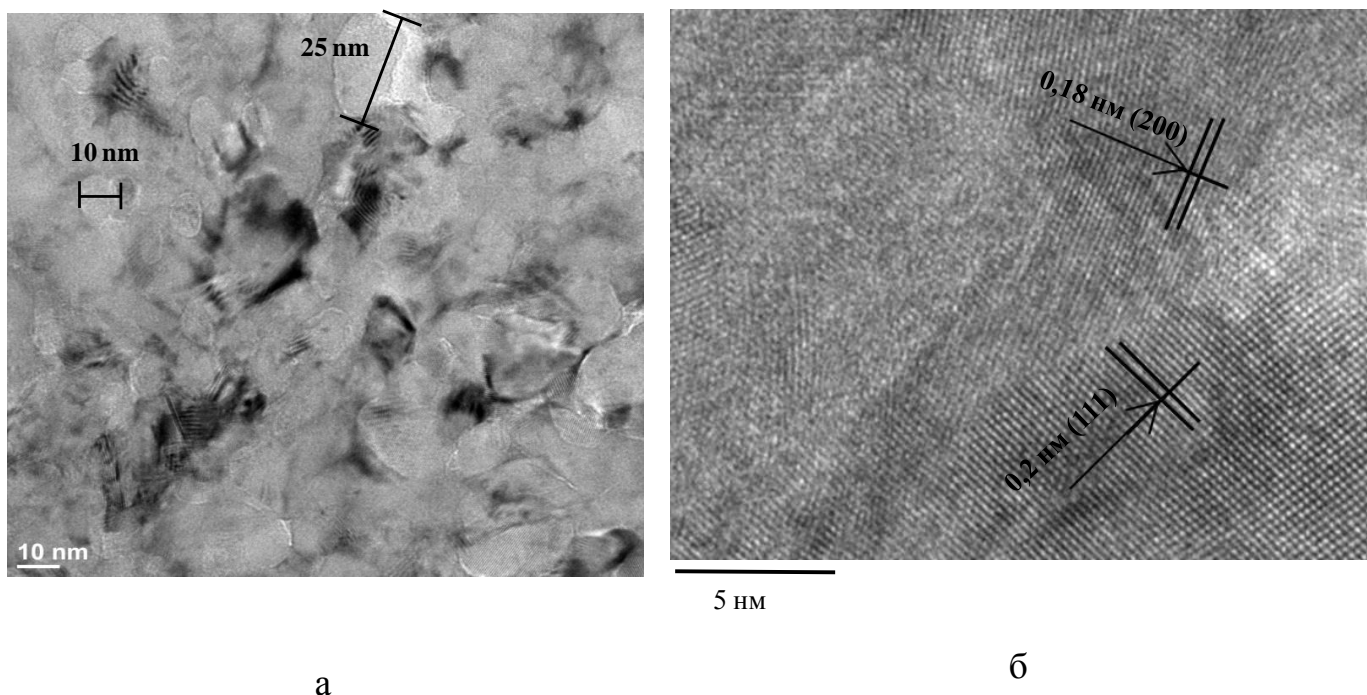


Рисунок 10 – Гранулометрические составы приготовленного в ШМ и механически легированных порошков N

Методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения исследовалась гранула после 20 мин МЛ (Рис. 11). Видно, что преобладает нанокристаллическая структура. Средний размер кристаллитов составляет 10-30 нм (рис. 11 а). Химический состав кристаллитов одинаков и включает в себя все элементы, присутствующие в порошковой смеси.

С помощью микроскопии высокого разрешения (рис. 11 б) определены межплоскостные расстояния кристаллической решетки, соответствующие фазе на основе меди, из которой состоят гранулы N, полученный 20-минутной обработкой в ПЦМ. Измеренные значения межплоскостных расстояний совпадают с рассчитанными по формуле Вульфа-Брэгга [144] для фазы Cu с кристаллографическими направлениями (111) и (200).



а – снимок структуры, сделанный при увеличении $\times 200000$;

б – снимок структуры, сделанный при увеличении $\times 1200000$.

Рисунок 11 – Нанокристаллическая структура порошка механически легированного порошка N, полученная методом ТЕМ

Высокодисперсные модифицирующие частицы могут оказывать влияние на процессы, происходящие при механическом легировании. Из-за особенностей кристаллического строения данные частицы могут как интенсифицировать, так и замедлять процессы получения однофазных композиционных гранул. Поэтому были проведены эксперименты по механическому легированию связки N частицами WC, ZrO₂ и hBN в тех же условиях.

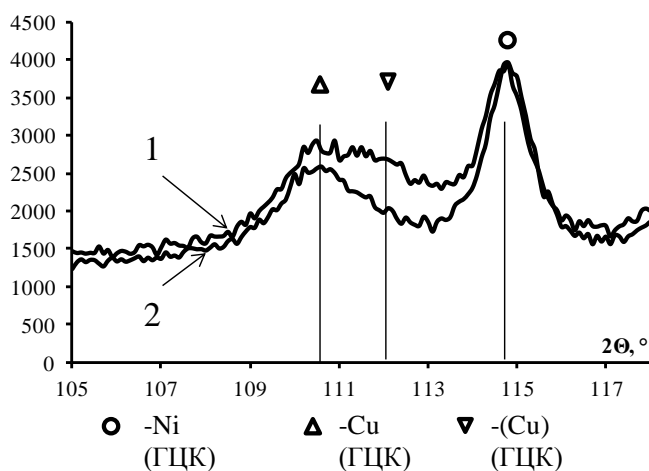
В таблице 6 представлены данные по фазовому составу всех образцов механически легированных связок N с высокодисперсными частицами.

В результате испытаний было установлено, что добавки WC и ZrO₂ немного интенсифицируют процесс образования метастабильной фазы (Cu). Анализ фазового состава порошковых смесей с данными добавками, механически легированных в течение 3 и 5 минут, показал наличие большего содержания фазы (Cu) на 5-10 % по сравнению с базовым составом.

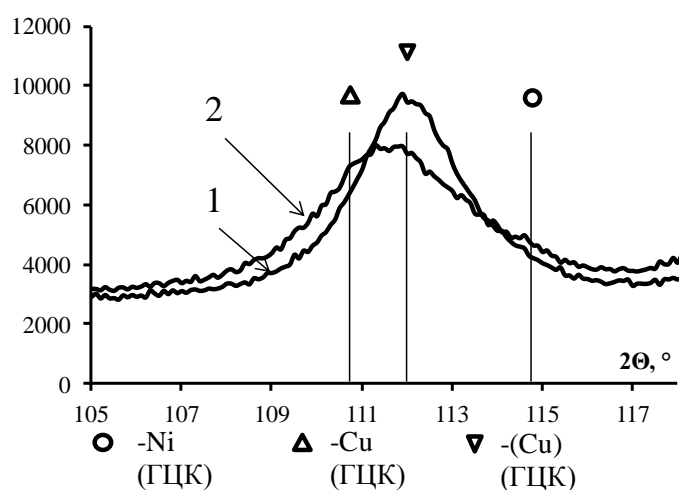
В процессе механического легирования hBN играет роль диффузионного

барьера между частицами Cu-Fe-Co и Ni и препятствует развитию контактов между ними. Исследования фазового состава порошковых смесей N с добавкой hBN после механического легирования с различной продолжительностью показали, что данная добавка замедляет взаимодействие компонентов и образование пересыщенного твердого раствора на основе меди (Cu). На рисунке 12 приведены фрагменты рентгенограмм порошков N и N-hBN после 3 (а) и 10 (б) минут МЛ, на которых указаны линии (311) для фаз Cu, Ni и (Cu).

Согласно данным РФА, после 3 минут механического легирования порошковой смеси N-hBN не происходит образования пересыщенного твердого раствора (Cu). После 10 минут в составе остается фаза Ni (до 10 %) (таблица 6), а фаза (Cu) химически менее однородна, чем в смеси N после такой же продолжительности обработки. Полное исчезновение исходных фаз (Ni, Cu, α -Fe) и гомогенизация химического состава происходит после 20 минут механического легирования.



а



б

1 – порошковая смесь N;

2 – порошковая смесь N-hBN;

Рисунок 12 – Линии (311) фаз Ni, Cu и (Cu) на рентгенограммах после 3 (а) и 10 (б) минут механического легирования

Таблица 6 – Фазовый состав механически легированных порошков N с добавками высокодисперсных частиц WC, ZrO₂ и hBN

Состав	Продолжи- тельность МЛ, мин	Содержание фаз, масс. %					
		Cu	Fe	Ni	(Cu)	WC	ZrO ₂
N	3	24	36	26	14	-	-
	5	15	31	27	27	-	-
	10	-	-	-	100	-	-
	20	-	-	-	100	-	-
N – WC	3	17	33	24	22	4	-
	5	21	24	18	32	5	-
	10	-	-	-	95	5	-
	20	-	-	-	95	5	-
N – ZrO ₂	3	20	35	24	18	-	3

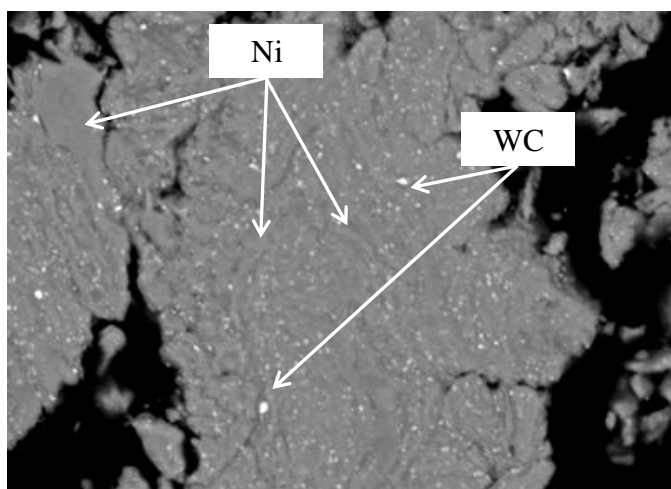
	5	16	26	23	32	-	3
	10	-	-	-	97	-	3
	20	-	-	-	97	-	3
N – hBN	3	30	37	33	-	-	-
	5	28	35	25	12	-	-
	10	-	-	11	89	-	-
	20	-	-	-	100	-	-

Отличия были обнаружены и в микроструктуре порошковых гранул с различными модифицирующими частицами. После обработки в течение 3 минут из порошка с добавками WC и ZrO₂ получены композиционные гранулы со слоистой структурой. Данные слои состояли из никеля и сплава Cu-Fe-Co. Их толщина, как правило, не превышала 1 мкм (рис. 13 а). Механическое легирование в течение 10 минут порошка N с высококомодульными наночастицами позволяет получить гранулы с равномерным распределением Cu, Fe, Co и Ni в объеме. В виде отдельных включений присутствуют только частицы WC и ZrO₂ (рис. 13 б).

В процессе обработки смеси N – hBN в ПЦМ частицы hBN многократно измельчаются. На снимках структуры, сделанных при увеличении x50000 (рис. 14), видно, что hBN находится внутри композиционных гранул в виде тонких чешуек, толщиной до нескольких десятков нм и длиной около 100 нм. Состав данных областей был исследован методом ЭДС, соотношение бора и азота в них соответствовало стехиометрическому для hBN. Такое поведение легирующей добавки при обработке с порошковой смесью Cu-Fe-Co-Ni в ПЦМ повлияло на формирование композиционных гранул. По структуре они существенно отличаются от частиц механически легированного порошка состава N (рис. 13 в). В данном случае при продолжительности процесса механического легирования 3 минуты характерно образование гранул, в которых частицы никеля и сплава Cu-Fe-Co могут быть не только деформированы до слоистого состояния при соударениях с размольными телами в силу своей пластичности, но и находятся внутри них в виде крупных равноосных зерен, соизмеримых по размерам с частицами исходных

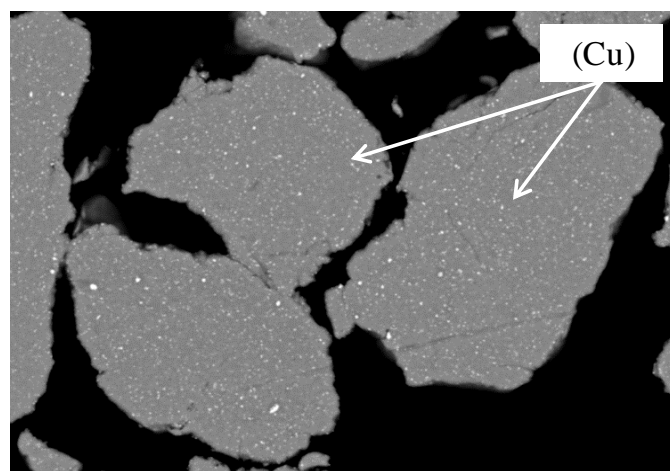
порошков.

Разница в структуре гранул разного состава обусловлена действием частиц hBN при механическом взаимодействии порошков. Так как в данном режиме обработки происходит измельчение hBN до наноразмерного состояния (рис. 14), увеличивается его удельная поверхность. Частицы твердой смазки равномерно покрывают порошки сплава Cu-Fe-Co и Ni, уменьшая межчастичное трение. В результате этого затрудняется схватывание частиц, они более интенсивно перемещаются относительно друг друга. Энергия, передающейся от размольных тел к обрабатываемому материалу, в меньшей степени расходуется на процессы холодной сварки и последующее диффузионное взаимодействие компонентов. Также уменьшается ее вклад в пластическую деформацию частиц.



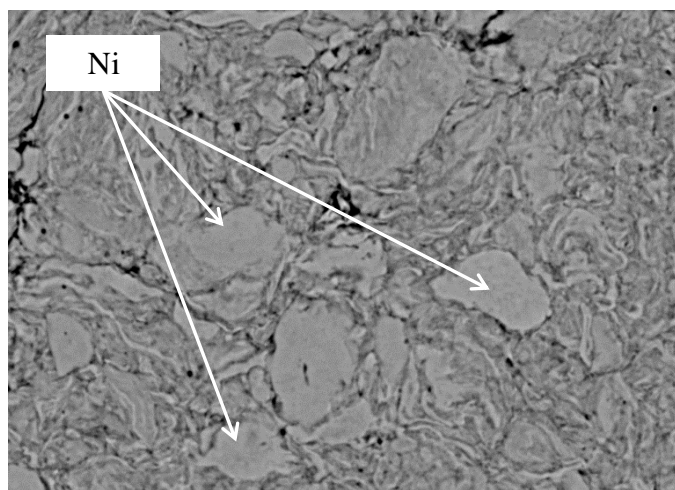
5 μm

а



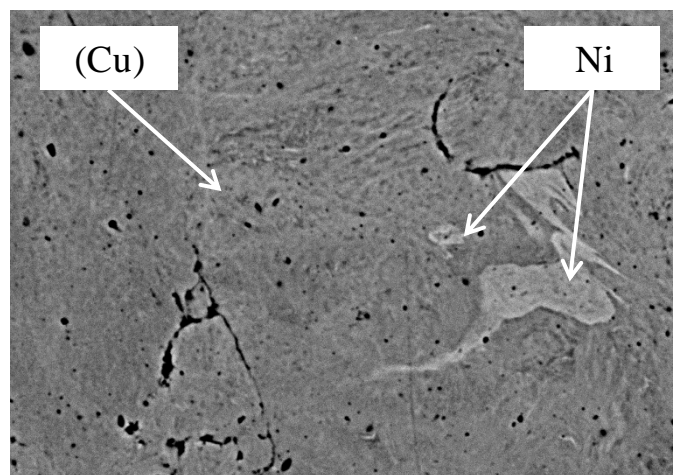
5 μm

б



5 μm

В



5 μm

Г

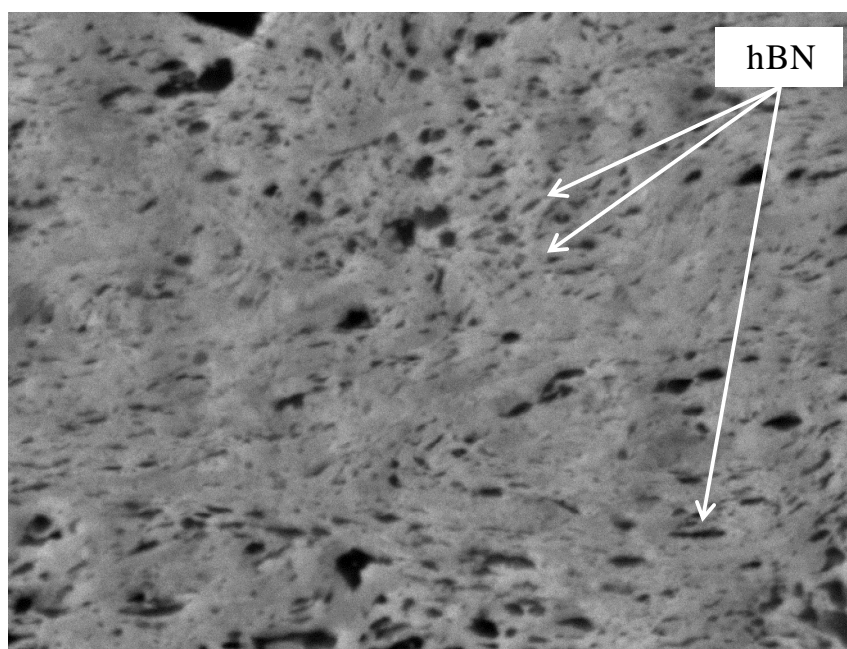
а – N – WC (после 3 минут механического легирования)

б – N – WC (после 10 минут механического легирования)

в – N – hBN (после 3 минут механического легирования)

г – N – hBN (после 10 минут механического легирования)

Рисунок 13 – Структура механически легированных порошковых гранул



200 nm

Рисунок 14 – Структура механически легированного порошка N – hBN

Для определения оптимальной структуры гранул (гомогенная, слоистая или с отдельными частицами сплава Cu-Fe-Co и Ni) методом горячего прессования были изготовлены образцы связок из механически легированных порошков, определены их физико-механические свойства и проведено сравнение со свойствами базовой связки N.

Результаты испытаний показали, что лучшим сочетанием механических свойств обладают связки, изготовленные из порошка с отдельными частицами сплава Cu-Fe-Co и Ni (таблица 7). Материалы, изготовленные из механически легированных порошков, превосходят их по твердости (что объясняется лучшим сопротивлением фаз (Cu) и (Cu)' пластической деформации при индентировании в силу сильной искаженности их кристаллических решеток), но обладают низкой прочностью при изгибе. Одна из причин ухудшения свойств – укрупнение порошка в процессе МЛ (рисунок 10), в результате чего уменьшается его удельная поверхность и менее активно происходит уплотнение при спекании или горячем прессовании.

Таблица 7 – Физико-механические свойства связок N, изготовленных из порошков с различной структурой

Состав	Пористость, %	Твердость, HRB	Предел прочности при изгибе, МПа
N	2,5	95	1080±30
N (3 мин МЛ)	8,5	102	810±60
N (5 мин МЛ)	10,0	103	540±80
N (10 мин МЛ)	12,4	105	200±20
N (20 мин МЛ)	12,8	106	200±10

Вторая причина – сильный рост пористости, имеющей диффузионное происхождение. При высокотемпературной обработке из фазы пересыщенного твердого раствора (Cu), являющейся неравновесной, по границам зерен выделяется вторая фаза (Cu)', оставляя поры (размером до 100 нм). Состав данной фазы был

определен методом ЭДС в нескольких точках. В среднем она состояла из 80 % Cu, 15 % Ni, 2-3 % Fe и Co. При анализе снимков микроструктуры было установлено сохранение фазой (Cu) нанокристаллического состояния. Средний размер зерен данной фазы составлял 90-100 нм (рисунок 15).

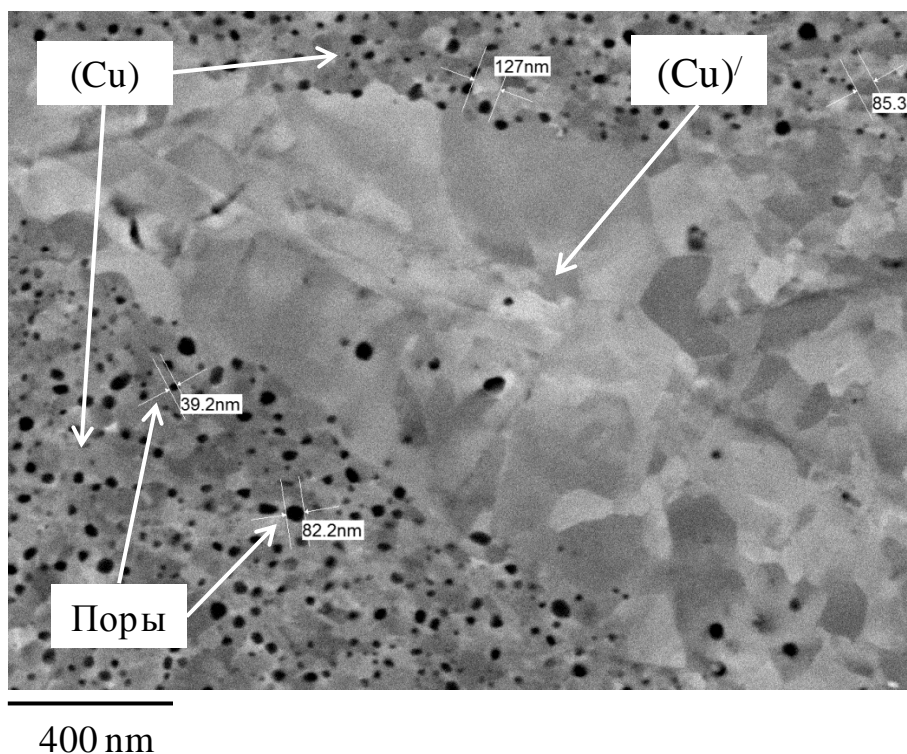


Рисунок 15 – Структура образца N из механически легированного порошка после горячего прессования

Таким образом, по результатам испытаний физико-механических свойств связок N показано, что для изготовления связки режущего инструмента подходят порошковые смеси, в которых сплав Cu-Fe-Co и Ni находятся в виде отдельных частиц. Образцы связок из механически легированных порошков того же состава обладают низкой прочностью и, следовательно, не смогут обеспечить долговечность инструментов и надежное удерживание зерен СТМ в рабочем слое.

3.3 Получение связок N, модифицированных дисперсными частицами

Упрочнение металлических связок дисперсными частицами является перспективным подходом к усовершенствованию современных режущих инструментов из СТМ.

Частицы ZrO_2 и hBN являются химически инертными по отношению к компонентам матрицы вплоть до температур, при которых возможно компактирование алмазоносных сегментов и перлин. WC не взаимодействует с медью, но может в небольших концентрациях растворяться в кобальте, железе и никеле при температуре 850 °C [90].

Выбранные для данного исследования частицы имеют различное строение и морфологию. Порошки WC и ZrO_2 являются твердыми нанодисперсными частицами. Их гранулометрический состав представлен на рисунке 16. Как видно из рисунка, порошок WC является наиболее высокодисперсным и представлен узкой фракцией 20-30 нм. Большая часть частиц ZrO_2 по крупности находится в интервале 100-200 нм.

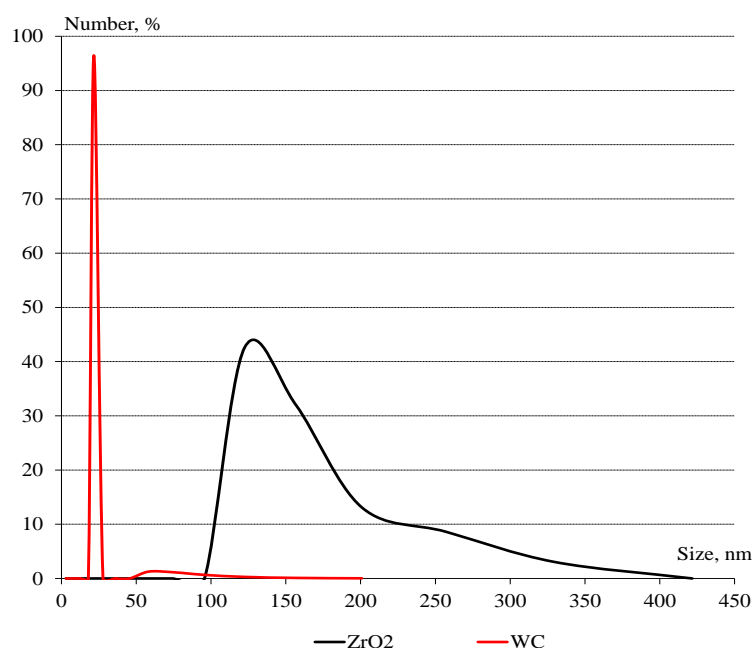
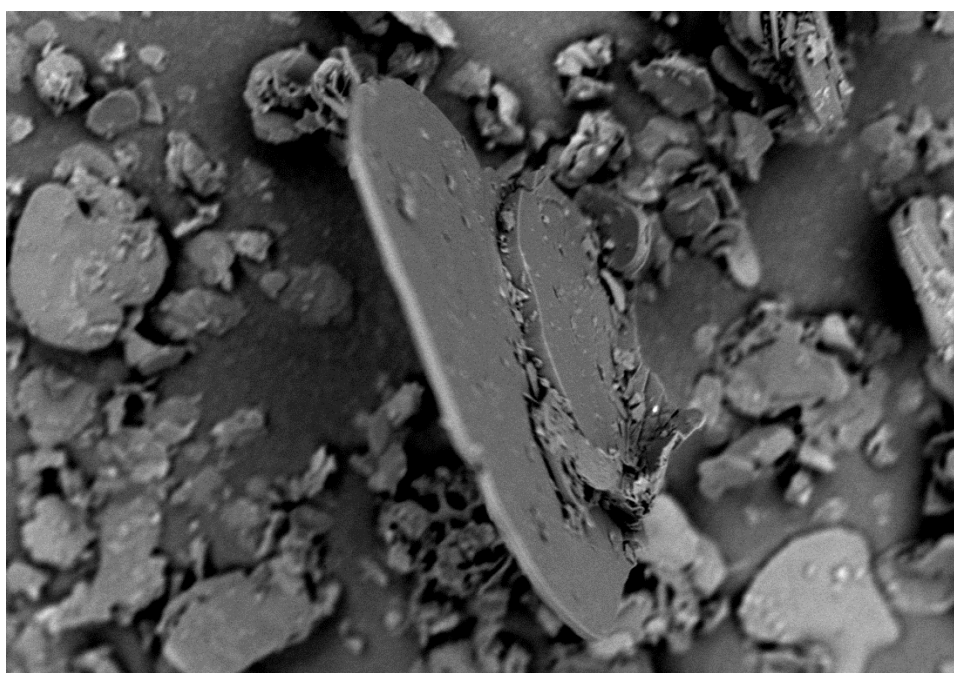


Рисунок 16 – Гранулометрические составы упрочняющих наночастиц

Средний размер исходного порошка hBN превышает 1 мкм, однако данный материал в силу особенностей своего кристаллического строения может измельчаться до наноразмерного состояния. Сила связей в гексагональных кольцах в решетке hBN значительно выше, чем связь между параллельно уложенными кольцами. Это связано с разницей в расстоянии между атомами ($a = 0,2504$ нм и $c = 0,66612$ нм) и различиями в виде связей (у каждого атома сильные ковалентные связи с тремя атомами в гексагональном кольце и одна слабая ван-дер-ваальсова – с соседними слоями) [2]. Данные особенности указывают на возможность измельчения порошка при механической обработке и использования в качестве модификатора связки. Вид частиц hBN представлен на рисунке 17. Данные частицы имеют форму чешуек с толщиной 1-3 мкм и шириной до нескольких десятков мкм.



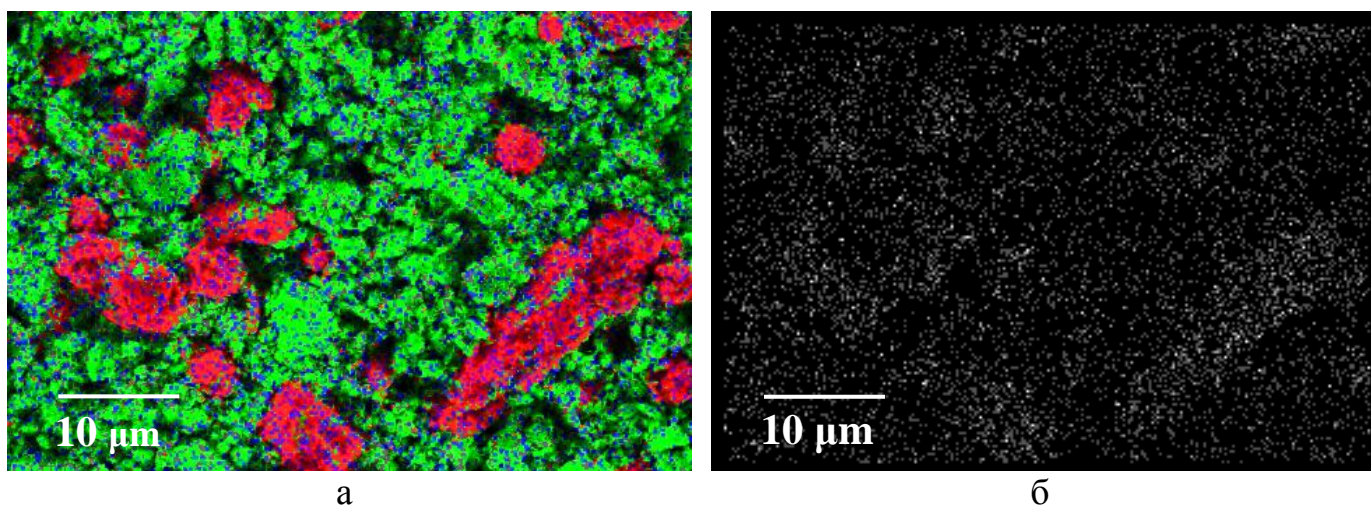
20 μm

Рисунок 17 – Частица исходного порошка hBN

Значительный эффект упрочнения металлических матриц дисперсными частицами достигается только при равномерном распределении последних в объеме смеси. С этой целью введение дисперсных частиц осуществлялось смешиванием с порошком матрицы в ПЦМ. В данном эксперименте варьировалась

продолжительность процесса, другие характеристики, такие как, скорость вращения, соотношение масс размольных тел к обрабатываемому материалу оставались постоянными.

Минимальное время, при котором проводилось смешивание, составляло 3 минуты. На рисунке 18 представлены снимки, полученные методом СЭМ и ЭДС, изображающие характер распределения наночастиц WC в шлифованном образце порошковой смеси. Как следует из данного рисунка, после такой продолжительности обработки наблюдается равномерное распределение WC, без образования крупных агломератов и областей, в которых данные частицы не находятся.



а – карта распределения элементов (красный – Ni, зеленый – Si, синий W)

б – снимок, полученный в характеристическом излучении W

Рисунок 18 – Распределение WC в порошке матрицы после 3 минут смешивания в ПЦМ

Увеличение продолжительности смешивания до 6 минут не повлияло на качество распределения наночастиц в порошке. Однако рентгенофазовый анализ данной смеси показал наличие небольшого количества FeO и NiFe_2O_4 , несмотря на использование изопропилового спирта для защиты порошка от окисления. Поэтому для приготовления смесей с твердыми частицами WC была выбрана

продолжительность смешивания 3 минуты. По аналогичному режиму готовились смеси с добавкой ZrO_2 .

Легирование связки N частицами hBN было проведено в том же режиме. Частиц hBN, соразмерных с исходными, в полученной порошковой смеси не было обнаружено. Это связано с интенсивным измельчением hBN при механической обработке в ПЦМ. В результате анализа поверхности частиц Next100 и Ni были обнаружены высокодисперсные частицы, преимущественно вытянутой формы. Как правило, их размер не превышал 100 нм (рис. 19). Исследования химического состава данных частиц показали, что они состоят из бора и азота в соотношении, являющемся стехиометрическим для hBN.

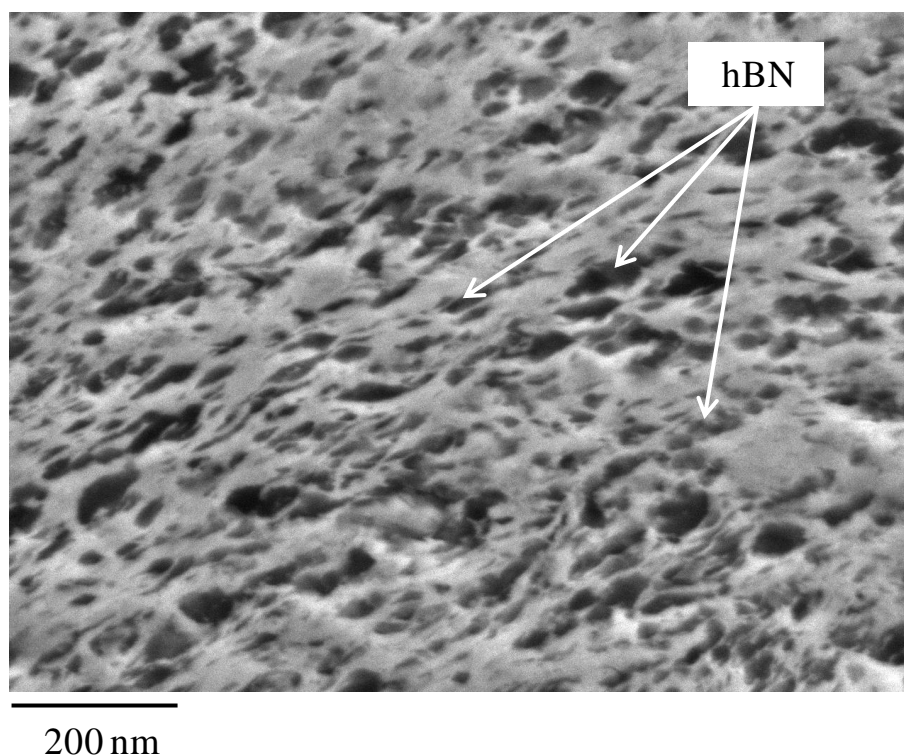
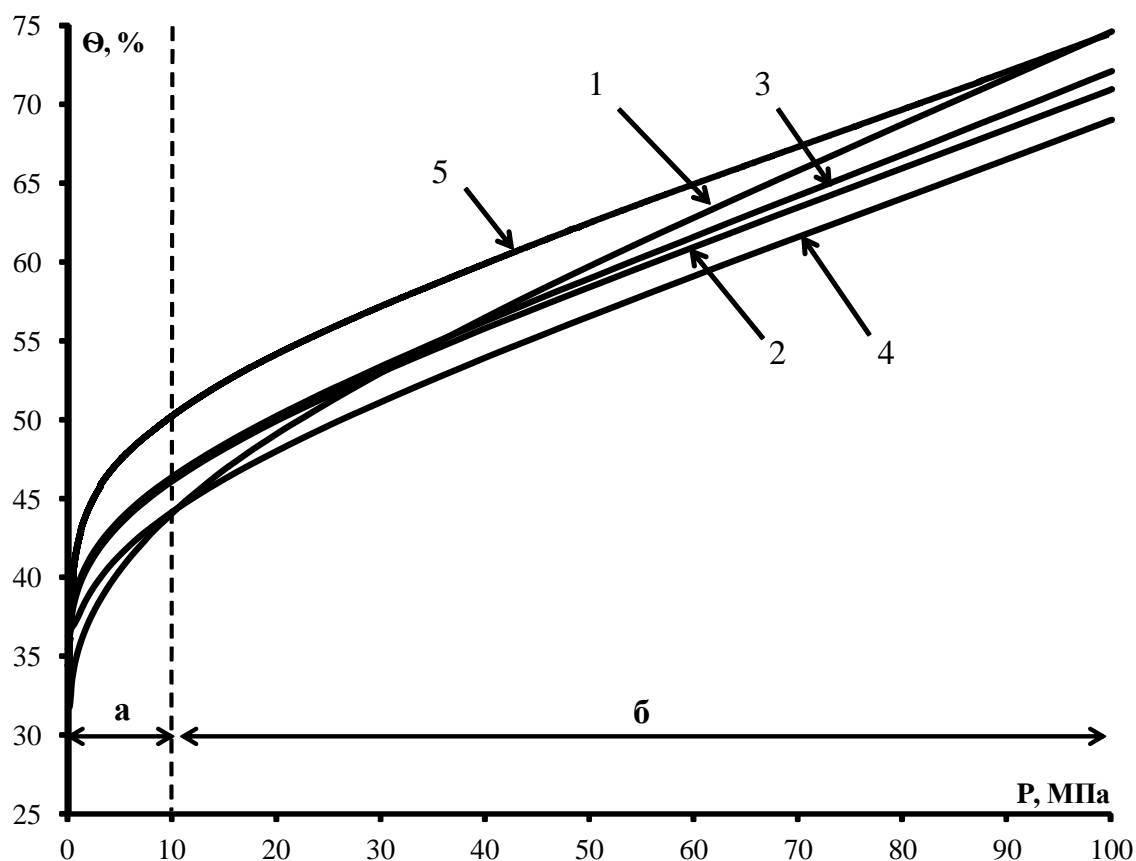


Рисунок 19 – Распределение hBN в порошке N после обработки в ПЦМ

Так как в порошковой смеси N с добавкой hBN, прошедшей механическую обработку в ПЦМ в течение 3 минут, не было обнаружено крупных агломератов модификатора, данный режим был применен для дальнейшего получения порошковых смесей.

Введение различных частиц-модификаторов в связку N может повлиять на технологические свойства порошковой смеси: прессуемость, спекаемость. Влияние наночастиц WC и ZrO_2 на эти характеристики ранее изучалось в отношении других типов порошковых связок. Исследование влияния добавки hBN на прессуемость и спекаемость порошковых связок проводится впервые. Для разделения эффектов влияния высокодисперсных модификаторов и механической обработки порошка осуществляли прессование и спекание базовой связки, приготовленной в двухконусном смесителе и ПЦМ (последняя обозначена как N «0»).

На рисунке 20 представлены кривые прессования порошковых смесей, приготовленных в двухконусном смесителе и ПЦМ, а также смесей, содержащих модификаторы WC, ZrO_2 , hBN. Все кривые имеют схожий характер. Относительная плотность смеси, засыпанной в пресс-форму и подпрессованная пуансоном вручную, составила 32-33 %. Кривые прессования имеют два характерных участка, разделенных точкой перегиба. Часть кривых, соответствующая давлениям до 10 МПа, описывает уплотнение порошка путем перегруппировки частиц под давлением или структурной деформации. На этой стадии прессования относительная плотность порошковых заготовок быстро увеличивается с ростом приложенного давления. При давлении около 10 МПа эта стадия сменяется упругопластической деформацией. На втором участке зависимость пористости от приложенного давления близка к линейной. В диапазоне давлений, соответствующем упругопластической деформации 10 – 100 МПа, уплотнение заготовки достигается за счет деформирования частиц.



a – структурная деформация

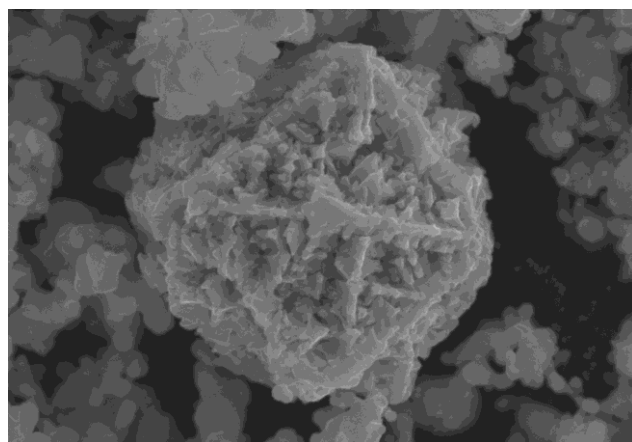
б – упруго-пластическая деформация

1 – N, 2 – N «0», 3 – N-WC, 4 – N-ZrO₂, 5 – N-hBN.

Рисунок 20 – Зависимость относительной плотности образцов от приложенного давления прессования

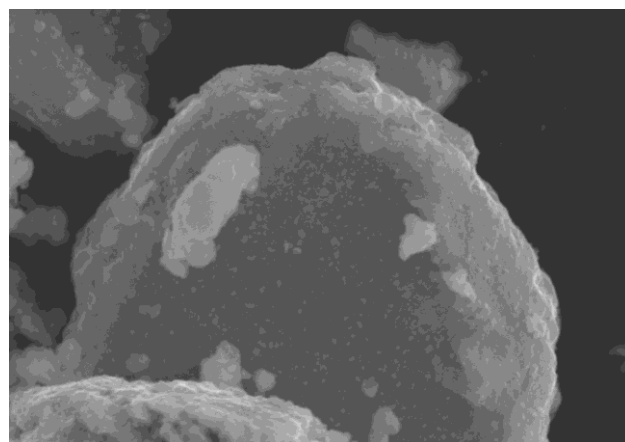
Основные различия в поведении смесей при прессовании обнаружены при малых давлениях на стадии структурной деформации, когда происходит перемещение частиц относительно друг друга и разрушение арок. Как видно из рисунка 20, наименьшей относительной плотностью при малых давлениях обладает исходный состав N. Все смеси, полученные в ПЦМ, обладают более интенсивным ростом относительной плотности от давления прессования. Это связано с различиями в морфологии порошков. Исходные порошки Cu-Fe-Co и Ni обладают округлой формой и развитой поверхностью. Форма порошков смеси, приготовленной в обычном двухконусном смесителе, не отличается от первоначальной. Напротив, при обработке в ПЦМ частицы деформируются, а их

поверхность становилась менее шероховатой. Изменение морфологии поверхности до и после обработки в ПЦМ можно оценить на примере частиц никеля (рис. 21 а, б).



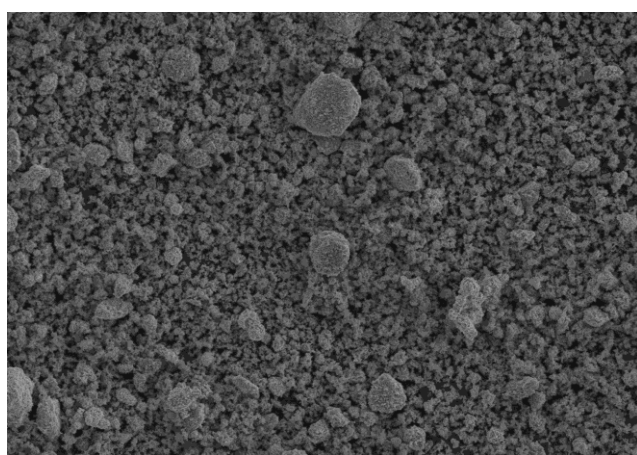
3 μm

а



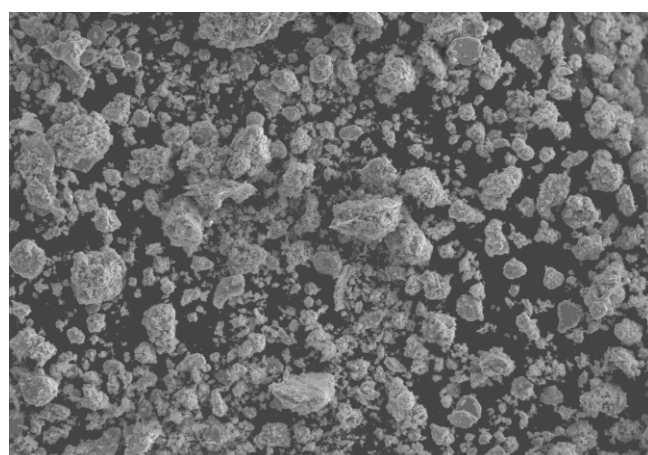
3 μm

б



50 μm

в



50 μm

г

а – частица никеля после смешивания в двухконусном смесителе;

б - частица никеля после смешивания в ПЦМ;

в – порошок N;

г - порошок N «0».

Рисунок 21 – Форма частиц порошков в смесях N и N «0»

Обработка в ПЦМ приводит к укрупнению частиц в результате образования микрогранул. Об этом можно судить как по изображениям, сделанным на сканирующем электронном микроскопе (рис. 21 в, г), так и по результатам исследования гранулометрического состава (рис. 22). В порошке, обработанном в ПЦМ, значительно увеличилось содержание крупных частиц размером более 20 мкм, что связано с их деформированием и расплющиванием.

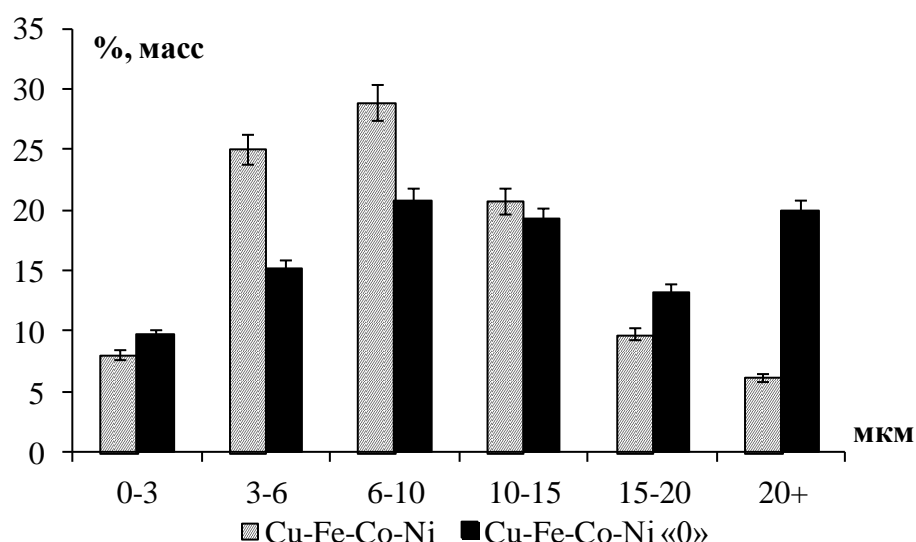


Рисунок 22 – Распределение по размерам частиц порошков N и N «0» до и после обработки в ПЦМ

Средний размер частиц смеси, приготовленной в двухконусном смесителе, составил 8 мкм, а смеси после ПЦМ – 11 мкм.

Укрупнение порошка и выравнивание его поверхности в результате обработки в ПЦМ привело к увеличению насыпной плотности (таблица 8).

Таблица 8 – Данные по плотности порошков

Порошок	Аддитивная плотность, г/см ³	Насыпная плотность, г/см ³	Насыпная плотность, %
N	8,71	1,9	21,8

N «0»	8,71	2,4	27,6
N–WC	9,07	2,4	26,5
N–ZrO ₂	8,65	2,4	27,7
N–hBN	8,65	2,5	28,9

Таким образом, за счет более гладкой поверхности и гранулирования порошки после ПЦМ создают меньшее внутреннее трение при прессовании. Механическое перемещение частиц под давлением происходит быстрее, чем при прессовании смеси N. Лучшей уплотняемостью на стадии структурной деформации обладает смесь, содержащая hBN. Данный компонент, являясь твердой смазкой, дополнительно уменьшает межчастичное трение и способствует уплотнению.

Угол наклона кривых прессования при высоких давлениях, характеризующий скорость уплотнения на стадии пластической деформации, у всех составов, прошедших обработку в ПЦМ (вне зависимости от наличия легирующих добавок), примерно одинаков и меньше, чем у кривой, соответствующей смеси, полученной в двухконусном аппарате. Это свидетельствует о том, что данные смеси хуже уплотняются при высоком давлении прессования. Это подтверждается и расчетами, сделанными с помощью уравнения (10) Бальшина М. Ю. [145], выражающего зависимость плотности прессовки от давления прессования, графическим способом были определены показатель прессования (m), характеризующий сопротивление порошка уплотнению, и давление прессования, обеспечивающее получение беспористого изделия (P_{\max}):

$$\lg P = -m \cdot \lg \beta + \lg P_{\max}, \quad (10)$$

где P – приложенное давление прессования;

β – относительный объем прессованного образца.

Судя по рассчитанным значениям m и P_{\max} , приведенным в таблице 8, лучше всего уплотняется при прессовании порошок N. Это связано с отсутствием наклепа и меньшего сопротивления пластической деформации, так как данный состав, в

отличие от остальных, не обрабатывался в ПЦМ. Наличие твердой смазки hBN в составе механически обработанного порошка не играет значительной роли на стадии упруго-пластической деформации. Положительный эффект от введения данной добавки обнаруживается только тогда, когда уменьшение габаритов заготовки достигается за счет механического перемещения частиц. Об этом можно судить как по значениям m и P_{\max} , так и по кривым на рисунке 20.

Таким образом, основной вклад в повышение давления холодного прессования вносит механическая обработка порошка в ПЦМ, приводящая к его наклепу. Введение частиц WC, ZrO₂ и hBN не приводит к заметному изменению сопротивляемости порошка уплотнению, что следует из сравнения рассчитанных значений m и P_{\max} порошков, смешанных в ПЦМ (таблица 9).

Таблица 9 – Характеристики прессования порошковых смесей

Состав	Показатель прессования m	P_{\max} , МПа
N	3,37	260
N «0»	3,83	370
N–WC	3,71	340
N–ZrO ₂	3,74	400
N–hBN	4,09	350

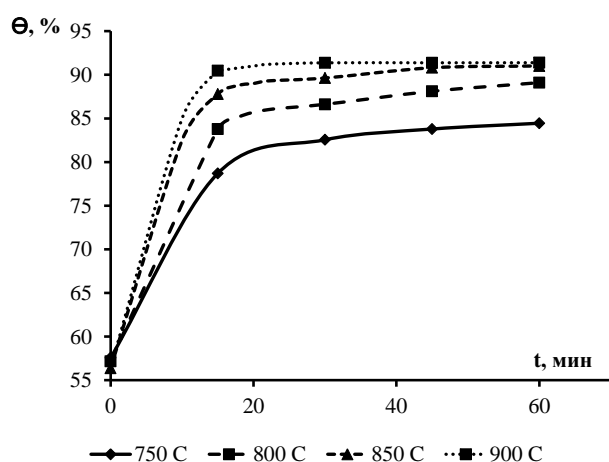
Основными параметрами, по которым оценивалось влияние частиц WC, ZrO₂ и hBN на спекаемость смеси, являются изменение относительной плотности спеченных заготовок и энергия активации процесса спекания.

Кинетические зависимости относительной плотности от выдержки при спекании при различных температурах представлены на рисунке 23. Характер кривых, описывающих эти зависимости, качественно совпадает. Относительная плотность спеченных образцов из смесей всех составов непрерывно растет с увеличением продолжительности спекания. Наиболее интенсивная усадка происходит в течение первых 15 минут. Рост плотности на этой стадии тем выше,

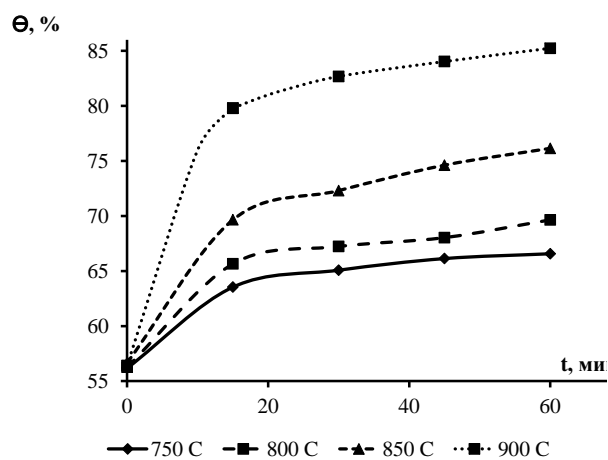
чем выше температура процесса.

Для порошковых смесей N и N-hBN максимальное значение плотности достигается уже при температуре 850 °С, а дальнейший рост температуры приводит лишь к незначительному уплотнению. Плотность спеченных заготовок состава N является самой высокой и составляет 92 % при 850-900 °С и выдержке 60 минут.

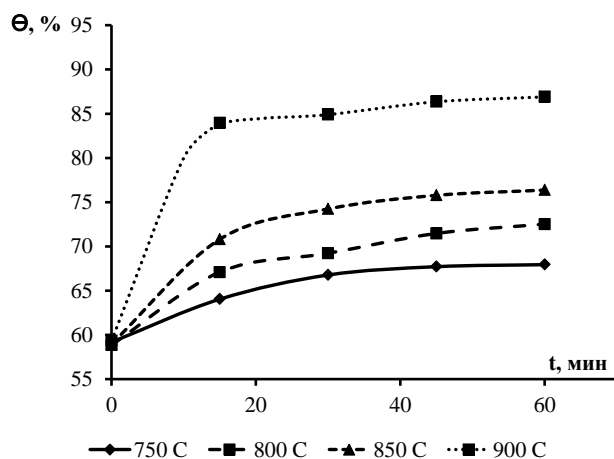
Спекание смесей N «0», N-WC, N-ZrO₂ происходит более интенсивно с ростом температуры от 850 до 900 °С. При этом наблюдается прирост плотности на 10 %.



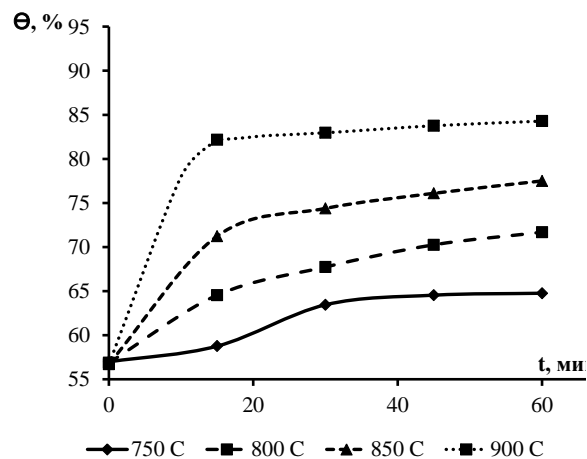
а



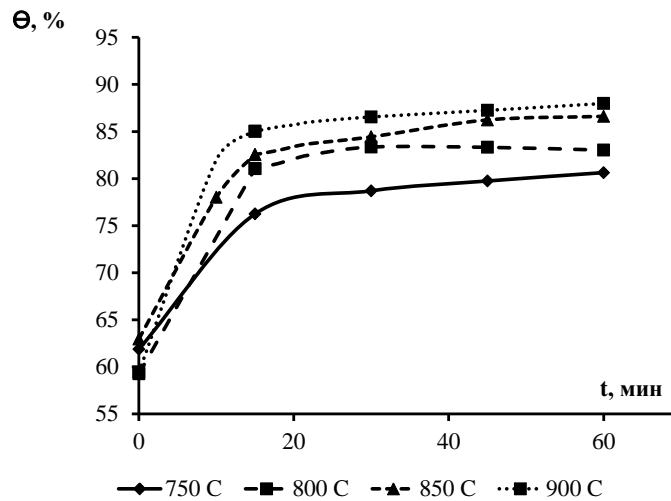
б



в



г



Д

$a - N$, $b - N \ll 0$, $c - N-WC$, $d - N-ZrO_2$, $e - N-hBN$

Рисунок 23 – Зависимость относительной плотности от изотермической выдержки при спекании прессовок при разных температурах

Расчет энергии активации спекания (E_a) был проведен, согласно методике, описанной в работах [146–150]. Другие способы оценки, например, приведенные в [151–153], в данном случае не подходят, так как требуют знания констант, зависящих от преобладающего механизма массопереноса. Определение данных констант является затруднительным для многокомпонентных систем типа Cu–Fe–Co–Ni.

Значение E_a может быть определено с помощью уравнения:

$$\ln r = n \cdot \ln C - n E_a / RT + n \cdot \ln t, \quad (11)$$

где r – скорость усадки,

C – константа, не зависящая от температуры,

E_a – энергия активации спекания,

R – универсальная газовая постоянная,

T – температура,

t – время,

n – предэкспоненциальный множитель.

После дифференцирования уравнения (11) по времени при постоянной температуре по графикам зависимостей $\ln r$ от $\ln t$ (по тангенсу угла наклона кривых) найден множитель n . Значение энергии активации спекания также было определено графически. Тангенс угла наклона кривых, построенных в координатах $\ln r - 1/T$, равен $n E_a / R$. Значение E_a рассчитывалось с учетом полученного значения n . Пример логарифмических графиков, использованных для расчета, показан на рисунке 24.

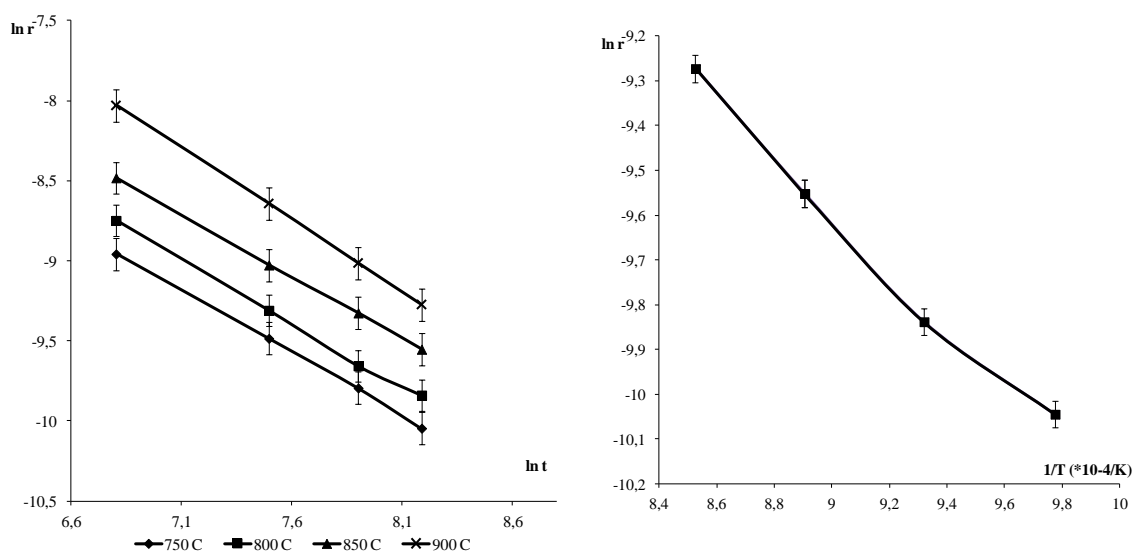


Рисунок 24 – Графики зависимостей $\ln r - \ln t$ и $\ln r - 1/T$ для определения энергии активации спекания смеси N «0»

Значения параметра n и энергии активации спекания E_a , определенные по тангенсам углов наклона кривых, приведены в таблице 10.

Таблица 10 – Рассчитанные графически значения параметра n и энергии активации спекания Q

Состав	Среднее значение параметра n	E_a , кДж/моль
N	0,93	13

N «0»	0,84	64
N–WC	0,75	77
N–ZrO ₂	0,73	88
N–hBN	0,91	23

Самой низкой энергией активации спекания обладает состав N – 13 кДж/моль. Несмотря на то, что после механической обработки в ПЦМ порошковая смесь характеризуется большей концентрацией межзеренных границ, линейных и точечных дефектов, которые должны активировать процесс спекания, составы, прошедшие такой вид обработки, обладают более высоким значением энергии активации спекания. По-видимому, это является следствием более активного прохождения гетеродиффузионных процессов между исходными компонентами, в результате которых в образцах формируется диффузионная пористость. Для подтверждения этого на шлифованных спеченных образцах методом ЭДС исследовалось распределение элементов по сечению зерен никеля в матрице сплава Cu–Fe–Co. На рисунке 25 приведен пример такого распределения внутри одного зерна. Как следует из рисунка, при спекании медь активно диффундирует из частиц сплава Cu–Fe–Co, обогащая тем самым периферийные зоны никелевых зерен. Центр зерна представляет собой практически чистый никель, так как выдержка при спекании была недостаточной для прохождения диффузии по всему объему. Субмикронные поры в матрице сплава Cu–Fe–Co образовались из-за разницы коэффициентов диффузии меди в никель и никеля в медь. Поэтому активация диффузионных процессов при спекании заготовок из механически обработанных порошков является причиной их невысокой относительной плотности.

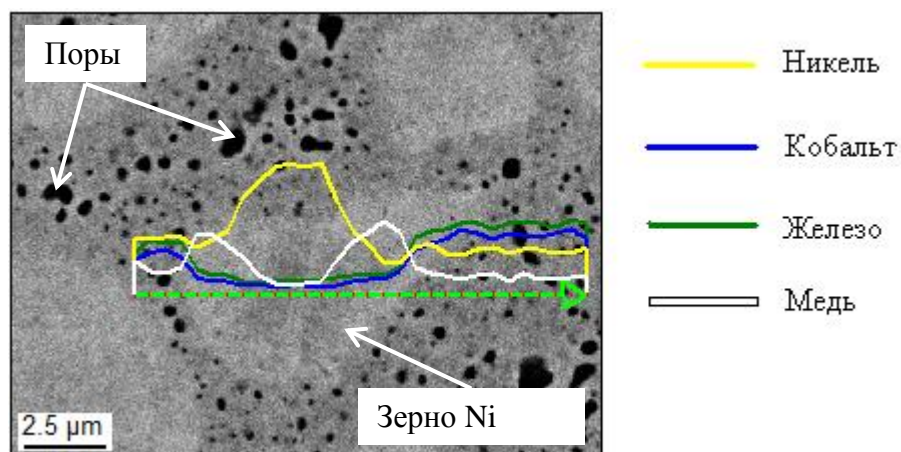


Рисунок 25 – Распределение элементов внутри никелевого зерна в связке N «0» после спекания при 850 °C с выдержкой 60 минут

Введение добавок WC и ZrO₂ в матрицу дополнительно затрудняет усадку порошковых заготовок и повышает значение энергии активации спекания. Процессы спекания проходят менее активно в образцах, содержащих ZrO₂, чем в образцах с WC. Как было показано в работах [154,155], диоксид циркония является химически инертной добавкой по отношению ко всем основным элементам матрицы, в то время как WC может растворяться в Co (до 5 % при 900 °C), Ni (до 7 % при 900 °C) и Fe [90]. При температурах спекания, использованных в данных экспериментах, взаимодействие наночастиц карбида вольфрама с материалом матрицы является возможным, и они могут способствовать образованию и развитию шеек в местах контактов частиц матрицы.

Энергия активации спекания смеси N-hBN ниже, чем у других порошков, прошедших механическую обработку в ПЦМ. Это может быть связано с уменьшением контактной поверхности между частицами Ni и сплава Cu-Fe-Co за счет образования прослоек из hBN и соответствующего торможения гетеродиффузионных процессов, при котором снижается диффузионная пористость. Частицы hBN в силу особенностей кристаллического строения легко измельчаются при высокоэнергетической обработке и равномерно распределяются по объему шихты между частицами.

Механические свойства связок N исследовались при различном содержании упрочняющих наночастиц. Целью данного эксперимента было определение составов с лучшим сочетанием твердости и предела прочности на изгиб для дальнейшего изготовления сегментов/перлин, содержащих СТМ, и проведения испытаний инструментов с данными составами связки.

Анализ физико-механических свойств дисперсно-упрочненных материалов на основе связки N проводился на образцах, полученных горячим прессованием по режиму, указанному в п. 2.2. Результаты данного эксперимента представлены в таблице 11. Для определения оптимальных составов связок содержание модификаторов варьировалось: 1,7 – 6,8 масс. % WC (соответствует 1 – 4 об. %); 0,32 – 0,64 % ZrO₂ (соответствует 0,5 – 4 об. %). Положительный эффект от введения hBN был обнаружен при меньших концентрациях, поэтому исследование физико-механических свойств проводили для материалов, содержащих от 0,01 до 1 масс. %.

Таблица 11 – Физико-механические свойства дисперсно-упрочненных связок

Состав (масс.%)	Время обработки, мин	Пористость, %	Твердость, HRB	Предел прочности при изгибе, МПа
N	0	2,4	95	1080±30
N “0”	3	5,4	96	1100±10
N “0”	6	5,9	97	1100±30
N–1,7%WC	3	4,5	98	1080±60
N–3,4%WC	3	4,9	99	1120±20
N–5,1%WC	3	5,0	99	1180±20
N–6,8%WC	3	5,4	99	1100±50
N–0,32%ZrO ₂	3	3,8	100	1150±40
N–0,64%ZrO₂	3	3,6	102	1160±50
N–1,28%ZrO ₂	3	4,3	102	1110±30

N–2,56%ZrO ₂	3	4,2	103	960±140
N–0,01%hBN	3	3,1	102	1160±30
N–0,1%hBN	3	3,0	102	1260±10
N–0,5%hBN	3	3,6	100	1140±30
N–1%hBN	3	4,0	98	1040±30

Твердость исходной связки N составила 95 HRB, предел прочности на изгиб – 1080 МПа. За счет предварительной обработки порошка данного состава в ПЦМ удалось немного повысить механические свойства. Пористость горячепрессованных образцов, изготовленных из механически обработанной шихты, примерно на 3 % выше, чем у исходной связки. Это может объясняться более развитой диффузионной пористостью образца. Механическая обработка порошка в ПЦМ способствует накоплению дефектов, появлению новых поверхностей на частицах порошка, что приводит к интенсификации диффузионных процессов при спекании. Таким образом, в многокомпонентных материалах, изготовленных из порошков, обработанных в ПЦМ, может быть более высокое значение остаточной пористости.

Механически обработанные порошки обладают большей дефектностью. При спекании накопленные дефекты в виде вакансий и дислокаций могут стекаться к границам зерен и мелким порам. Данные процессы также могут приводить к образованию и укрупнению пор.

Введение твердых частиц модификаторов WC и ZrO₂ приводит к увеличению пористости. Их наличие в порошке является дополнительным фактором, препятствующим уплотнению связок до теоретической плотности. Данные добавки могут адсорбировать на своей поверхности большое количество газов, остающихся после компактирования в закрытых порах. Несмотря на рост пористости, удалось повысить механические свойства по сравнению с базовой связкой. Твердость упрочненных наночастицами связок выше на 4-7 HRB, предел прочности на изгиб – на 100 МПа.

Максимальный эффект упрочнения был выявлен при введении в базовую связку частиц hBN. По твердости образцы связок с небольшим содержанием hBN не

уступали связкам, упрочненным WC и ZrO_2 , а по значению предела прочности на изгиб превосходили их еще на 100 МПа. Как видно из данных по пористости образцов (таблица 11), hBN способствует уплотнению порошка при невысоких концентрациях. Уменьшение объема пор, являющихся концентраторами напряжений при пластическом деформировании, приводит к повышению прочности материала.

3.4 Исследование процесса легирования связки N титаном

В ряде работ [156,157] указывается возможность использования в качестве одного из компонентов связок для режущего инструмента на основе СТМ титана. Титан имеет высокое сродство с углеродом, бором и азотом, образует карбиды, бориды и нитриды. Поэтому его применение в связках может оказать положительное влияние на прочность алмазоудержания за счет химического взаимодействия с зернами СТМ и образования адгезионных слоев на границе раздела связки с зернами СТМ.

В тоже время использование титана в связках на основе меди имеет и свои ограничения. В системе Cu-Ti присутствуют 6 различных интерметаллидов: Cu_4Ti , Cu_2Ti , Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 , $CuTi$, $CuTi_2$, которые могут привести к охрупчиванию материала. С другими элементами, входящими в состав связки N, титан также образует интерметаллиды. При взаимодействии с железом могут образоваться $TiFe_2$ и $TiFe$, с кобальтом – Ti_2Co , $TiCo$, $TiCo_2$, $TiCo_3$, с никелем – Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$ [158].

Тем не менее, во всех перечисленных бинарных системах титан в небольших количествах входит в твердые растворы. Таким образом, введение контролируемого небольшого количества титана в связку может привести к ее упрочнению по твердорастворному механизму, а в результате взаимодействия с поверхностным слоем зерен алмаза и cBN повысить прочность алмазоудержания.

Оптимальная концентрация титана в связке N определялась по результатам испытаний механических свойств горячепрессованных образцов. Титан вводили в

порошковую шихту в ПЦМ. Исследования проводились для 4 концентраций титана: 1, 3, 5 и 7 масс. %.

В таблице 12 представлены результаты испытаний физико-механических свойств связок с различным содержанием титана.

Таблица 12 – Физико-механические свойства связок с различным содержанием титана

Состав	Пористость, %	Твердость, HRB	Предел прочности на изгиб, МПа
N «0»	5,5	96	1100±10
N – 1 % Ti	5,2	102	1120±10
N – 3 % Ti	5,8	104	1050±20
N – 5 % Ti	5,6	105	990±10
N – 7 % Ti	5,7	105	930±10

Добавка 1 % Ti в связку приводит к заметному увеличению твердости образцов. В результате дальнейшего увеличения концентрации Ti в связке твердость продолжает монотонно возрастать. Характер зависимости предела прочности на изгиб от концентрации Ti в связке является экстремальным. Максимальное значение прочности отмечается у образцов с содержанием 1 % Ti, увеличение его концентрации приводит к разупрочнению.

Структура титансодержащих связок характеризуется наличием титановых зерен. На рисунке 26 они представлены в виде областей черного цвета. Также на структуре видны и области, характерные для структуры связки N. Светло-серые области являются зернами никеля, периферийная часть которых обогащена медью, в результате диффузии из частиц сплава Next100. Данные структурные составляющие находятся в матрице серого цвета на основе меди, железа и кобальта, в которой хорошо различимы поры, имеющие диффузионное происхождение.

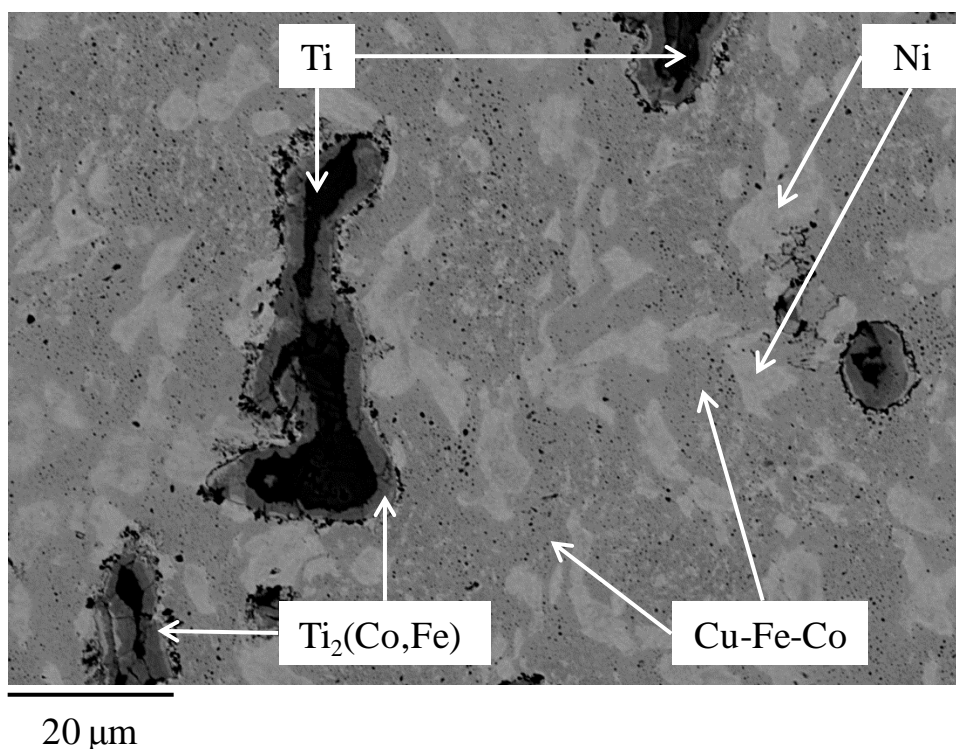
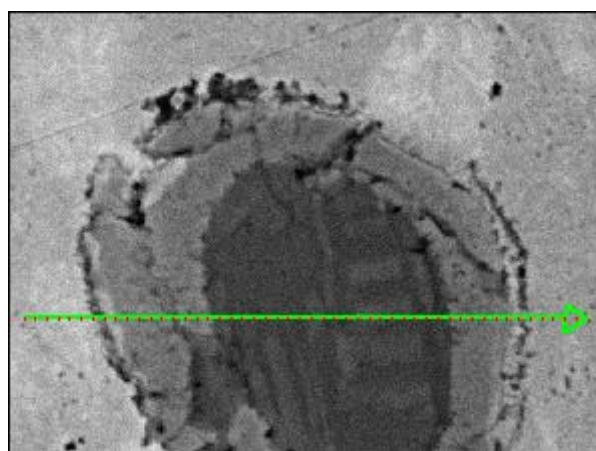


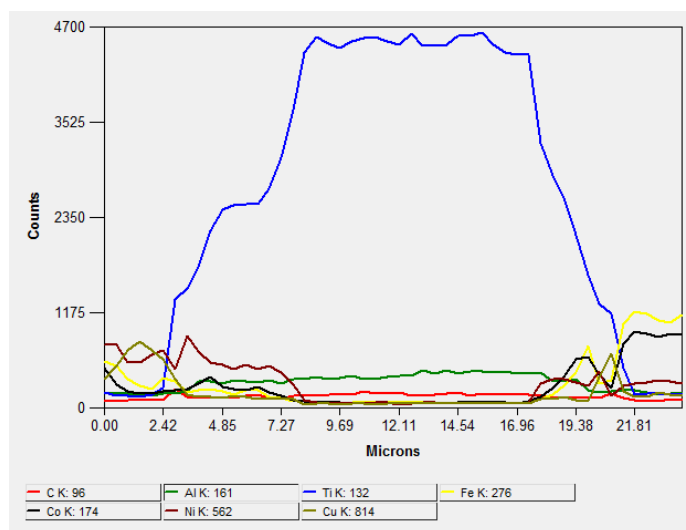
Рисунок 26 – Структура образца N + 1 % Ti после горячего прессования

Области, окружающие зерна титана, представляют собой твердый раствор титана в компонентах связки либо интерметаллиды. Кроме титана данные области содержат также кобальт и железо. На концентрационном профиле, изображенном на рисунке 27, видно, что концентрация титана уменьшается по мере удаления от центра зерна.



5 μm

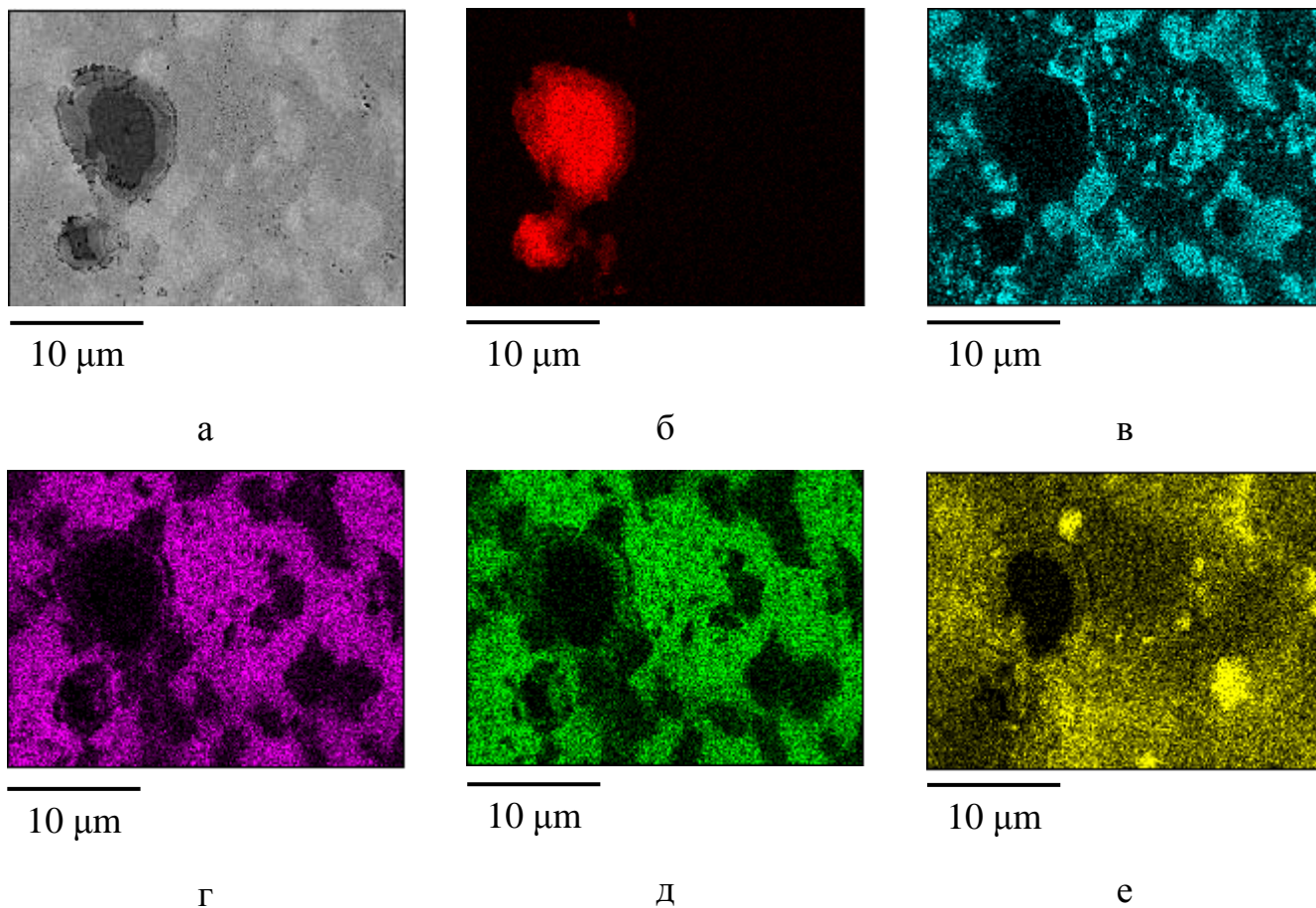
а



б

Рисунок 27 – Зерно титана на снимке структуры горячепрессованного образца связки N – 1 % Ti (а) и его концентрационный профиль (б)

Наличие железа и кобальта в промежуточных слоях на границе титановых зерен и связки подтверждается также картами распределения, сделанными в характеристическом излучении элементов (рис. 28).



а – Снимок, снятый в режиме обратно отраженных электронов

б – Съемка велась в характеристическом излучении титана

в - Съемка велась в характеристическом излучении меди

г – Съемка велась в характеристическом излучении железа

д - Съемка велась в характеристическом излучении кобальта

е - Съемка велась в характеристическом излучении никеля

Рисунок 28 – Карты распределения элементов в связке N – 1 % Ti

Как следует из данного рисунка, на границе раздела между частицами титана и базовой связкой N присутствуют железо, кобальт и никель. Диффузия меди в титан практически не происходит.

Структура горячепрессованных образцов с бóльшим содержанием титана отличается лишь повышенной плотностью титановых зерен в площади шлифа. На рисунке 29 представлена типичная микроструктура связки N – 7 % Ti. Крупные удлиненные зерна титана имеют ободки примерно того же состава и толщины, как было обнаружено в образце N – 1 % Ti.

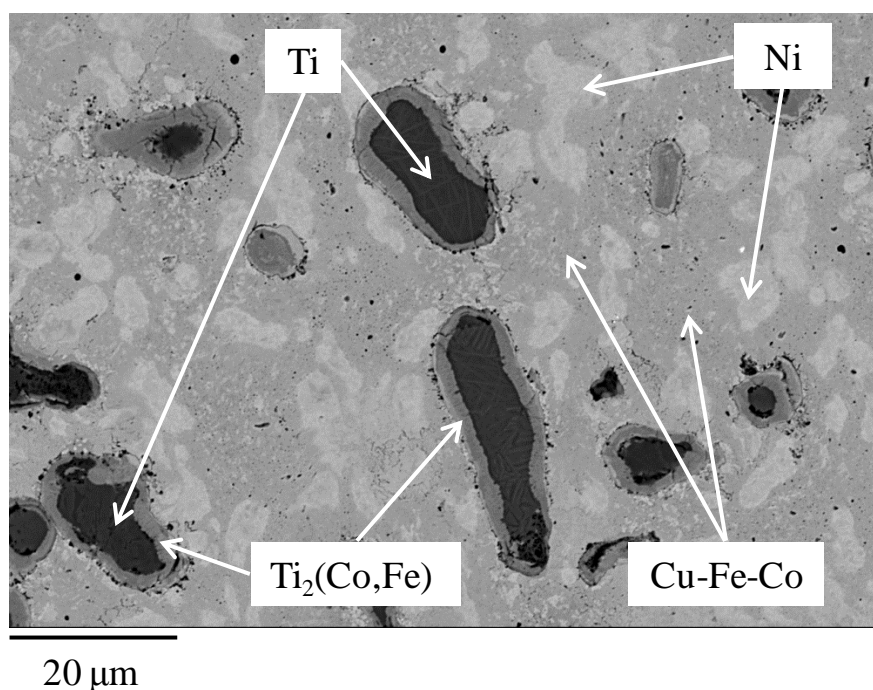


Рисунок 29 - Структура образца N – 7 % Ti после горячего прессования

Исследования фазового состава показали, что при низком содержании титана в связке фазы α -Ti и интерметаллиды не идентифицированы (таблица 13). Как и в связках N, в данных образцах присутствуют фазы твердого раствора на основе меди (Cu) и железа (Fe). В отличие от фазового состава связок N в данных образцах присутствует еще одна фаза со структурным типом, аналогичным меди, и значением периода решетки 3,610 Å. Так как карты распределения элементов показали незначительное взаимодействие меди с титаном, можно сделать вывод, что данная

фаза образована в результате обеднения медной фазы никелем, продиффундировавшим в титан.

Таблица 13 – Фазовый состав связок N с различным содержанием титана.

Состав	Содержание фаз, масс. %				
	Cu $a = 3,580 \text{ \AA}$	Cu $a = 3,610 \text{ \AA}$	Fe	α -Ti	Ti ₂ (Ni,Co,Fe)
N – 1 % Ti	81	9	10	-	-
N – 3 % Ti	70	10	19	-	1
N – 5 % Ti	60	13	25	1	1
N – 7 % Ti	57	15	24	2	2

На дифрактограммах образцов, содержащих 3, 5 и 7 % титана, присутствуют слабые пики, соответствующие чистому титану и его интерметаллидам. Таким образом, понижение механических свойств связок с высоким содержанием титана, скорее всего, связано с образованием хрупких интерметаллидов. Поэтому для изготовления связки выбран состав N – 1 % Ti, который по твердости и прочности не уступает базовой связке, но за счет наличия реакционно-активного компонента, взаимодействующего с алмазом и cBN при температурах горячего прессования, может обладать более высокой прочностью удержания зерен СТМ.

Исходный порошок титана марки ПТОМ имел средний размер больше 10 мкм и, следовательно, невысокую удельную поверхность. Его использование в качестве добавки в связку без дополнительной механической обработки в небольшом количестве приведет к тому, что областей контакта титана с зернами СТМ будет крайне мало.

Для решения данной проблемы проведены эксперименты по введению титана в связку не отдельно, а в виде порошка, механически легированного с компонентами базовой связки. Было проведено механическое легирование титана отдельно с порошком никеля, с порошком Next100 и с порошковой смесью состава N. В шихту титан вводился в соотношении, необходимом для получения состава N – 1 % Ti.

Механическое легирование порошков осуществлялось в ПЦМ «Активатор-2s» в течение 10 минут.

На дифрактограмме механически легированного порошка титана с никелем (далее обозначено [Ni-Ti]) присутствовали только явные отражения никелевой фазы (рис. 30). В незначительном количестве была обнаружена фаза TiH_2 , присутствовавшая в исходном порошке титана.

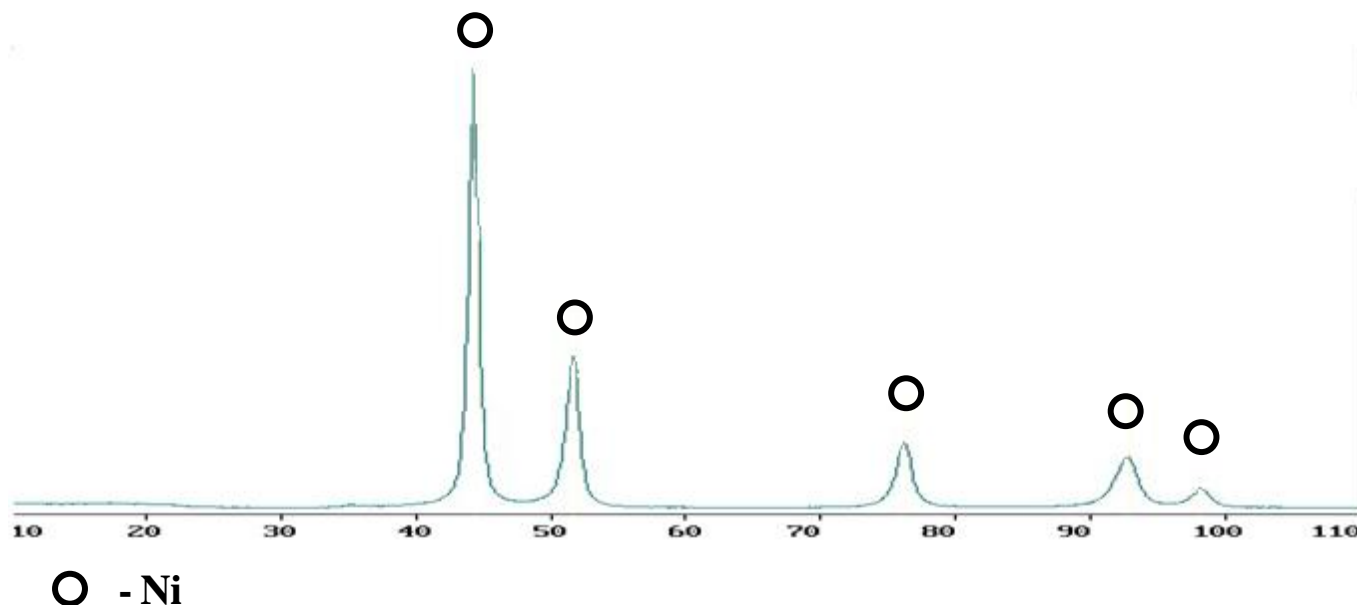
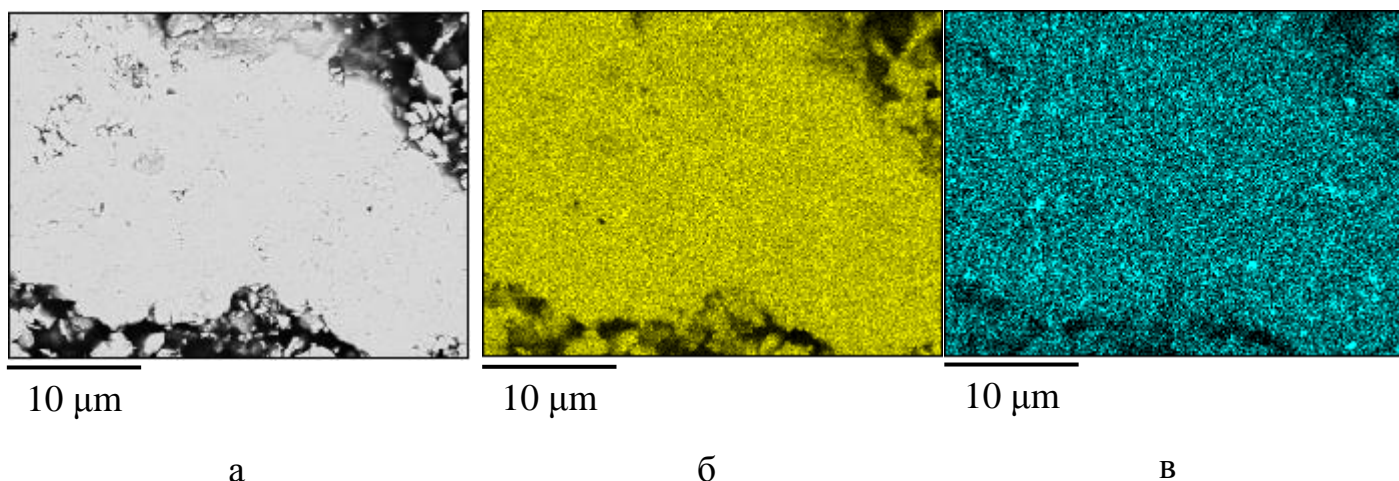


Рисунок 30 – Дифрактограмма механически легированного порошка [Ni-Ti]

Анализ структуры порошка [Ni-Ti] после обработки в ПЦМ показал, что полученный порошок представляет собой совокупность крупных частиц (средний размер больше, чем у исходных порошков Ni и Ti), в которых никель и титан распределены равномерно (рис. 31).



*а – Снимок частицы, сделанный в режиме обратно отраженных электронов;
 б – Съемка велась в характеристическом излучении никеля;
 в - Съемка велась в характеристическом излучении титана.*

Рисунок 31 – Структура механически легированного порошка [Ni-Ti]

Данный режим обработки порошка также подходит и для получения гомогенных по составу и структуре механически легированных порошков Next100 и Ti (далее обозначено [Next100-Ti]). Рентгенофазовый анализ показал наличие фазы, являющейся твердым раствором кобальта в железе, а также двух фаз, видимо, твердых растворов на основе меди, отличающихся по значению периода решетки и, следовательно, по составу (рис. 32).

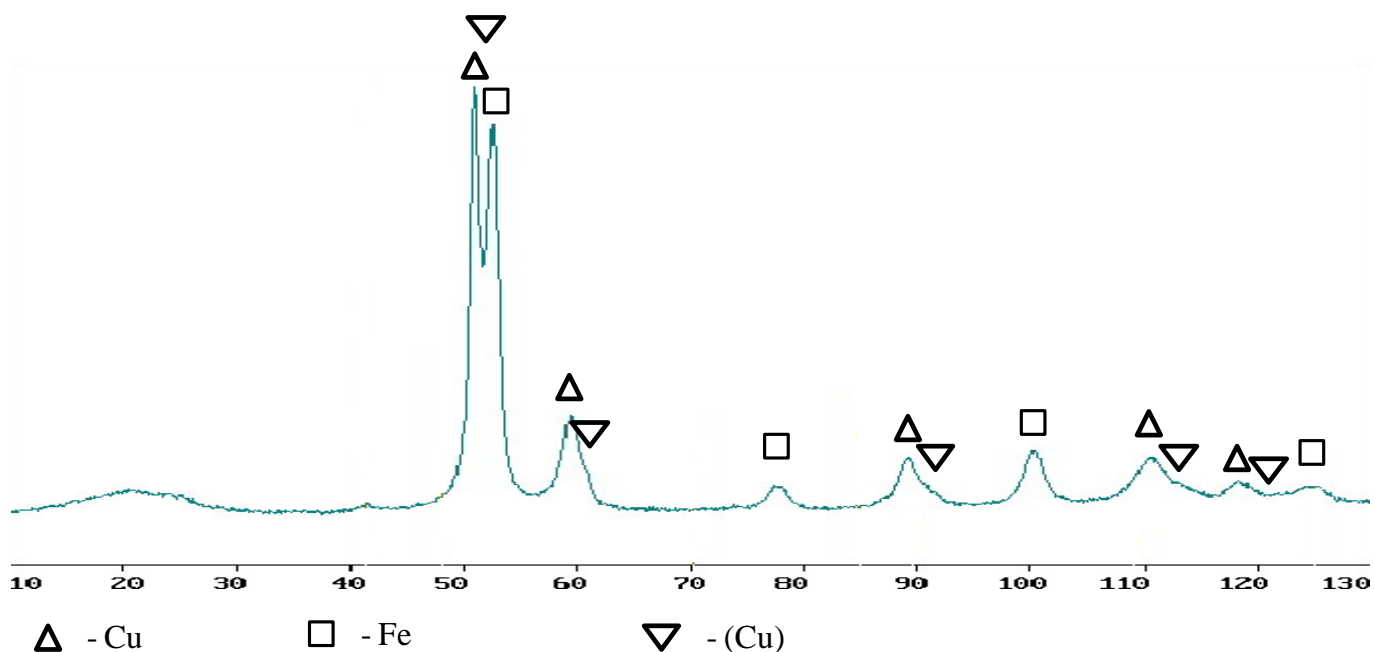
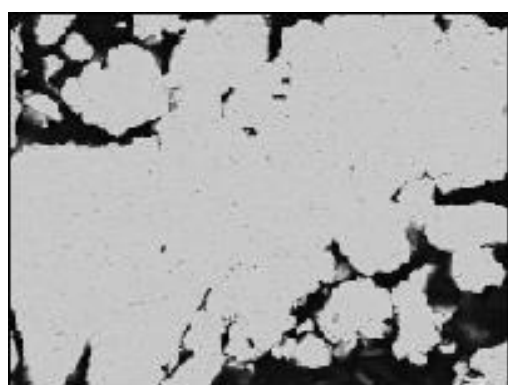


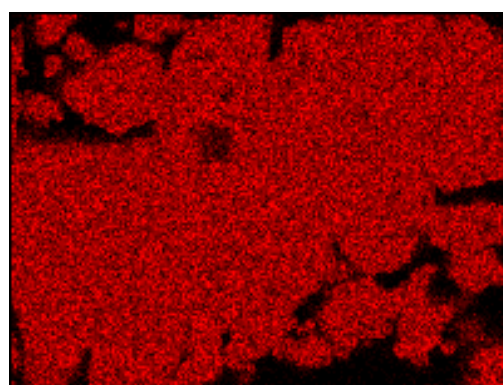
Рисунок 32 – Дифрактограмма механически легированного порошка [Next100-Ti]

Анализ структуры показал, что порошок [Next100-Ti] однороден по составу на микроуровне. Отдельных областей, обогащенных железом или медью обнаружено не было. В процессе механической обработки титан был равно распределен в объеме порошка (рис. 33).



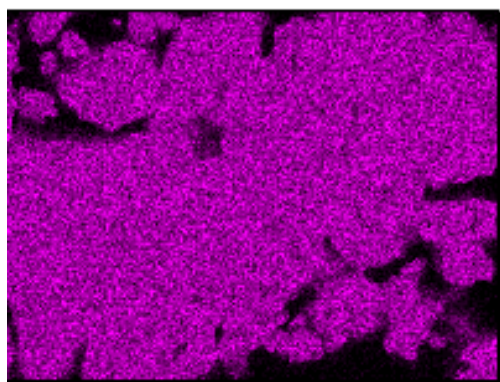
10 μm

а



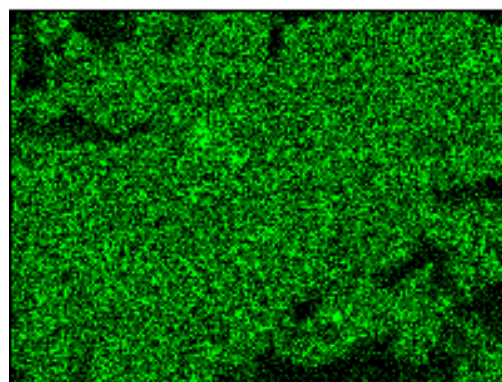
10 μm

б



10 μm

в



10 μm

г

а – Снимок частицы, сделанный в режиме обратно отраженных электронов;

б – Съемка велась в характеристическом излучении меди;

в - Съемка велась в характеристическом излучении железа;

г - Съемка велась в характеристическом излучении титана.

Рисунок 33 – Структура механически легированного порошка [Next100-Ti]

В результате обработки в ПЦМ шихты состава N + 1 % Ti образовалась двухфазная порошковая смесь, состоящая в основном из фазы на основе меди. Пиков, принадлежащих титану или гидриду титана, обнаружено не было (рис. 34).

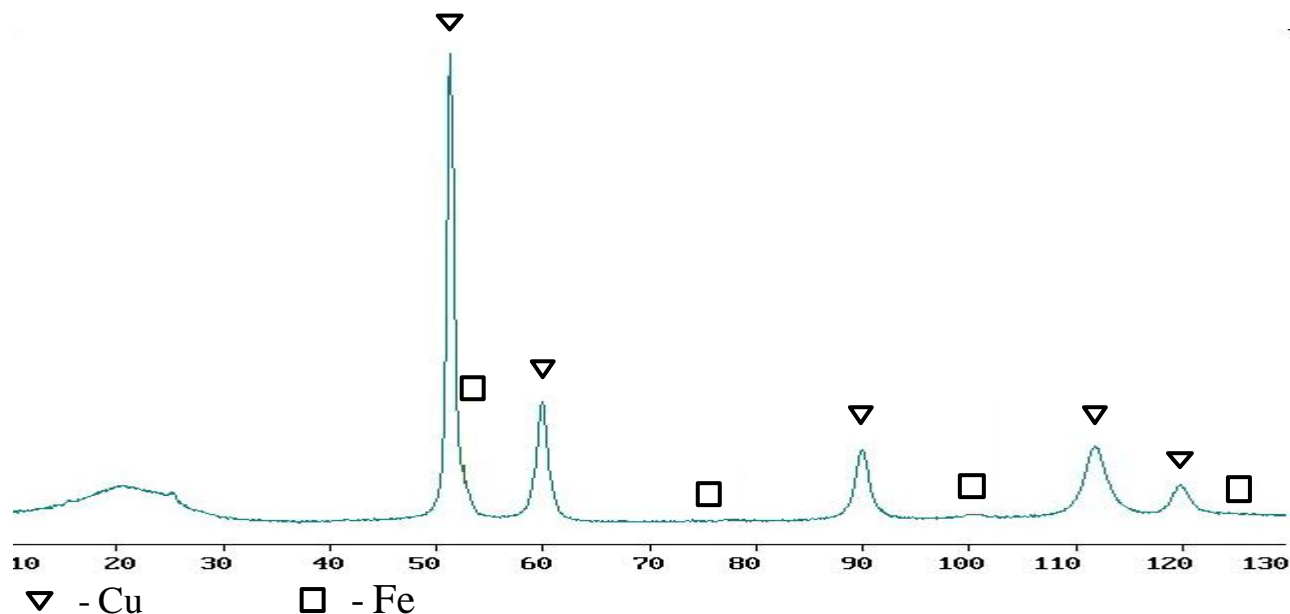
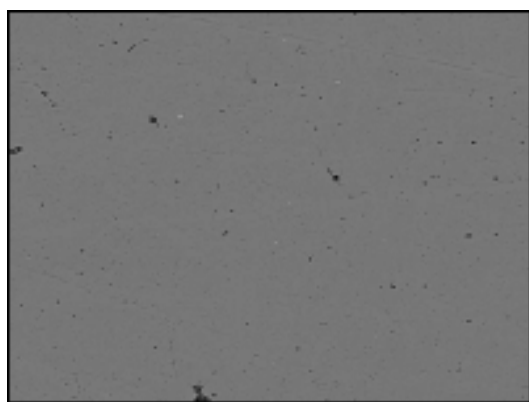


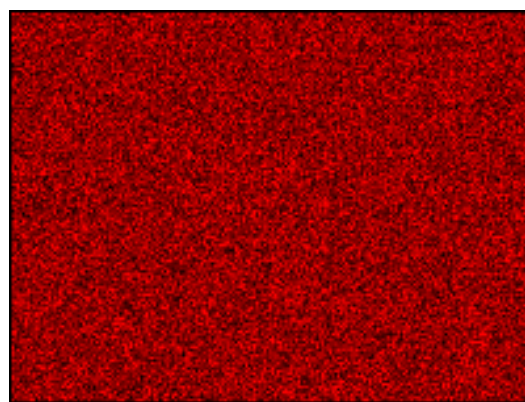
Рисунок 34 – Дифрактограмма механически легированного порошка N + 1 % Ti

Для механически легированной порошковой смеси N + 1 % Ti (далее обозначено [N - Ti]) примененный режим обработки в ПЦМ также подходит для равномерного распределения титана в объеме, что подтверждается картами распределения элементов (рис. 35).



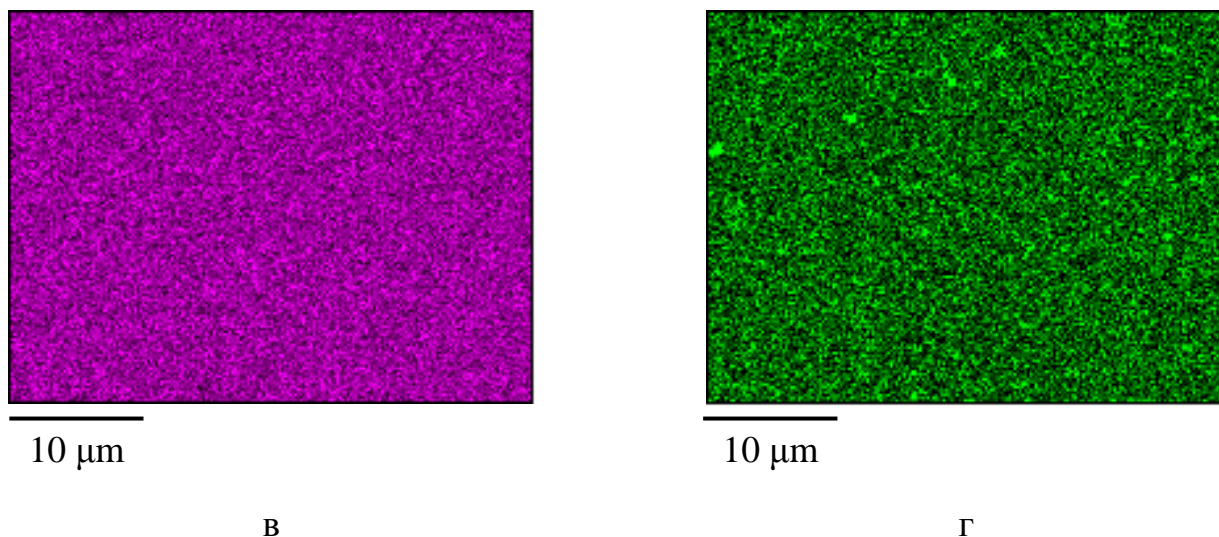
10 μm

а



10 μm

б



а – Снимок частицы, сделанный в режиме обратно отраженных электронов;

б – Съемка велась в характеристическом излучении меди;

в – Съемка велась в характеристическом излучении железа;

г – Съемка велась в характеристическом излучении титана.

Рисунок 35 – Структура механически легированного порошка [N – Ti]

Механически легированные порошки [Ni-Ti] и [Next100-Ti] затем смешивались с порошками Next100 и Ni, соответственно, в соотношении, необходимом для получения состава N + 1 % Ti. Затем по стандартным режимам горячего прессования были изготовлены компактные образцы. Механические свойства данных материалов представлены в таблице 14.

Таблица 14 – Свойства механически легированных связок N – 1 % Ti

Состав	Пористость, %	Твердость, HRB	Предел прочности на изгиб, МПа
Next100 + [Ni-Ti]	5,2	102	1010±30
[Next100-Ti]-Ni	7,0	104	800±100
[N - Ti]	12,0	105	200±10

Уменьшение механических свойств материалов полученных с применением метода механического легирования объясняется в первую очередь укрупнением

исходного порошка, что подтверждается данными гранулометрического состава (рис. 36). Значение средневзвешенного на массу размера частиц (средний диаметр Де Брукера – Хардена) меньше в том случае, когда титан механически обрабатывали с никелем, поэтому данный метод введения титана в связку был выбран для последующего изготовления алмазосодержащих сегментов режущего инструмента.

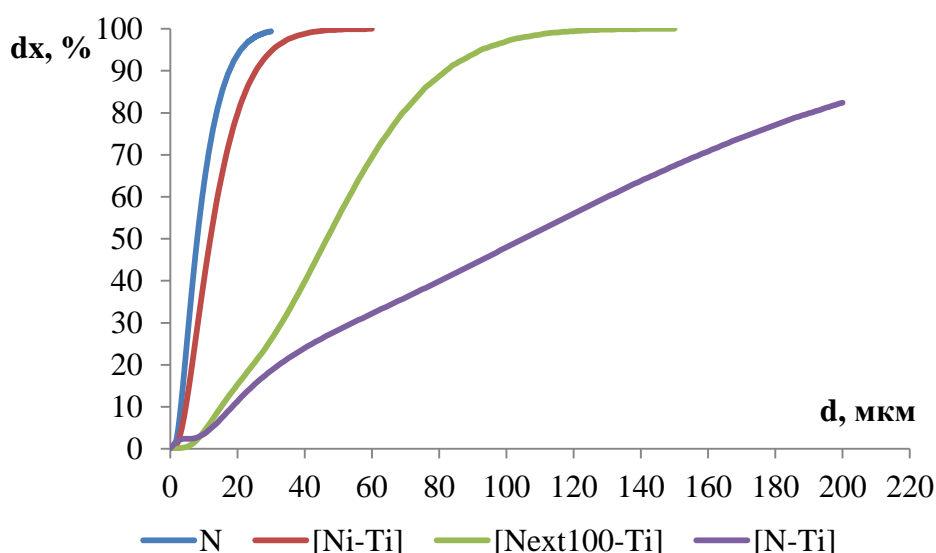
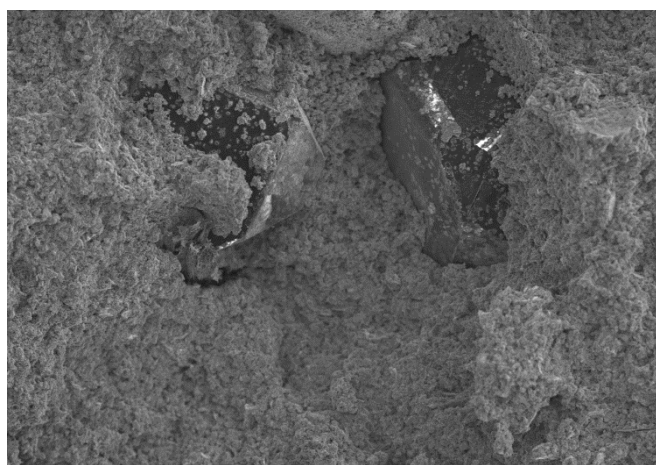


Рисунок 36 – Гранулометрические составы исходного порошка и порошков N – 1 % Ti после механического легирования.

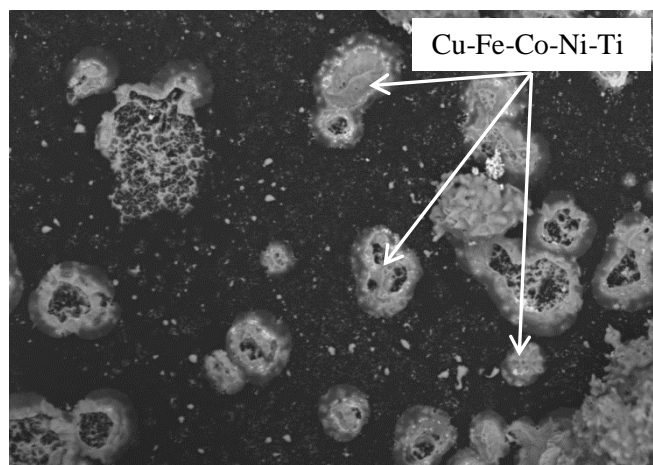
Таким образом, из смесей с механически легированным титаном порошком никеля получены компактные образцы с самыми высокими твердостью и пределом прочности на изгиб. Из смеси, приготовленной данным способом, методом горячего прессования были изготовлены сегменты, содержащие зерна СТМ.

Изломы сегментов исследовались методом СЭМ. Структура излома и поверхность зерна СТМ представлены на рисунке 37.



200 μm

а



15 μm

б

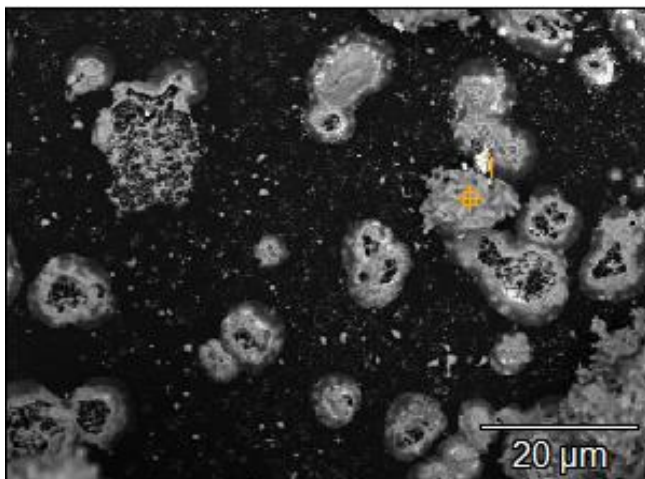
а – Алмазы на изломе сегмента;

б – Поверхность алмазного зерна в сегменте.

Рисунок 37 – Излом сегмента со связкой N – 1 % Ti и СТМ

Алмазные зерна на изломе сегмента почти целиком покрыты слоем связки. Это говорит о том, что трещина при разрушении сегмента, как правило, проходит по когезионному типу. Такой характер поверхности излома позволяет судить о высокой адгезии связки к зернам алмаза.

Анализ границы раздела алмаз-связка подтверждает предположение о высокой адгезии. На поверхности зерен СТМ были обнаружены многочисленные участки налипшей металлической матрицы размером около 10 мкм и более. Исследования состава данных областей методом ЭДС показали, что они практически соответствуют составу связки (рис. 38). Наличие в каждой из них титана позволяет сделать вывод о его положительном влиянии на адгезию связки к алмазным зернам.



Элементный состав в точке 1 (масс %):

C – 3,5;

Ti – 1;

Cu – 14;

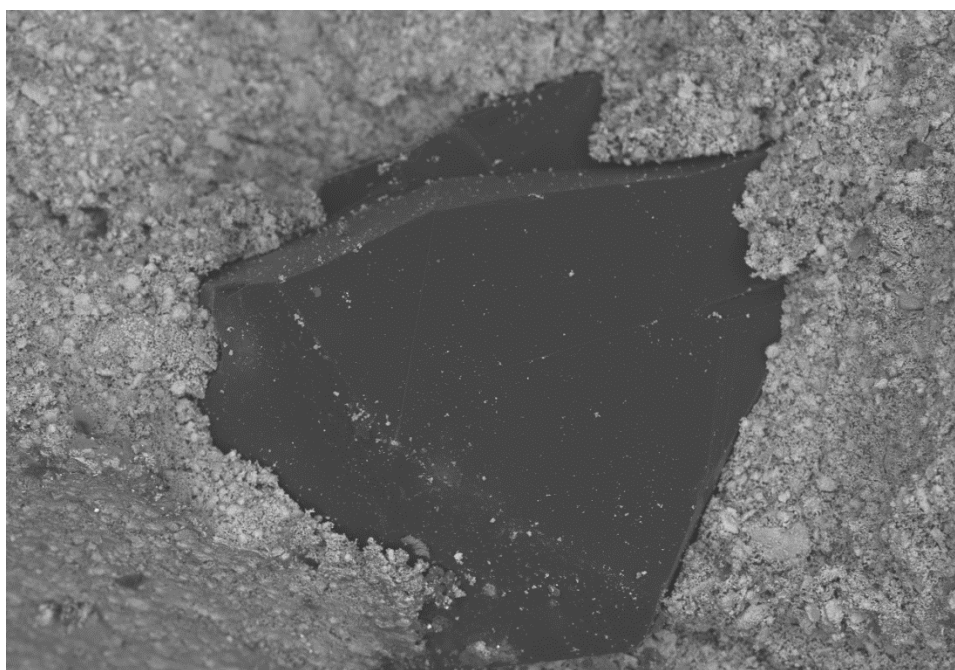
Ni – 32;

Fe – 26,5;

Co – 23.

Рисунок 38 – Поверхность алмаза на изломе связки и спектр в точке 1

В отличие от алмазов на поверхности зерен cBN на изломах сегментов не было обнаружено участков налипшей связки и следов взаимодействия с титаном. Несмотря на это связка N – 1 % Ti обладает достаточно высокой адгезией к зернам cBN (рис. 39).



100 μm

Рисунок 39 – Зерно cBN на изломе сегмента со связкой N – 1 % Ti

ГЛАВА 4 ИСПЫТАНИЯ ИНСТРУМЕНТОВ С МОДИФИЦИРОВАННЫМИ СВЯЗКАМИ N

4.1 Оптимизация содержания алмазов и cBN в режущем инструменте

Одним из важнейших этапов при разработке режущего инструмента, предназначенного для резки стали и чугунов, является подбор сочетания алмазов и cBN, которое бы позволило добиться лучшего соотношения производительности и ресурса. Известно [3], что обработку сталей, чугунов и других карбидообразующих материалов нежелательно осуществлять алмазным инструментом, так как алмазы подвергаются химическому износу. При взаимодействии с металлами триады железа понижается температура перехода алмаза в стабильную модификацию углерода – графит. cBN отлично подходит для резания стали, из-за отсутствия взаимодействия с материалами на основе железа. Теплостойкость cBN выше, чем у алмаза [2], что позволяет использовать его в инструментах в более экстремальных условиях эксплуатации. Однако по статической прочности порошки cBN уступают синтетическим алмазам. Использование только порошков cBN в качестве абразивной составляющей может привести к достаточно быстрой потере производительности из-за разрушения абразивных частиц.

В данной работе оптимизация соотношения алмазов/cBN в инструменте проводилась на отдельных перлинах канатных пил. В качестве связки перлин использован состав N. Были изготовлены перлины со следующим соотношением СТМ (алмаз – cBN, масс. %): 100% алмазов, 75 % – 25 %, 50 % – 50 %, 25 % - 75 %. Общее содержание СТМ было одинаковым – 20 об. %.

На рисунке 40 представлены результаты производительности и удельного ресурса испытанных перлин. Производительность резания оценивалась по уменьшению массы обрабатываемого стального диска (количеству перехода стали в стружку), удельный ресурс – по отношению массы обработанной стали к потере массы перлины за время испытания.

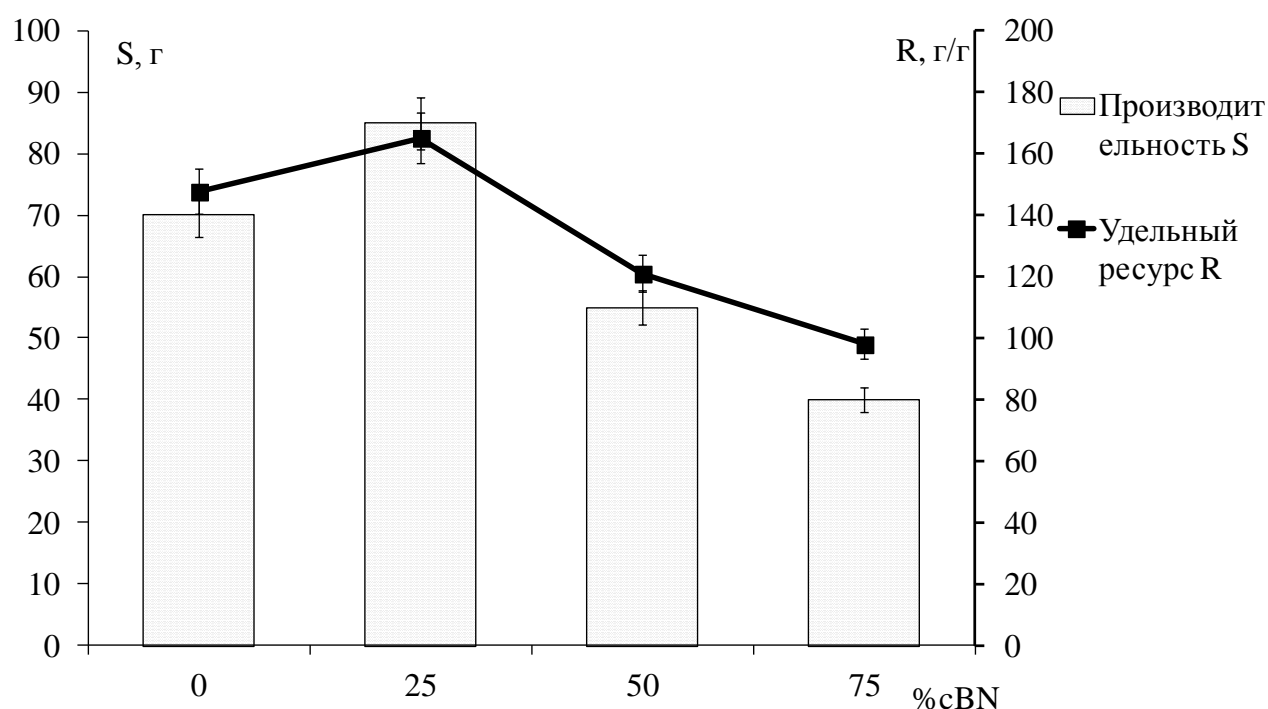


Рисунок 40 – Производительность и удельный ресурс перлин при резке стали

Как видно из рисунка 40, 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.

Одна из причин повышения производительности при замене алмазов на cBN – более прочное механическое зацепление зерен со связкой. Используемые в работе алмазы имеют правильную кубооктаэдрическую огранку. Исходные порошки cBN характеризуются более сложной формой и высокой шероховатостью поверхности (рис. 1), за счет чего они лучше удерживаются в связке.

Данная гипотеза подтверждается при анализе состояния зерен СТМ (целые, разрушенные, вырванные) в рабочем слое перлин после испытаний (рис. 41). На поверхности перлин, содержащих в качестве абразива только алмазы, было обнаружено в несколько раз большее количество ямок с четко выраженными гранями, являющихся следствием вырыва алмазов (рис. 42). Замена алмазов на cBN позволяет уменьшить количество вырывов и, следовательно, добиться лучшего закрепления абразива.

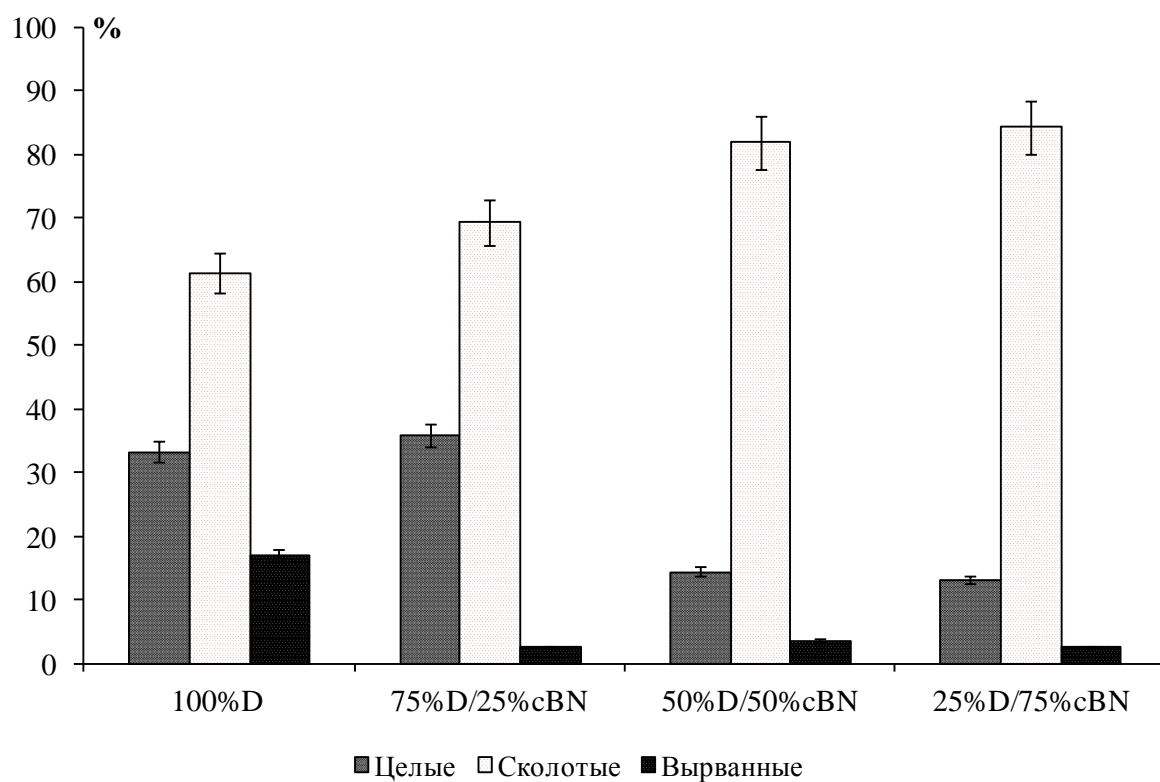


Рисунок 41 – Состояние СТМ после испытаний по резке стали перлинами

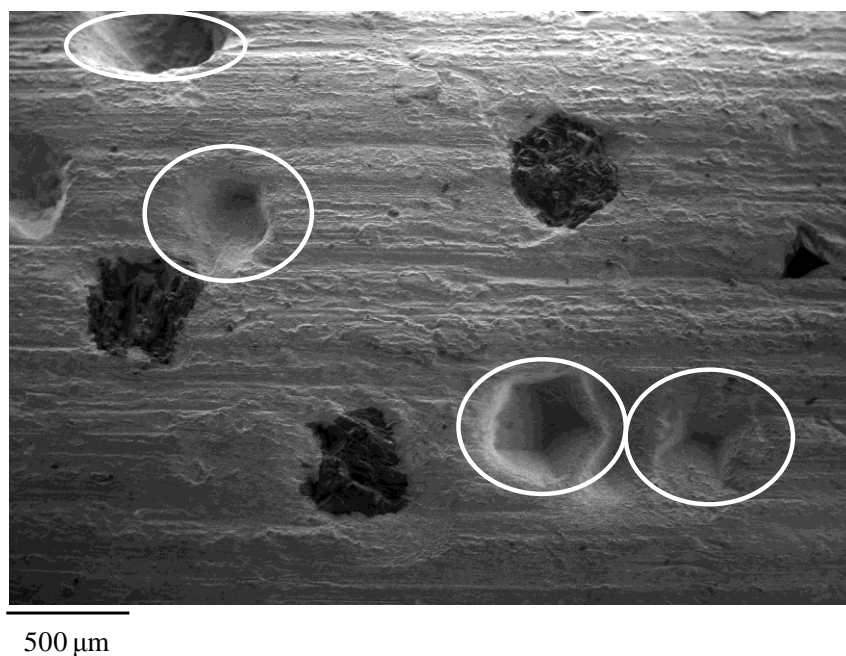


Рисунок 42 – Поверхность перлины со связкой Next100 после испытаний по резке стали (кратеры от выпадения алмазов выделены белыми овалами)

Закрепление зерен cBN в связке происходит не только за счет механического зацепления, но и за счет химического взаимодействия с матрицей. Для подробного исследования взаимодействия cBN со связкой границы раздела изучались методами оже-спектроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния света и сканирующей электронной микроскопии.

Для исследования эффектов, происходящих на границе cBN – связка были сняты рамановские спектры из центра хрупко разрушенного зерна и с его поверхности. Частицы cBN обладали высокой адгезией к связке. Поэтому при разрушении сегмента / перлины трещины проходили не только по границе раздела со связкой, но и через зерна cBN.

На рисунке 43 приведен рамановский спектр с центра хрупко разрушенного зерна cBN, находящегося в связке.

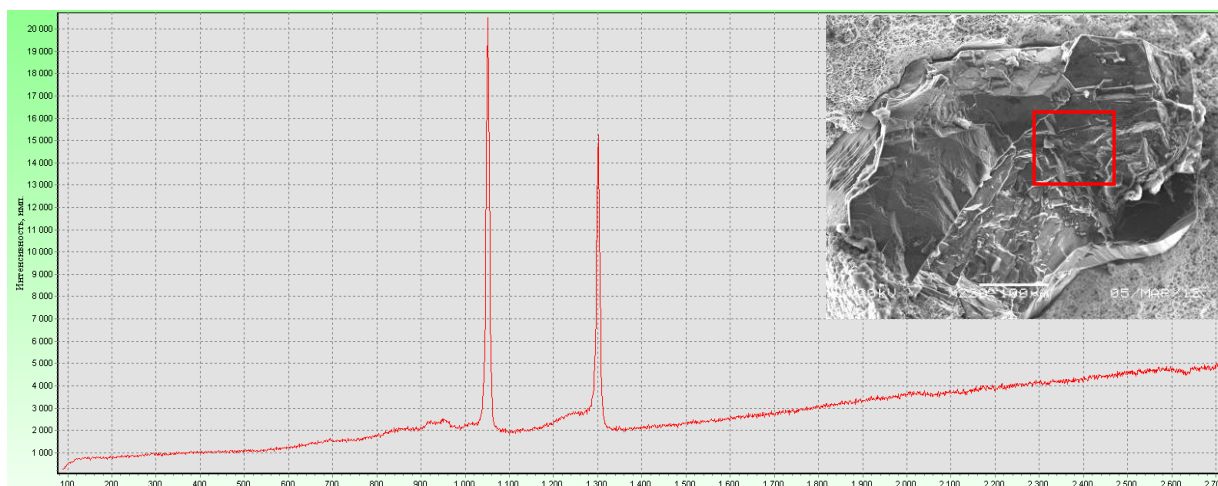


Рисунок 43 – Рамановский спектр, полученный с центра хрупко разрушенного зерна cBN.

На данном спектре присутствуют два явных пика 1050 см^{-1} и 1305 см^{-1} соответствующие чистому cBN. Линии, которые могли бы относиться к боридам или нитридам из-за взаимодействия СТМ со связкой, отсутствуют. Также, судя по полученному спектру, в центре зерна cBN после горячего прессования не происходит перехода из кубической модификации в гексагональную.

Для анализа поверхности было выбрано неразрушенное зерно cBN в изломе сегмента. Рамановский спектр, полученный с этой области, приведен на рисунке 44.

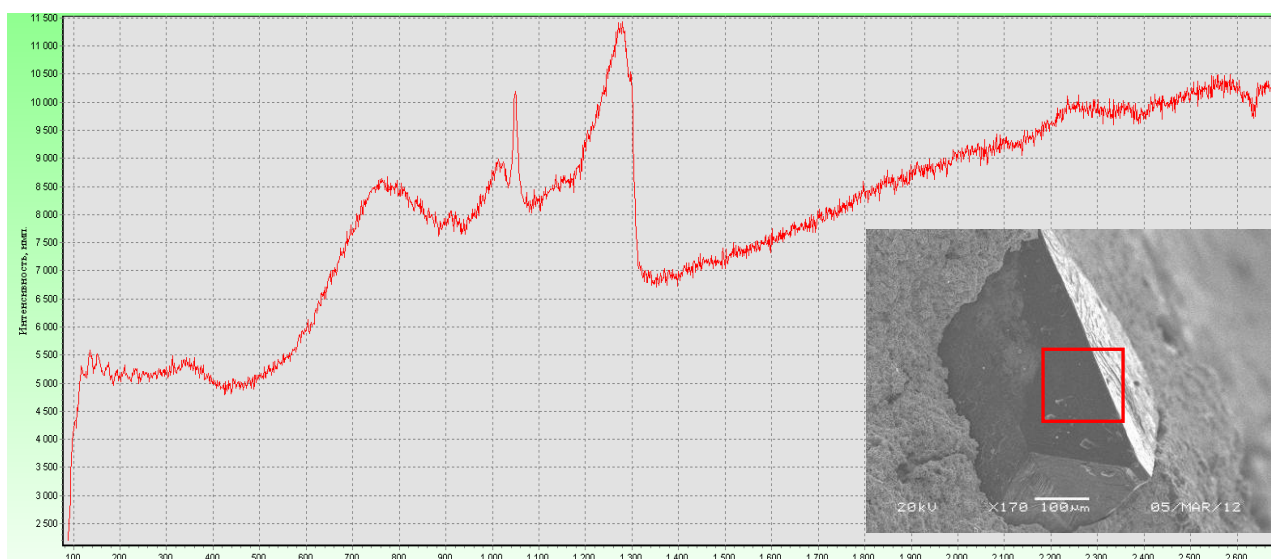


Рисунок 44 – Рамановский спектр, полученный с поверхности кристалла cBN

Пики 1050 см^{-1} и 1305 см^{-1} , соответствующие cBN, также присутствуют, однако они уширены. Такое уширение пиков обычно наблюдается перед фазовым переходом BN из кубической в гексагональную модификацию. Кроме того, на спектре есть линии в районе 800 см^{-1} , относящиеся к карбидам или оксидам металлов, что свидетельствует о возможном взаимодействии материала связки с cBN.

Исследования поверхностных слоев зерен cBN проводили методом оже-спектроскопии. Для исследования влияния модифицирующих частиц на удерживание СТМ в рабочем слое данный эксперимент проводился на образце со связкой состава N+5,1 % WC.

В связи с тем, что электроны с энергией 5–2000 эВ, используемые в оже-спектроскопии, сильно рассеиваются в твердом теле, данный метод позволяет исследовать лишь тонкий поверхностный слой толщиной до 2 нм. На рисунке 45 представлено изображение монокристалла cBN на изломе перлины со связкой.

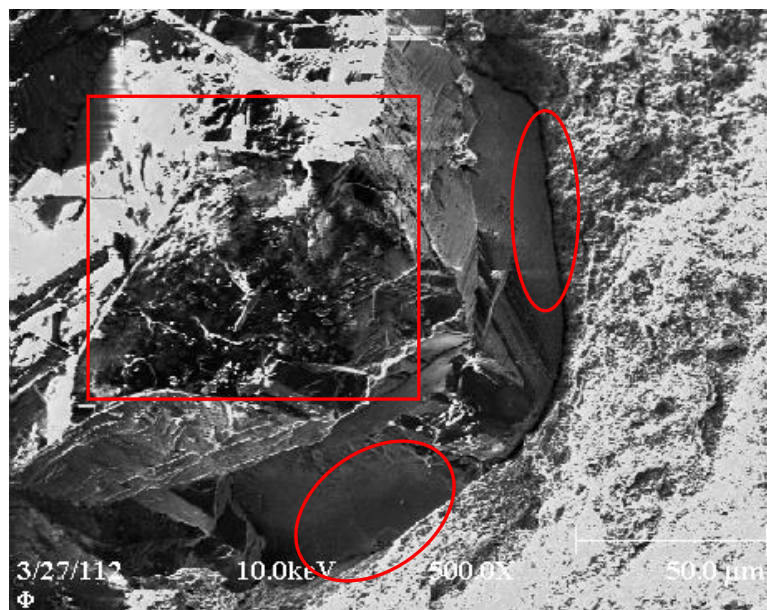


Рисунок 45 - Монокристалл cBN на изломе перлины со связкой N-WC.

Представленный монокристалл обладает двумя характерными областями. В одном случае излом проходил по зерну cBN (такая область выделена на рисунке квадратом), в другом – по границе раздела cBN-связка (области, выделенные овалами).

Элементный анализ, сделанный в центре зерна cBN, не показал наличия металлических элементов, присутствовавших в связке, так как данная область с ней не контактировала. Кроме В и N здесь были обнаружены С и О (рис. 46), их наличие может быть объяснено адсорбцией газов CO_2 и O_2 на поверхности исследуемого образца.

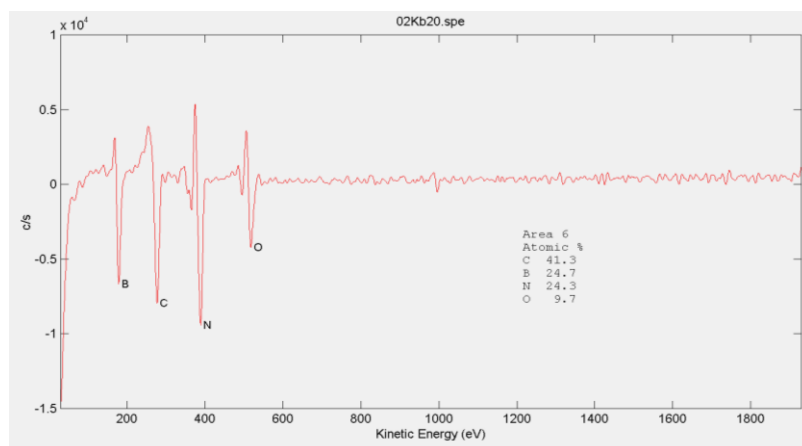
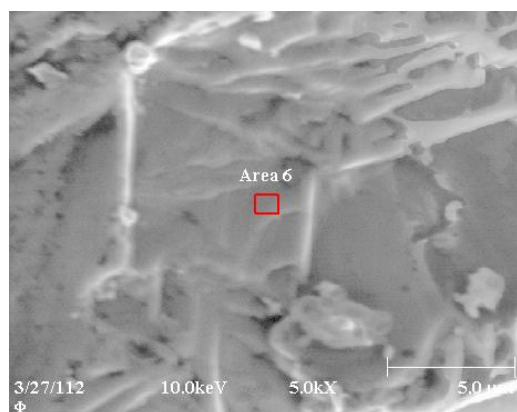


Рисунок 46 - Спектр области хрупкого разрушения монокристалла cBN

Анализ участка поверхности, находящегося на границе cBN-связка, показал, что практически целиком зерно СТМ покрыто тонким слоем металлов, входивших в состав связки (область 8 на рис. 47). В спектре присутствуют не только линии, соответствующие связке, но и В и N, что свидетельствует об очень тонком слое металла на поверхности cBN – 1-2 нм, так как при большей толщине из-за рассеивания оже-электронов в спектрах данных линий бы не было.

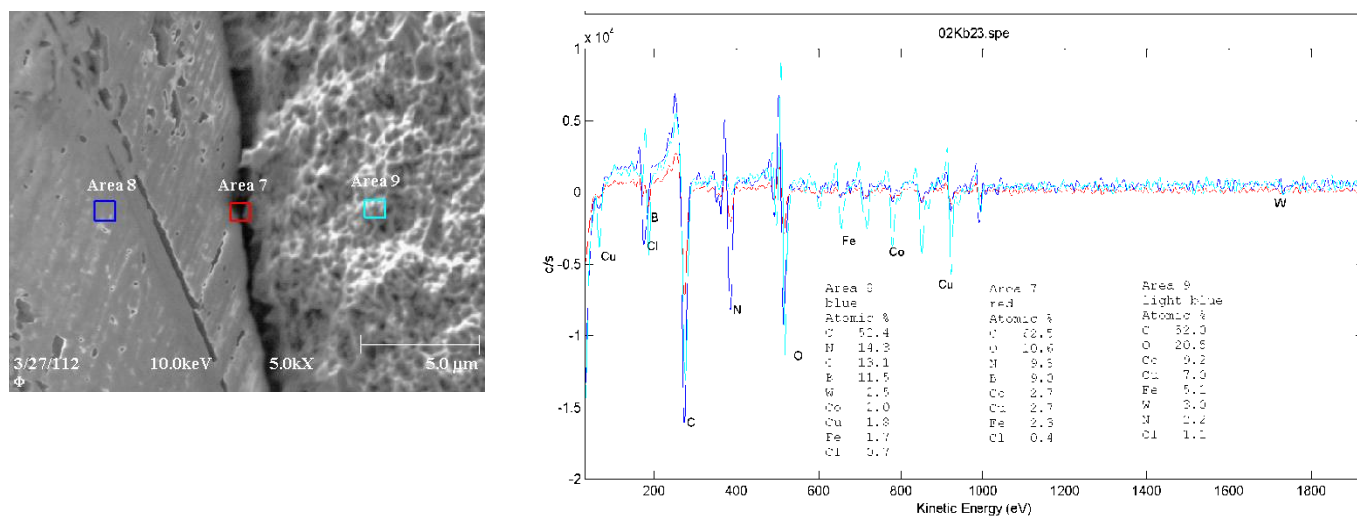
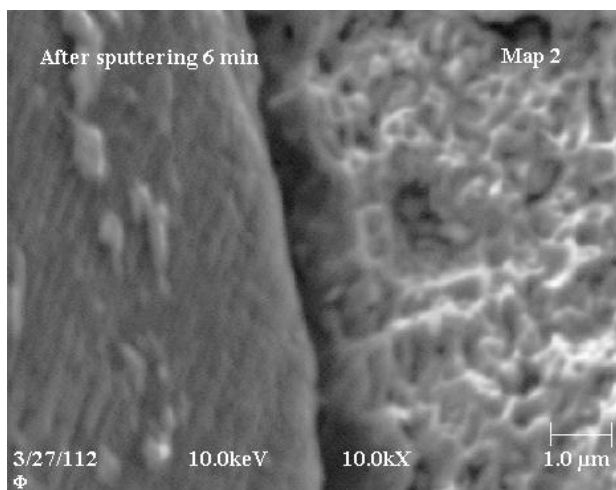


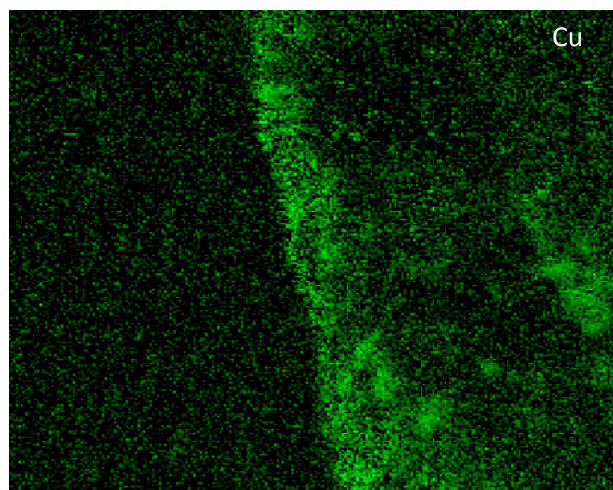
Рисунок 47 - Спектры, снятые с поверхности cBN (область 8), границы cBN-связка (область 7) и внутри связки (область 9)

В спектрах, полученных с поверхности монокристалла cBN, как и в самой связке, присутствует линия W. На рисунке 48 приведены карты распределения элементов с данного участка. Видно, что на некоторых участках на зерне cBN слой связки толще (светло-серые области). Результаты энерго-дисперсионной спектроскопии указывают на повышенное содержание в данных областях железа и вольфрама. Причем при отсутствии WC связка располагается по зерну cBN тонким слоем. Из этого можно сделать вывод, что наличие в связке наночастиц WC повышает адгезию к монокристаллам cBN.

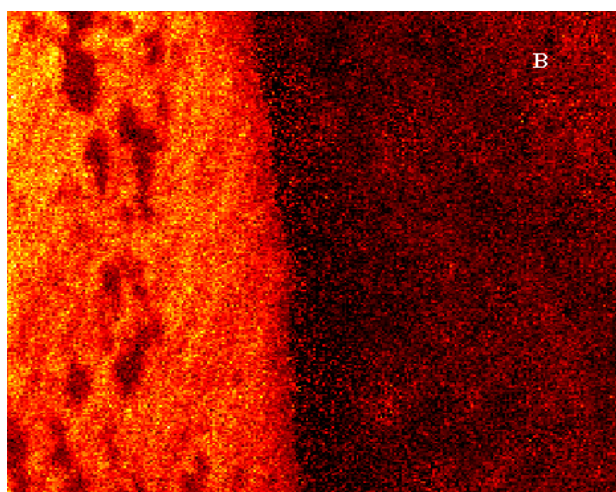
Участки, где связка на зернах cBN располагается толстым слоем, почти не содержат меди, что объясняется отсутствием взаимодействия в системе WC-Cu.



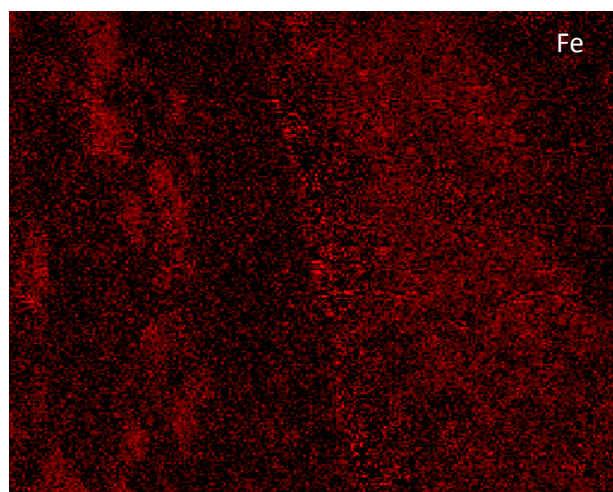
а



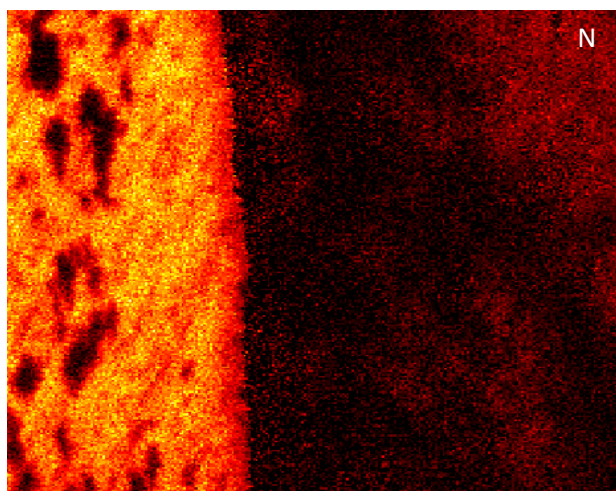
г



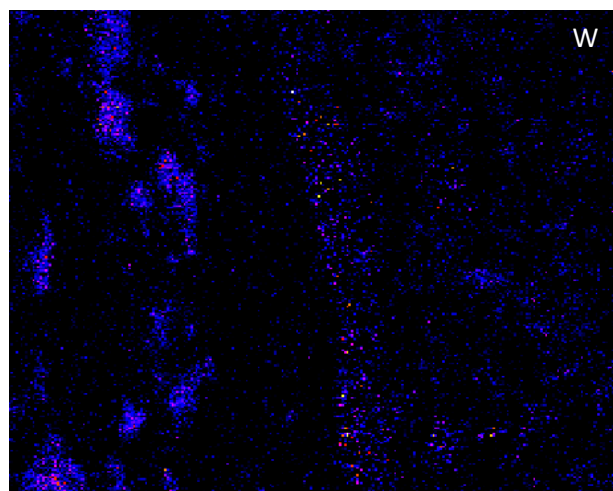
б



д



в



е

а – снимок границы раздела «сBN – связка»;

б – снимок, полученный в характеристическом излучении В;

в – снимок, полученный в характеристическом излучении N;

г – снимок, полученный в характеристическом излучении Си;

d – снимок, полученный в характеристическом излучении Fe;

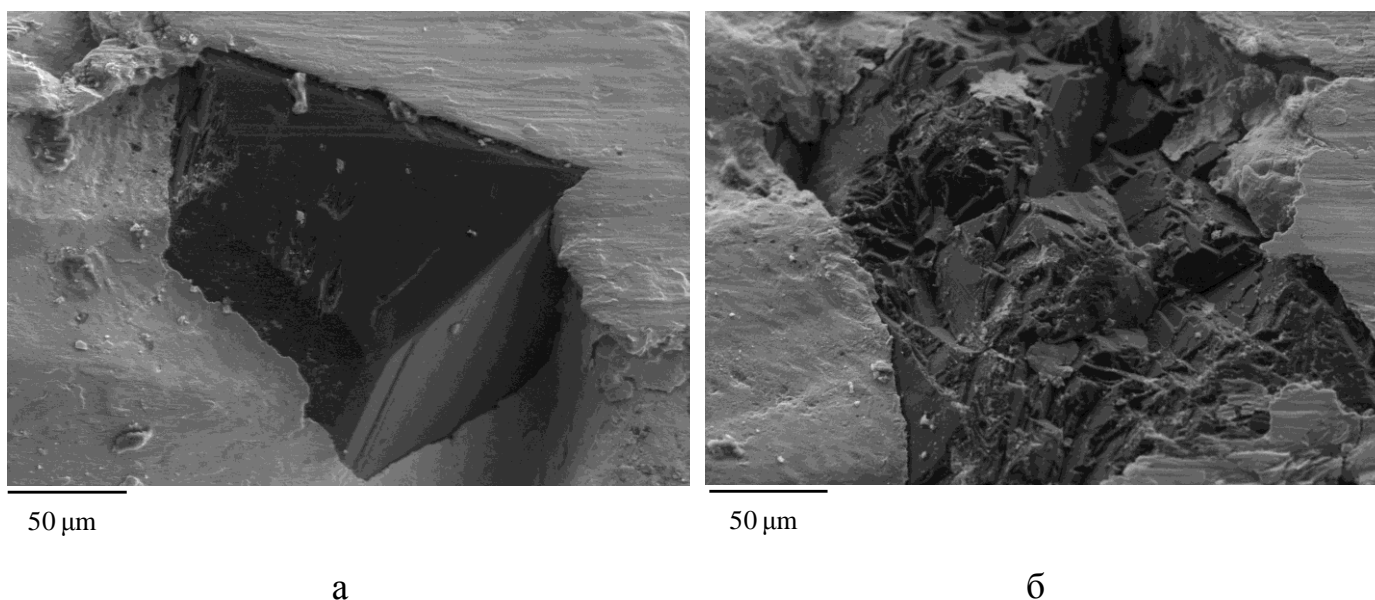
e – снимок, полученный в характеристическом излучении W;

Рисунок 48 - Карты распределения элементов участка контакта cBN- связка

Таким образом, установлено, что закрепление зерен cBN в связке происходит за счет химического взаимодействия со связкой N. Наночастицы WC дополнительно увеличивают адгезию cBN к связке.

Другой причиной повышения эксплуатационных свойств инструмента при частичной замене алмазов на cBN является отсутствие износа в результате графитизации. В момент контакта алмазных зерен со сталью в процессе резки происходит локальное увеличение температуры, в результате чего становится возможен переход углерода в стабильную модификацию – графит. Затем тонкая пленка графита удаляется с поверхности алмаза. Многократное повторение данных процессов приводит к тому, что острые режущие грани начинают закругляться. Так как алмаз обладает крайне низким коэффициентом трения по стали ($\sim 0,1$), он начинает проскальзывать по поверхности обрабатываемого изделия и теряет режущие свойства. cBN не подвержен графитизации при резке сплавов на основе железа. Поэтому инструменты, в которых cBN частично заменяет алмазы, обладает большей производительностью при резке стали.

Анализ поверхности СТМ в инструменте после испытаний с помощью оптического микроскопа показал, что зерна cBN в процессе резания подвергались хрупкому разрушению, в результате которого могли образовываться новые острые грани, располагающиеся под разным углом к связке и обрабатываемому материалу. Таким образом, постепенный износ зерен cBN не приводит к потере инструментом режущих свойств и производительности. Характер разрушения алмазов отличался. Они могут скалываться по плоскостям спайности, в результате чего образуются новые грани с низкой шероховатостью. При большой продолжительности резки это может приводить к потере производительности инструмента. Снимки зерен алмаза и cBN в перлинах после испытаний по резке стали представлены на рисунке 49.



а – алмаз; б – сВN.

Рисунок 49 – Состояние зерен СТМ в перлинах после испытаний по резке стали

Однако при высоком содержании сВN в рабочем слое инструмента эксплуатационные свойства инструмента уменьшаются. Это связано с тем, что зерна сВN обладают меньшей статической и динамической прочностью по сравнению с алмазными. Поэтому использование только сВN в качестве абразива в инструменте может уменьшить его производительность.

4.2 Результаты сравнительных испытаний экспериментальных канатных пил

Для проведения сравнительных испытаний в качестве образца сравнения была выбрана канатная пила фирмы «Cedima» (производство Германия), предназначенная для резки стали. Данная фирма является одним из мировых лидеров в производстве алмазных канатных пил, ОСК и буровых коронок. Используемая канатная пила отличалась от экспериментальных по способу изготовления. Она содержала всего один слой алмазов, связка нанесена на корпус с закрепленными зернами абразива гальваническим способом.

Для сравнения с зарубежным аналогом были изготовлены канатные пилы как с базовой связкой N, так и упрочненные наночастицами WC и ZrO₂, с

оптимизированным соотношением алмазов и cBN – 75 / 25. В качестве обрабатываемого материала использована сталь марки Ст3.

Условия испытаний, в которых проходила резка, совпадали с рекомендованными для резки канатами «Cedima» - линейная скорость движения каната 15 м/с, водяное охлаждение с расходом воды 10 л/мин. Длина канатов составляла 6 м, с 40 перлинами на 1 погонный метр. Усилие, с которым инструменты прижимались к стальной отливке, определялось по значению фактической мощности на гидравлической машине Hilti D-LP32 и было постоянным (15 – 17 кВт). Испытания инструментов проводились до полной потери инструментами режущей способности.

Результаты сравнительных испытаний канатных пил приведены на рисунке 50.

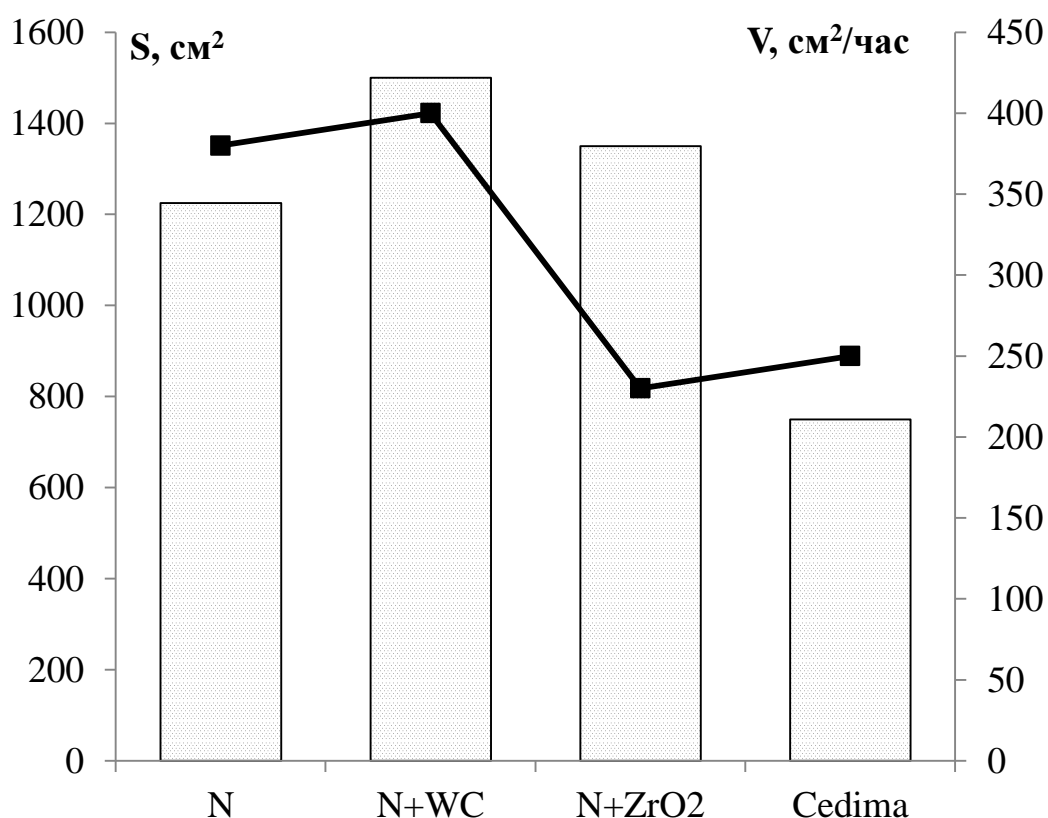


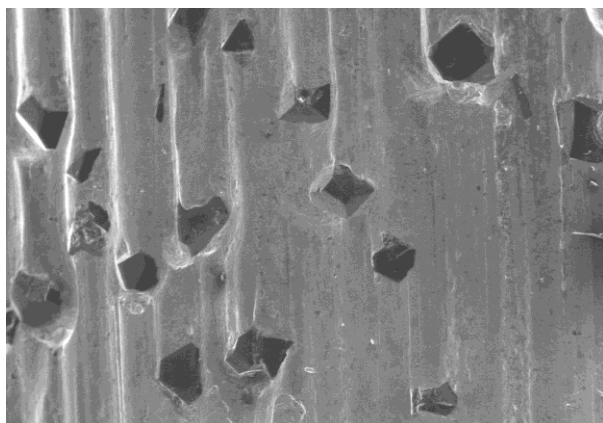
Рисунок 50 – Производительность и скорость резания канатных пил со связками N и пилы фирмы «Cedima»

По производительности все экспериментальные канатные пилы превосходят инструмент фирмы «Cedima» на 60 – 100 %. Причем самая высокая производительность отмечена у канатной пилы со связкой N–WC – 1500 см². По скорости резания «Cedima» также уступает экспериментальным образцам. Это может быть связано с наличием в последних зерен cBN, механизм износа которых, как отмечалось ранее, отличается от механизма износа алмазов. Зерна cBN из-за меньшей прочности больше подвержены хрупкому разрушению в процессе резания стали. При скалывании зерен образуются новые грани с острыми ребрами, что приводит к сохранению высокой скорости резания на протяжении длительного периода испытаний.

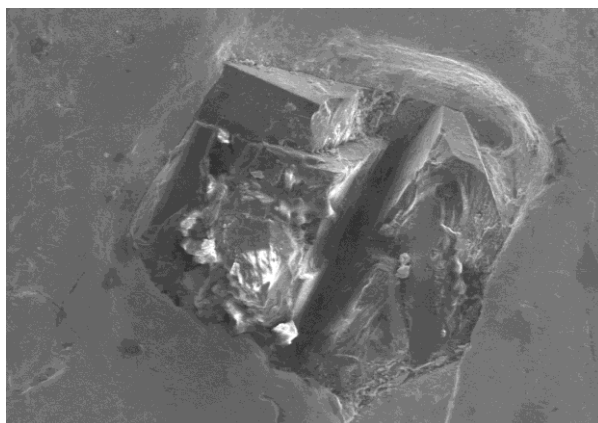
Износ экспериментальных инструментов был незначителен. За время испытаний перлины на этих канатах уменьшились в диаметре на 0,4 – 0,5 мм. Таким образом, толщина рабочего слоя уменьшилась на 0,2 – 0,25 мм, то есть на величину, не превышающую размер зерен алмазов или cBN. Потеря инструментами производительности резания свидетельствует в данном случае об их заполировывании. Перлины канатной пилы «Cedima» были изношены вплоть до корпуса, на который укладываются алмазы и наносится металлическое покрытие. Для дальнейшего использования данный инструмент был непригоден, в то время как экспериментальные канатные пилы были готовы к работе после перевскрытия рабочего слоя.

На рисунке 51 показана поверхность перлин и состояние абразивных зерен после испытаний. Как видно, в перлинах экспериментальных инструментов практически отсутствуют кратеры – следы выпадения СТМ (рис. 51 а-в). Это свидетельствует об их высокой адгезии со связкой. На поверхности хорошо заметны канавки, образованные в результате абразивного износа связки шламом из стальных стружек и СТМ. При таком износе невозможно поддержание работы инструмента в режиме самозатачивания. Однако после перевскрытия рабочего слоя пилы на специальном станке либо при ее прохождении через слой бетона (или другого абразивного материала) возможно многократное повторение процесса резки.

На поверхности перлин канатной пилы «Cedima» (даже на неразрушенной части) обнаружены многочисленные следы вырывов алмазов (рис. 51 г). Это указывает на недостаточную прочность использованной в этом инструменте связки. Таким образом, можно утверждать, что невысокая производительность и скорость резания пил «Cedima» является следствием не только износа алмазов, но и их выпадения и, таким образом, уменьшения концентрации в рабочем слое.

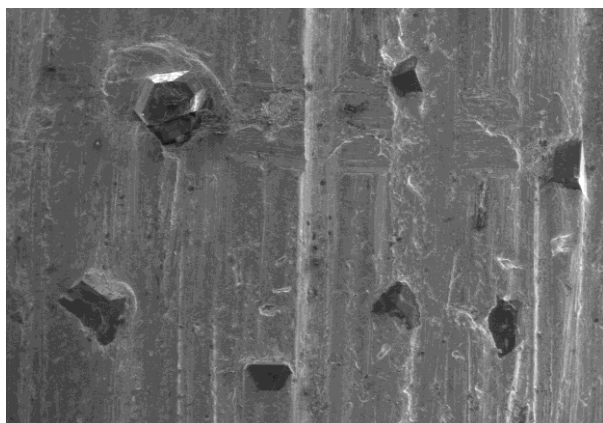


500 μm

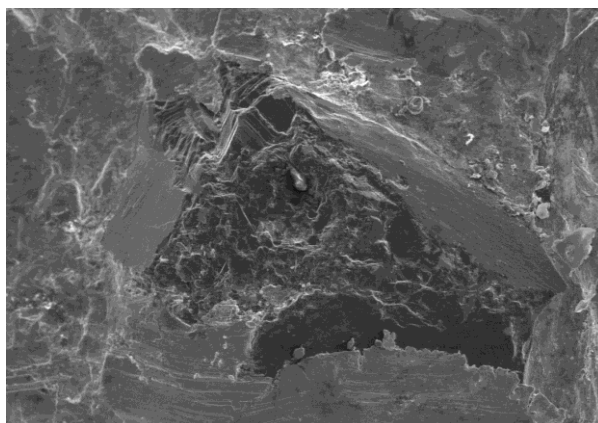


100 μm

а

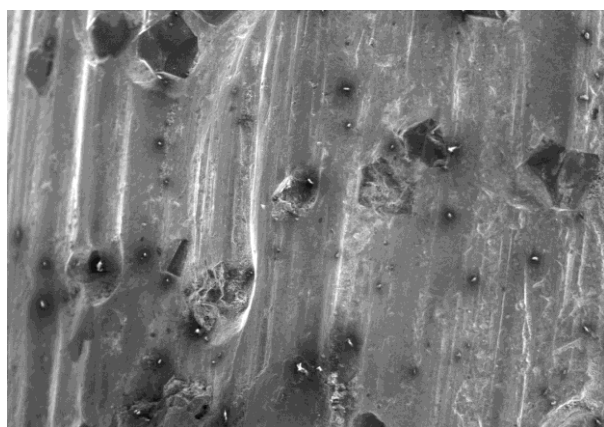


500 μm

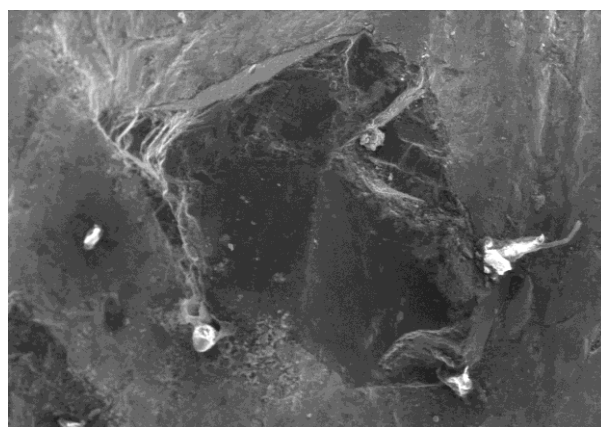


100 μm

б

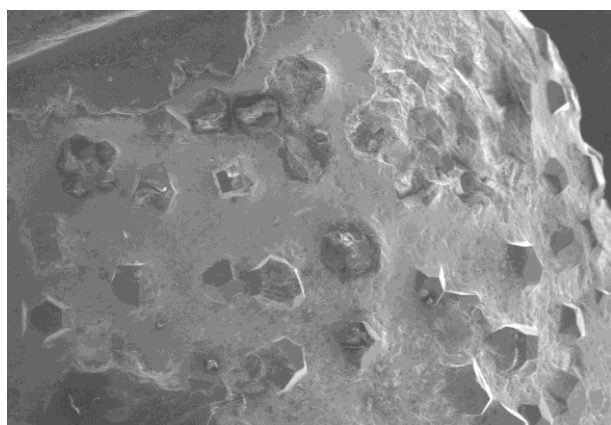


500 μm

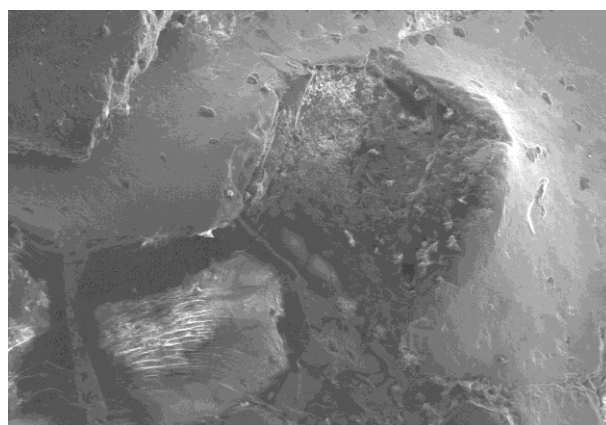


100 μm

В



500 μm



200 μm

Г

*а – Канатная пила со связкой N; б - Канатная пила со связкой N-0,64%ZrO₂;
в - Канатная пила со связкой N-5,1%WC; г – Канатная пила «Cedima»*

Рисунок 51 – Состояние перлин после испытаний по резке стали

На основании результатов проведенных исследований эксплуатационных характеристик и структуры рабочего слоя инструментов после испытаний по резке стали можно заключить, что разработанные канатные пилы превосходят лучшие зарубежные аналоги.

Резку пластичных материалов, таких, как сталь, как правило, не осуществляют многослойными горячепрессованными порошковыми инструментами [159] из-за того, что СТМ изнашиваются быстрее связки. Это приводит к заполировыванию рабочего слоя. Однако в данной работе показано, что такой тип инструментов конкурентоспособен. Резка стали данными канатными пилами может осуществляться с большей скоростью и производительностью, чем пилами с гальванической связкой. Разработанная связка характеризуется высокой адгезией к зернам СТМ, в результате чего практически отсутствует их выпадение, а производительность инструмента не снижается в течение длительного времени использования.

Положительный вклад в эксплуатационные характеристики инструмента вносит и частичная замена алмазов на cBN. Несмотря на то, что твердость cBN ниже, чем у алмаза, отмечено, что использование данного вида СТМ позволяет увеличить производительность инструмента. В силу особенностей морфологии порошка cBN (неправильная форма) он прочно удерживается за счет механического взаимодействия со связкой. Таким образом, повышается ресурс инструмента и коэффициент использования СТМ.

4.3 Результаты сравнительных испытаний экспериментальных ОСК

Для проведения сравнительных испытаний ОСК в качестве зарубежного инструмента-аналога был выбран ОСК фирмы «Boomrad» (производство Франция), предназначенный для резки сталей и чугунов.

Испытания по резке чугуна проходили экспериментальные ОСК со связками из чистого порошка Next100, N, N – 0,64 % ZrO_2 , N – 0,1 % hBN, N – 1 % Ti, N – 1 % Ti – 5,1 % WC.

В качестве обрабатываемого материала были использованы изделия из чугуна марки СЧ20. Для испытаний были выбраны режимы резания, рекомендованные для диска «Boomrad».

Результаты испытаний всех ОСК представлены на рисунке 52.

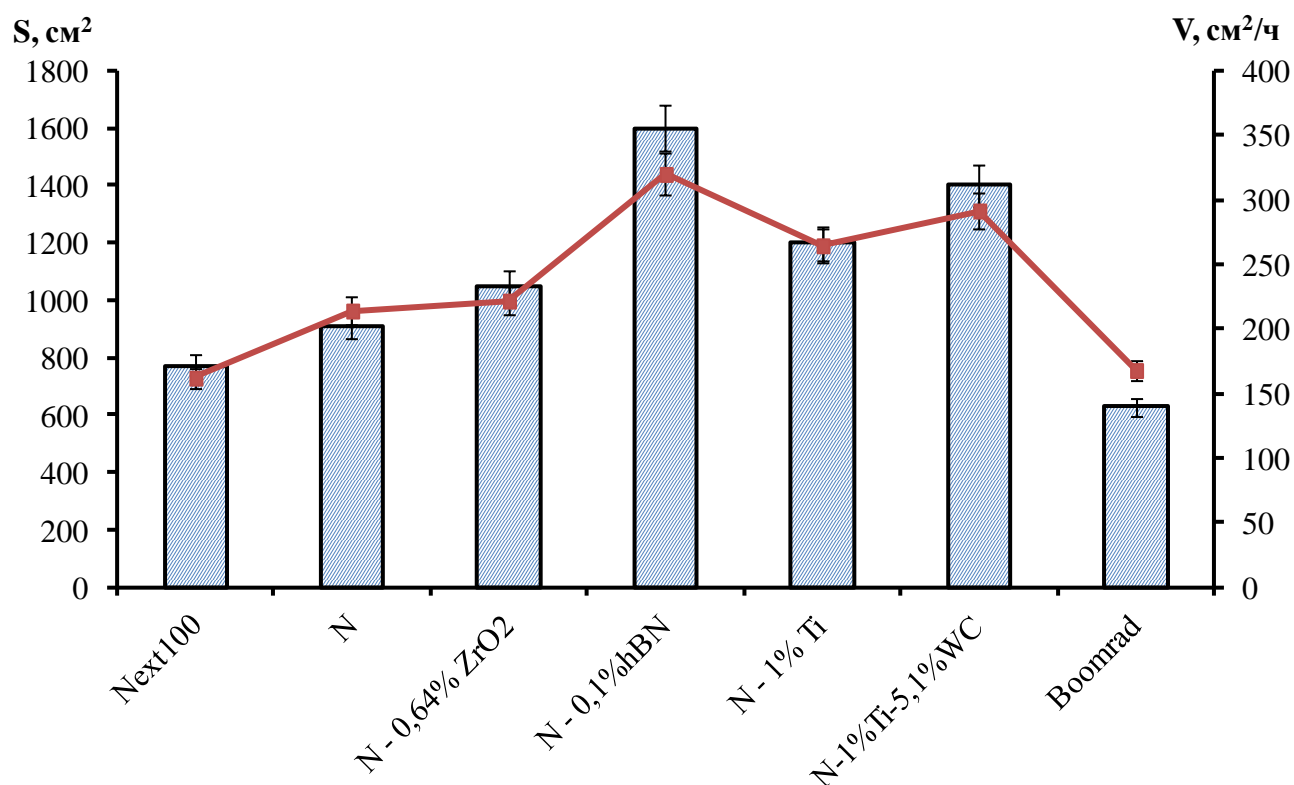


Рисунок 52 – Результаты испытаний ОСК по резке чугуна марки СЧ20

Как следует из рисунка, среди экспериментальных инструментов меньшей производительностью и удельным ресурсом обладает ОСК со связкой из порошка Next100. Сегменты данного ОСК были самыми хрупкими и частично откалывались в процессе резания. Это связано с низкой ударной вязкостью сплава Next100. Недостаточно высокие механические свойства данного сплава также являются причиной низкого алмазодержания. На поверхности сегментов данного ОСК было обнаружено самое большое количество ямок от вырванных зерен СТМ (рис. 53).

Легирование сплава Next100 никелем за счет повышения ударной вязкости позволяет увеличить срок службы и производительность ОСК.

Введение модифицирующих частиц ZrO_2 и реакционно-активной добавки Ti дополнительно повышает эксплуатационные характеристики инструмента. ZrO_2 является химически инертной добавкой как к связке, так и к зернам СТМ. Поэтому данные частицы воздействуют на качество инструмента только путем повышения

механических свойств связки. Добавка небольшого количества титана приводит к повышению алмазоудержания, так как за счет химического взаимодействия с алмазами на границе со связкой образуются повышающие адгезию подслои карбида титана (рис. 38). Анализ поверхности сегментов после испытаний показал, что легирование связки титаном приводит к уменьшению количества зерен СТМ, вырванных из рабочего слоя (рис. 53).

По результатам испытаний, установлено, что комплексное модифицирование связки высокодисперсными частицами (WC) и реакционно-активным по отношению к СТМ компонентом (Ti) позволяет увеличить производительность и скорость резки инструмента (на 200 см² и 30 см²/ч соответственно) по сравнению с ОСК со связкой, легированной только Ti.

Лучшими эксплуатационными свойствами обладал ОСК со связкой N – 0,1 % hBN. Причиной этого является синергетический эффект от введения hBN как твердой смазки и модификатора механических свойств связки. Во-первых, добавка данных частиц приводит к повышению способности связки к удержанию зерен СТМ, так как анализ поверхности сегментов показал, что вырванных алмазов практически нет. Во-вторых, hBN в процессе резания работает как твердая смазка, предотвращая износ сегментов. Таким образом, в меньшей степени изнашивается связка на границе раздела с зернами СТМ, а также может предотвращаться схватывание связки с обрабатываемым материалом в зоне контакта при высоких температурах. В-третьих, hBN, находящийся в связке в виде высокодисперсных частиц, может покрывать часть поверхности алмазов, предохраняя их от контакта с железом и кобальтом и, таким образом, от графитизации при горячем прессовании.

ОСК марки «Boomrad» обладал самой низкой производительностью среди испытанных инструментов.

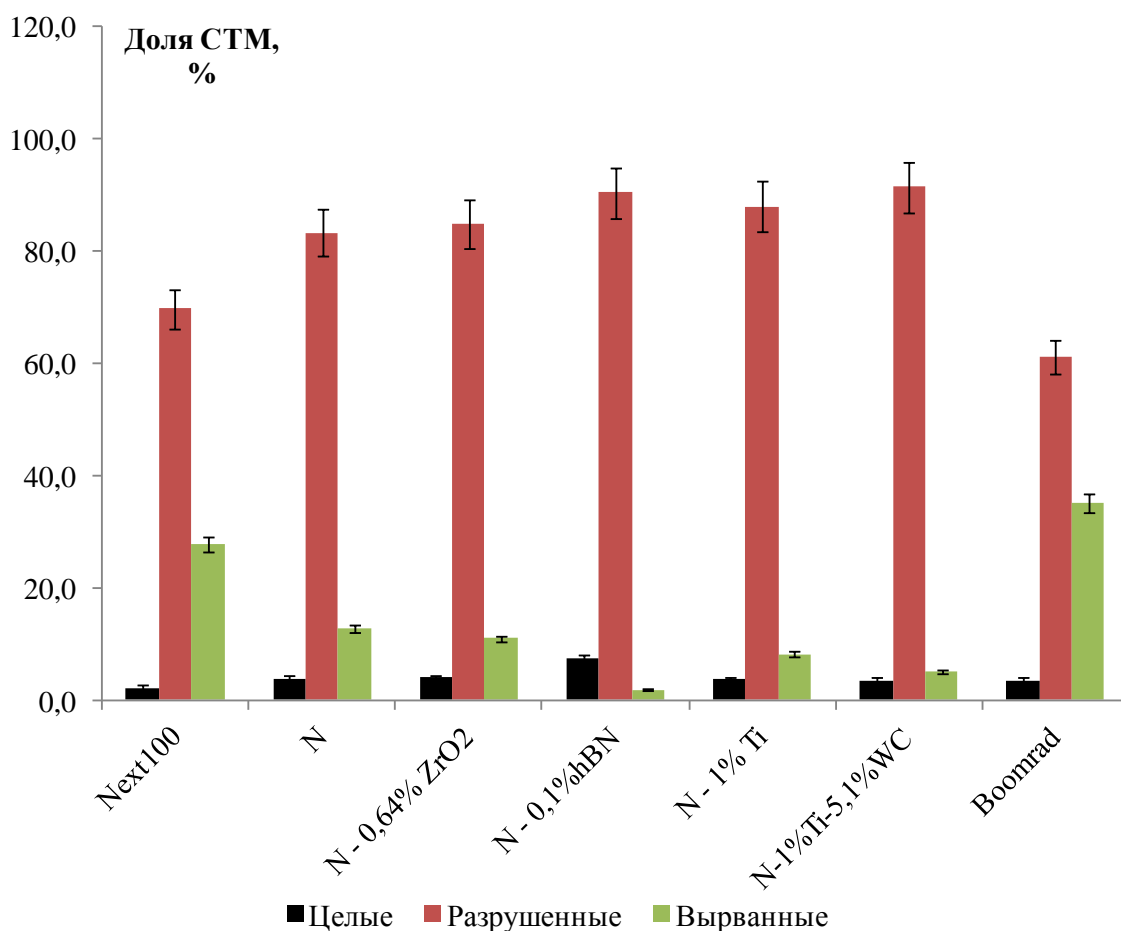


Рисунок 53 – Состояние зерен СТМ в связке ОСК после испытаний по резке чугуна

Стоит отметить, что износ всех испытанных инструментов не превышал 0,2 – 0,3 мм, то есть данные ОСК можно эксплуатировать до полного заполировывания рабочего слоя, после чего их необходимо перевскрывать. В режиме самозатачивания при резке чугуна не работает даже предназначенный для этой задачи ОСК «Boomrad». Таким образом, зарубежный инструмент не имеет преимуществ перед экспериментальными. Напротив, по всем характеристикам он уступает ОСК со связками, разработанными в данной работе, и с соотношением алмаз / cBN – 75 / 25 (масс. %).

По итогам данной работы установлено, что лучшей производительностью обладают ОСК со связкой N, модифицированной титаном и частицами hBN. Введение данных компонентов позволяет повысить производительность и удельный

ресурс инструмента при резке стали в 1,5-2 раза по сравнению с базовой связкой N и разработать инструмент в 2,5-3 раза превосходящий по этим характеристикам ведущие европейские аналоги.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Разработаны новые составы связок в системе Cu-Fe-Co-Ni для режущих инструментов на основе СТМ. Определены оптимальные концентрации модифицирующих высокодисперсных частиц WC, ZrO₂ и hBN, что позволило увеличить твердость на 4-7 HRB и прочность на изгиб на 100-200 МПа.

2. Определена оптимальная концентрация и способ введения реакционно-активной добавки титана для получения связки с повышенными механическими свойствами и лучшей адгезионной прочностью удержания зерен СТМ. При концентрации легирующей добавки около 1 % твердость повышается на 5-6 HRB при неизменном значении прочности. Для обеспечения равномерного распределения титана в связке проводят предварительное механическое легирование титана с никелем.

3. Исследованы процессы механического легирования в системе Cu-Fe-Co-Ni. Показана возможность получения композиционных гранул с однородной структурой, состоящих из пересыщенного твердого раствора на основе меди. Описано влияние модифицирующих частиц на процесс механического легирования. Добавка hBN замедляет процесс формирования пересыщенного твердого раствора, а наночастицы WC и ZrO₂ его ускоряют.

4. Определено оптимальное соотношение алмазов и cBN, обеспечивающее максимальную производительность, удельный ресурс и скорость резки инструмента.

5. Проведены сравнительные испытания канатных пил и ОСК с модифицированными высокодисперсными частицами связками. Показано, что канатные пилы со связками, модифицированными WC и ZrO₂, обладают на 15-20 % большей производительностью по сравнению с пилами с базовой связкой N. При обработке резанием стали экспериментальные образцы канатных пил нового поколения превосходят по производительности и ресурсу лучшие отечественные и зарубежные аналоги. При обработке резанием чугуна введение модифицирующих

частиц позволяет увеличить производительность и скорость резания до 2 раз. Наибольший эффект достигается при легировании связки титаном и hBN.

6 Разработаны технические условия на перлины канатных пил ТУ 3972-034-11301236-2014 и сегменты отрезных кругов ТУ 3972-035-11301236-2014, используемых в процессах резания сталей и чугунов, на основе СТМ с наномодифицированной связкой.

7 Осуществлено внедрение новых связок и технологических приемов их получения в серийное производство ЗАО «Кермет» (г. Москва)

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Поляков В.П., Ножкина А.В., Чириков Н.В. Алмазы и сверхтвердые материалы. – М.: Металлургия, 1990. – 327 с.
- 2 Витязь П. А., Грицук В. Д., Сенють В. Т. Синтез и применение сверхтвердых материалов. – Мн.: Бел. Наука, 2005. – 359 с.
- 3 Синтетические сверхтвердые материалы в 3-х т. Т. 1. под ред. Новикова и др. Киев: Наукова думка, 1986. – 280 с.
- 4 Faming Z., Martin A., Furqan A., Otterstein E., Burkel E.. Pulsed electric field induced diamond synthesis from carbon nanotubes with solvent catalysts // Diamond and Related Materials. – 2011. – Vol. 20. – P. 853 – 858.
- 5 Park J.-K., Park S.-T., Eun K. Y. Synthesis of cubic boron nitride from hexagonal boron nitride with Al-Mg alloy solvent under high pressures and high temperatures // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 1993-1994. – Vol. 12. – P. 225–230.
- 6 Singhala S.K., Park J.K. Synthesis of cubic boron nitride from amorphous boron nitride containing oxide impurity using Mg–Al alloy catalyst solvent // Journal of Crystal Growth, Volume. – 2004. – Vol. 260. – P. 217–222.
- 7 Petrusha I.A., Smirnova T.I., Osipova A.S., Britun V.F. Crystallization of diamond on the surface of cBN ceramics at high pressures and temperatures // Diamond and Related Materials. – 2004. – Vol. 13. – P. 666–670.
- 8 Li Y.S., Ma H.T., Yang L.Z., Yang Q., Hirose A. Enhanced diamond CVD synthesis on steel substrates modified by ion beam implantation and sputtering of Al // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 27. – P. 328 – 333.
- 9 Novikov N.V., Voronkin M.A., Zaika N.I. Deposition of cBN films by ion sputtering of SiB₆ and AlB₁₂ boron-base materials // Diamond and Related Materials. – 1998. – Vol. 7. – P. 1693 – 1697.
- 10 Batsanov S.S. Features of phase transformations in boron nitride // Diamond & Related Materials. – 2011. – Vol.20. – P. 660 – 664.

11 Vel L., Demazeau G., Etourneau J. Cubic boron nitride: synthesis, physicochemical properties and applications // Materials Science and Engineering. – 1991. – Vol. 10. – P. 149 – 164.

12 Irifune T., Isobe F., Shinmei T. A novel large-volume Kawai-type apparatus and its application to the synthesis of sintered bodies of nano-polycrystalline diamond // Physics of the Earth and Planetary Interiors. – 2014. – Vol. 228. – P. 255 – 261.

13 E. Moor, T. Paul, K. Wright. Metal Cutting // Butterworth-Heinemann. – 2000. – p. 446.

14 Арзамасов Б.Н., Соловьева Т.В. Справочник по конструкционным материалам. - М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. - 640 с.

15 Jackson M.J., Davis C.J., Hitchiner M.P., Mills B. High-speed grinding with CBN grinding wheels – applications and future technology // Journal of Materials Processing Technology. – 2001. – Vol. 110. – P. 78 – 88.

16 Ichida Y. Mechanical properties and grinding performance of ultrafine-crystalline cBN abrasive grains // Diamond & Related Materials. – 2008. – Vol. 17. – P. 1791 – 1795.

17 Lin H.M., Liao Y.S., Wei C.C. Wear behavior in turning high hardness alloy steel by CBN tool // Wear. – 2008. – Vol. 264. – P. 679 – 684.

18 Захаренко И. П. Основы алмазной обработки твердосплавного инструмента. Киев: Наукова думка, 1981. – 298 с.

19 Casstevens J.M. Diamond turning of steel in carbon-saturated atmospheres // Precis Eng. – 1983. – Vol.5. – P. 9 – 15.

20 Evans C. Cryogenic diamond turning of stainless steel // Annals of CIRP. – 1991. – Vol. 40. – P. 571 – 575.

21 Zou L., Dong G., Zhou M. Investigation on frictional wear of single crystal diamond against ferrous metals // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2013. – Vol. 41. – P. 174 – 179.

22 Miki H, Yoshida N., Bando K, Takeno T, Abe T, Takagi T. Atmosphere dependence of the frictional wearing properties of partly-polished polycrystalline diamonds // Diamond & Related Materials. – 2008. – Vol.17. – P. 868 – 872.

23 Lane B.M., Shi M., Dow T.A., Scattergood R. Diamond tool wear when machining Al6061 and 1215 steel // Wear. – 2010. – Vol. 268. – P. 1434 – 1441.

24 Uemura M. An analysis of the catalysis of Fe, Ni or Co on the wear of diamonds // Tribology International. – 2004. – Vol. 37. – P. 887 – 892.

25 Narulkar R., Bukkapatnam S., Raff L.M., Komanduri R. Graphitization as a precursor to wear of diamond in machining pure iron: A molecular dynamics investigation // Computational Materials Science. – 2009. – Vol. 45. – P. 358 – 366.

26 Barry J., Byrne G. Cutting tool wear in the machining of hardened steels Part II: cubic boron nitride cutting tool wear // Wear. – 2001. – Vol. 247. – P. 152 – 160.

27 Farhat Z.N. Wear mechanism of CBN cutting tool during high-speed machining of mould steel // Material Science Engineering A. – 2003. – Vol. 361. – P. 100 – 110.

28 Klimenko S.A., Mukovoz Y.A., Polonsky L.G. Advanced ceramic tools for machining application-II // Key Eng. Mater. – 1996. – Vol. 114. – P. 1 – 63.

29 Arsecularatne J.A., Zhang L.C., Montross C. Wear and tool life of tungsten carbide, PCBN and PCD cutting tools // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2006. – Vol. 46. P. 482 – 491.

30 Arsecularatne J.A., Zhang L.C., Montross C., Mathew P. On machining of hardened AISI D2 steel with PCBN tools // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 171. – P. 244 – 252.

31 Lin H.M., Liao Y.S., Wei C.C. Wear behavior in turning high hardness alloy steel by CBN tool // Wear. – 2008. – Vol. 264. – P. 679 – 684.

32 Жедь В. П., Боровский Г. В., Музыкант Я. А., Ипполитов Г. М. Режущие инструменты, оснащенные сверхтвёрдыми и керамическими материалами, и их применение. – М.: Машиностроение, 1987. – 320 с.

33 Neo K.S., Rahman M., Li X.P., Khoo H.H., Sawa M., Maeda Y. Performance evaluation of pure CBN tools for machining of steel // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 140. – P. 326 – 331.

34 Синтетические сверхтвёрдые материалы в 3-х т. Т. 2. под ред. Новикова и др. Киев: Наукова думка, 1986. – 280 с.

- 35 Harris G.I. Long life resin bond wheels. Ultrahard Materials in Industry - Grinding Metals // De Beers Industrial Diamond Division. – 1991. – P. 2 – 4.
- 36 Bakori A., Szymariski A. Practical Uses of Diamond // Ellis Horwood & Polish Scientific Publishers, Warsaw, 1993, P. 124 – 130.
- 37 Jakobuss M. The dynamics of diamond retention in grinding wheel systems. Paper presented during Intertech 2000, Vancouver, Canada, July 17-21, 2000.
- 38 Sen P.K. Synthetic diamond dresser logs: serving the future needs of industry // Industrial Diamond Review. – 2002. – Vol. 62(3). – P. 194 – 202.
- 39 de Heus E.R. The applications and properties of monocrystal // Industrial Diamond Review. – 1997. – Vol. 57. – P. 15 – 18.
- 40 Seal M. The wear of diamond. In Proceedings of the International Industrial Diamond Conference “Science and Technology of Industrial Diamonds”, edited by Burls, J., Vol. 1, Industrial Diamond Information Bureau, London, 1967, P. 145 – 159.
- 41 Przyklenk K. Diamond impregnated tools - uses and production // Industrial Diamond Review. – 1993. – Vol. 53. – P. 192 – 195.
- 42 Premadia - premium diamond abrasives for vitrified bonds. De Beers Industrial Diamond Division. Technical data leaflet NC3000493.
- 43 Cooley B.A., Juchem H.O. Vitrified bonds - no longer a synonym for conventional abrasive tools. In Proceedings of Superabrasives' 85, Chicago, U.S.A. – 1985. – P. 215 – 256.
- 44 Bailey M.W., Juchem H.O. Selection and use of Premadia // Industrial Diamond Review. – 1994. – Vol. 54. – P. 8 – 11.
- 45 Рубан Ф. Г., Бондарев Е. К., Спицина Г. С. Композиционные материалы Стекло-металл-оксид для алмазного инструмента // Сверхтвердые материалы. – 1983. – № 2. – С. 22 – 25.
- 46 Antonini E. Vitrified bonds // Diamante Applicazioni & Tecnologia. – 1994. – Vol. 1. – P. 16 – 17.
- 47 Kopp O. Method for manufacturing metal wires partially covered with abrasive particles for cutting tools. U.S. Patent 4,852,998 (August 1, 1989).

48 Li Y., Li G., Jiang H., He Y. New type of matrix material for the manufacture of electroplated diamond tools // *Industrial Diamond Review*. – 2002. – Vol. 62. – P. 259 – 262.

49 Sofer Y., Yarnitzky Y., Dirnfeld S.E. Evaluation and uses of composite Ni-Co matrix coatings with diamonds on steel applied by electrodeposition // *Surface and Coating Technology*. – 1990. – Vol. 42. – P. 227 – 236.

50 Chiba Y., Tani Y., Enomoto T., Sato H. Development of a High-speed Manufacturing Method for Electroplated Diamond Wire Tools // *CIRP Annals - Manufacturing Technology* – 2003. – Vol. 52. – P. 281 – 284.

51 Sato K., Yokoyama T., Suzuki K. Production of Electrodeposited Diamond Wheels and Grinding Performance for Hard Metals and Ceramics // *Journal of Materials Processing Technology*. – 1996. – Vol. 62. – P. 303 – 308.

52 Li Y., Zhao A., Wang B., Li J., Wu F. Matrix microstructure deteriorations resulting from diamond incorporation in electroplated metal–diamond composites // *Surface & Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 1357 – 1363.

53 Yang Y., Cheng Y.F. Fabrication of Ni–Co–SiC composite coatings by pulse electrodeposition – Effects of duty cycle and pulse frequency // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 216. – P. 282 – 288.

54 de Resende L. W., Corat E. J., Trava-Airoldi V. J., Leite N. F. Multi-layer structure for chemical vapor deposition diamond on electroplated diamond tools // *Diamond and Related Materials*. – 2001. – Vol. 10. – P. 332 – 336.

55 Li Y., Jiang H., Pang L., Wang B., Liang X. Novel application of nanocrystalline nickel electrodeposit: Making good diamond tools easily, efficiently and economically // *Surface & Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201. – P. 5925 – 5930.

56 Jeong D.H., Erb U., Aust K.T., Palumbo G. The relationship between hardness and abrasive wear resistance of electrodeposited nanocrystalline Ni–P coatings // *Scripta Materialia* – 2003. – Vol. 48. – P. 1067 – 1072.

57 Jeong D.H., Gonzalez F., Palumbo G., Aust K.T., Erb U. The effect of grain size on the wear properties of electrodeposited nanocrystalline nickel coatings // *Scripta materialia*. – 2001. – Vol. 44. – P. 493 – 499.

58 Danger K.-H., Kfillmer M. Diamond tools used in dentistry // Industrial Diamond Review. – 1999. – Vol. 59. – P. 73-74.

59 Konstanty J. Powder Metallurgy Diamond Tools. – 2005. Oxford: Elsevier, 152 P.

60 de Chalus E.A., Metal powders for optimum grain retention // Industrial Diamond Review. – 1994. – Vol. 54. – P. 170 – 172.

61 Rong X.-Z., Tsurumi T., Fukunaga O., Yano T. High-pressure sintering of cBN-TiN-Al composite for cutting tool application // Diamond and Related Materials. – 2002. – Vol. 11. – P.280 – 286.

62 Wang Y., Qiu X.M., Sun D.Q., Yin S.Q. Influence of Ti on microstructure and strength of c-BN/ Cu–Ni–Sn–Ti composites // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2011. – Vol. 29. – P. 293 – 297.

63 Tillmann W., Ferreira M., Steffen A., Rüster K., Möller J., Bieder S., Paulus M., Tolan M. Carbon reactivity of binder metals in diamond–metal composites – characterization by scanning electron microscopy and X-ray diffraction // Diamond & Related Materials. – 2013. – Vol. 38. – P. 118 – 123.

64 Scott P.M., Nicholas M., Dewar B. The wetting and bonding of diamonds by copper-base binary alloys // Journal of Material Science. – 1975. – Vol. 10. – P. 1833 – 1840.

65 Levin E., Gutmanas E.Y. Solid-state bonding of diamond to Nichrome and Co-20wt.% W alloys // Journal of Materials Science Letters. – 1990. – Vol. 9. – P. 726 – 730.

66 Akyiz D., Hofmann H. Interface aspects in cobalt-based diamond cutting tool segments. In Proceedings of Powder Metallurgy World Congress & Exhibition, Granada, Spain, October 18-22, 1998, Vol. 4, P. 158 – 163.

67 Anon., The metallurgy of diamond tools // Industrial Diamond Review. – 1985. – Vol. 45(5). – P. 248 – 250.

68 Tuzzeo J.J., Bovenkerk H.P., Ratterman E. Effective utilization of synthetic diamond in high temperature metal bonds // General Electric Company publication, Worthington, Ohio.

69 Bullen G.J., The effect of temperature and matrix on the strength of synthetic diamond // *Industrial Diamond Review*. – 1975. – Vol. 35. – P. 363 – 365.

70 Molinari A., Marchetti F., Gialanella S., Scardi P., Tiziani A. Study of the Diamond-Matrix Interface in Hot-pressed Cobalt-based Tools // *Materials Science and Engineering A*. – 1990. – Vol. 130. – P. 257 – 262.

71 Nitkiewicz Z., Swierzy M. Tin influence on diamond–metal matrix hot pressed tools for stone cutting // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2006. – Vol. 175. – P. 306 – 315.

72 Konstanty J., Bunsch A. Hot pressing of cobalt powders // *Powder Metallurgy*. – 1991. – Vol. 34(3). – P. 195 – 198.

73 Konstanty J., Bunsch A., Cias A. Factors affecting hardness and ductility of hot-pressed cobalt powders // *Powder Metallurgy International*. – 1991. – Vol. 23(6). – P. 354 – 356.

74 de Chalus P.A., Konstanty J. Diamond tooling- stone cutting // *Cobalt News*. – 1996. – Vol. 4. – P. 12 – 17.

75 Konstanty J. Hot compacting of extrafine cobalt // In *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*. – 1996. – Vol. 2. – P. 3 – 7.

76 Konstanty J. Cobalt and diamond tooling. In *Proceedings of the Cobalt Conference, Hong Kong, April 23-24, 1997, Presentation No. 5, P. 1 – 10*.

77 Konstanty J. Production of cobalt powders for cemented carbide and diamond tool industries // *Archives of Metallurgy*. – 2002. – Vol. 47(1). – P.43 – 56.

78 Young R.S. Cobalt, Its Chemistry, Metallurgy and Uses New York: Chapman & Hall. – 1960. – 424 P.

79 Anon. Hydrometallurgically processing fine cobalt // *Metal Powder Report*. – 1996. – Vol. 12. – P. 18 – 22.

80 Clark B. Cobalt and hard metal // In *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*. – 1996. – Vol. 5. – P. 3 – 7.

81 Standaert R. Pre-alloyed, copper containing powder, and its use in the manufacture of diamond tools. U.S. Patent 6,312,497 (November 6, 2001).

82 Clark I.E., Kamphuis B.J. Recent advances in prealloyed powders for diamond tooling. In Diamond Tooling Proceedings of the European Conference on Hard Materials and Diamond Tooling, Euro PM 2002, Lausanne, Switzerland, October 7-9, 2002, P. 35 – 42.

83 Clark I.E., Kamphuis B.J. Cobalite HDR - a new prealloyed matrix powder for diamond construction tools // Industrial Diamond Review. – 2002. – Vol. 62(3). – P. 177 – 182.

84 Ferdenzi P., Giaroli C., Mori P., Pedroni C., Piccinini R., Ricci R., Sala O., Veronesi C., Mineo F. Cobalt powder sintering industry (stone cutting diamond wheels): a study of environmental-biological monitoring, workplace improvement and health surveillance // The Science of the Total Environment. –1994. – Vol. 150. – P. 245 – 248.

85 de Oliveira H. C. P., Coelho A., Amaral P. M., Fernandes J. C., Rosa L. G. Comparison between Cobalt and Niobium as a Matrix Component for Diamond Impregnated Tools used for Stone Cutting // Key Engineering Materials. – 2013. – Vol. 548. – P. 98 – 105.

86 Guo W., Jia X., Guo W.L., Xu H.W., Shang J., Ma H.A. Effects of additive LiF on the synthesis of cBN in the system of Li_3N -hBN at HPHT // Diamond & Related Materials. – 2010. – Vol. 19 – P. 1296 – 1299.

87 He D.W., Akaishi M., Tanaka T. High pressure synthesis of cubic boron nitride from Si-hBN system // Diamond and Related Materials. – 2001. – Vol. 10 – P. 1465 – 1469.

88 Eko A., Fukunaga O., Ohtake N. Synthesis and grain size control of cubic BN using Co–Cr–Al base alloy solvents under high pressure // Diamond & Related Materials. – 2013. – Vol. 40. – P. 1 – 6.

89 Fukunaga O., Endo T., Iwata M. Growth pressure-temperature region of cBN in the system BN-Mg // J Mater Sci. – 1979. – Vol. 14. – P. 1375 – 1380.

90 Панов В.С., Чувилин А. М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. – М.: МИСИС, 2001. – 428 с.

91 Tungsten carbide (WC). Macro Division of Kennametal Inc. Technical data sheet IC-9-80-6.

92 Terry C.J., Frank J.D. Macrocrystalline tungsten monocarbide powder and process for producing. U.S. Patent 4,834,963 (May 30, 1989).

93 Terry C., Morris J. Macrocrystalline thermit process revealed // Metal Powder Report. – 1999. – Vol. 12. – P. 22– 27.

94 Findeisen E., Frank K., Becker W., Muller E. Process of manufacturing cast tungsten carbide spheres. U.S. Patent 5,089,182 (February 18, 1992).

95 Nickel base diamond bonding powders. SCM Metal Products, Technical Data - Bulletin No. 95638 (August 1, 1984).

96 Xu X.P., Tie X.R., Yu Y.Q. The effects of rare earth on the fracture properties of different metal–diamond composites // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – Vol. 187–188. – P. 421 – 424.

97 Xu X., Tie X., Wu H. The effects of a Ti coating on the performance of metal-bonded diamond composites containing rare earth // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2007. – Vol. 25. – P. 244 – 249.

98 Dai Q.L., Luo C.B., Xu X.P., Wang Y.C. Effects of rare earth and sintering temperature on the transverse rupture strength of Fe-based diamond composites // Journal of Materials Processing Technology. – 2002. – Vol. 129. – P. 427 – 430.

99 Diamond bonding & abrasives - matrix powders. SCM Metal Products, Technical Data- Bulletin No. 95636, (June 21, 1984).

100 Sintering metal powder for the diamond tool industry. Dr. Fritsch KG, Product Catalogue DrFD010196.

101 Pometon powders for diamond tools. Pometon S.P.A., Product information brochure 06/2002.

102 Diamond tool binders. Ecka Granules, Product information brochure 04/03.

103 Зайцев А.А., Сидоренко Д.А., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Андреев В.А., Рупасов С.И., Севастьянов П.И. Алмазный инструмент с дисперсно-упрочненной наночастицами связкой для резки высокоармированного бетона // Сверхтвёрдые материалы. – 2010. – Т. 32. – № 6. – с. 78 – 89.

104 Сидоренко Д.А., Зайцев А.А., Курбаткина В.В., Левашов Е.А., Андреев В.А., Рупасов С.И., Севастьянов П.И. Влияние добавок углеродных нанотрубок на

структуру и свойства металлических связок для алмазного инструмента // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – №1. – с. 38 – 43.

105 Зайцев А.А., Сидоренко Д.А., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Рупасов С.И., Андреев В.А., Севастьянов П.И. Разработка и применение дисперсно-упрочненной связки на основе сплава Cu–Ni–Fe–Sn для режущего инструмента из сверхтвердых материалов // Сверхтвердые материалы, 2012. – № 4. – с. 75-88.

106 Портной К. И., Бабич Б. Н., Светлов И. Л. Композиционные материалы на никелевой основе. – М.: Металлургия. – 1979. – 264 с.

107 Orowan E. Symposium on internal stresses in metals and alloys. London Inst. of metals. – 1948. – P.451 – 453.

108 Petrovic J. J., Ebert L. // Transition Metal Chemistry. – 1973. – Vol. 4. – P. 1309 – 1314.

109 Hirsch P. B. // Journal of the Institute of Metals. – 1957. – Vol. 86. – P. 7 – 13.

110 Rajkovic V., Bozic D., Jovanovic M. T. Effects of copper and Al₂O₃ particles on characteristics of Cu–Al₂O₃ composites // Materials and Design. – 2010. – Vol. 31. – P. 1962 – 1970.

111 Shehata F., A. Fathy, M. Abdelhameed, S.F. Moustafa. Preparation and properties of Al₂O₃ nanoparticle reinforced copper matrix composites by in situ processing // Materials and Design. – 2009. – Vol. 30. – P. 2756 – 2762.

112 Fathy A., Shehata F., Abdelhameed M., Elmahdy M. Compressive and wear resistance of nanometric alumina reinforced copper matrix composites // Materials and Design. – 2012. – Vol. 36. – P. 100– 107.

113 Tu J.P., Wang N.Y., Yang Y.Z., Qi W.X., Liu F., Zhang X.B., Lu H.M., Liu M.S. Preparation and properties of TiB₂ nanoparticle reinforced copper matrix composites by in situ processing // Materials Letters. – 2002. – Vol. 52. – P. 448 – 452.

114 Ruzic J., Stašić J., Rajkovic V., Bozic D. Strengthening effects in precipitation and dispersion hardened powder metallurgy copper alloys // Materials and Design. – 2013. – Vol. 49. – P. 746 – 754.

115 Akhtar F., Askari S. J., Shah K. A., Du X., Guo S. Microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and wear behavior of high volume TiC reinforced Cu-matrix composites // *Materials Characterization*. – 2009. – Vol. 60. – P. 327 – 336.

116 Wei X., Rui H., Jin L., Heng-zhi F. Effect of electrical current on tribological property of Cu matrix composite reinforced by carbon nanotubes // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2011. – Vol. 21. – P. 2237 – 2241.

117 Lampke Th., Leopold A., Dietrich D., Alisch G., Wielage B. Correlation between structure and corrosion behaviour of nickel dispersion coatings containing ceramic particles of different sizes // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201. – P. 3510 – 3517.

118 Bächli A., Nicolet M.-A., Baud L., Jaussaud C., Madar R. Nickel film on (001) SiC: Thermally induced reactions // *Materials Science and Engineering: B*. – 1998. – Vol. 56. – P. 11 – 23.

119 Wu Z., Liu L., Shen B., Wu Y., Deng Y., Zhong C., Hu W. Mechanical behavior of α - Al_2O_3 -coated SiC particle reinforced nickel matrix composites // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 570. – P. 81 – 85.

120 Zhang L., Shi N., Gong J., Sun C. Preparation of SiC Fiber Reinforced Nickel Matrix Composite // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2011. – Vol. 28(3). – P. 234 – 240.

121 Hwang J.Y., Neira A., Scharf T.W., Tiley J., Banerjee R. Laser-deposited carbon nanotube reinforced nickel matrix composites // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59. – P. 487 – 490.

122 Bovarnick B., Flood H. W. // *Progr. Powder Met.* – 1966. – Vol. 20. – P. 64 – 81.

123 Sakamoto M., Liu H.-N., Nomura M., Ogi K. Tribological stability of Al_2O_3 short fiber reinforced high Cr cast irons // *Wear*. – 2001. – Vol. 251. – P. 1414 – 1420.

124 Li J., Zong B.Y., Wang Y.M., Zhuang W.B. Experiment and modeling of mechanical properties on iron matrix composites reinforced by different types of ceramic particles // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 7545 – 7551.

125 Zhou R., Jiang Y., Lu D. The effect of volume fraction of WC particles on erosion resistance of WC reinforced iron matrix surface composites // *Wear.* – 2003. – Vol. 255. – P. 134 – 138.

126 Li Z., Jiang Y., Zhou R., Lu D., Zhou R. Dry three-body abrasive wear behavior of WC reinforced iron matrix surface composites produced by V-EPC infiltration casting process // *Wear.* – 2007. – Vol. 262. – P. 649 – 654.

127 Григорьева Т. Ф., Баринова А. П., Ляхов Н. З. Механохимический синтез в металлических системах / Отв. ред. Е. Г. Аввакумов. Рос. акад. наук., Сиб. отделение. Институт химии твердого тела и механохимии. – Новосибирск: Параллель. – 2008. – 311 с.

128 Kaloshkin S.D., Tomilin I.A., Andrianov G., Baldokhin Yu.V., Shelekhov E.V. Phase transformations and hyperfine interactions in mechanically alloyed Fe-Cu solid solution // *Mater. Sci. Forum*, 1996, V. 225-227, P.331 – 335.

129 Калошкин С. Д., Томилин И. А., Шелехов Е. В., Чердынцев В. В., Андрианов Г. А., Балдохин Ю. В. Образование пересыщенных твердых растворов в системе Fe-Cu при механосплавлении // *Физика металлов и металловедение.* – 1997. – Т.84, №3. – С. 68 – 76.

130 Ueneshi K., Kobayashi K. F., Nasu S., Hatano N., Ishihara K. N., Shingu P. H. Mechanical alloying in the Fe-Cu system // *Z. Metallunde.* – 1992. – Vol.83. – P. 132 – 135.

131 Eckert J., Holzer J. C., Krill C. E., Johnson W. L. Mechanically drive alloying and grain size change in nanocrystalline Fe-Cu powders // *Journal of applied physics.* – 1993. – Vol.63. – P. 2768 – 2770.

132 Jiang J.Z., Gente C., Bormann R. Mechanical alloying in the Fe–Cu system // *Materials Science and Engineering A.* – 1998. – Vol. 242. – P. 268 – 277.

133 Azabou M., Ibn Gharsallah H., Escoda L., Suñol J.J., Kolsi A.W., Khitouni M. Mechanochemical reactions in nanocrystalline Cu–Fe system induced by mechanical alloying in air atmosphere // *Powder Technology.* – 2012. – Vol. 224. – P. 338 – 344.

134 Kaloshkin S.D., Tcherdyntsev V.V., Tomilin I.A., Baldokhin Yu.V., Shelekhov E.V. Phase transformations in Fe–Ni system at mechanical alloying and consequent

annealing of elemental powder mixtures // *Physica B: Condensed Matter*. – 2001. – Vol. 299. – P. 236 – 241.

135 Чердынцев В. В., Калошкин С. Д., Томилин И. А., Шелехов Е. В., Балдохин Ю. В. Кинетика образования сплава $\text{Fe}_{70}\text{Ni}_{30}$ при механическом сплавлении компонентов // *Физика металлов и материаловедение*. – 2002. – т.94, №5. – с. 42 – 48.

136 Aymard L., Dumon B., Viau G. Production of Co-Ni alloys by mechanical-alloying // *Journal of Alloys and Compounds*. – 1996. – Vol. 242. – P. 108 – 113.

137 Fenineche N.E., Hamzaoui R., El Kedim O. Structure and magnetic properties of nanocrystalline Co-Ni and Co-Fe mechanically alloyed // *Materials Letters*. – 2003. – Vol. 57. – P. 4165 – 4169.

138 Mondal B.N., Basumallick A., Chattopadhyay P.P. Magnetic behavior of nanocrystalline Cu-Ni-Co alloys prepared by mechanical alloying and isothermal annealing // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2008. – Vol. 457. – P. 10 – 14.

139 Зайцев А. А. Разработка дисперсно-упрочненных наночастицами металлических связок и технологии получения алмазосодержащих сегментов для режущего инструмента: дис. кандидата техн. наук. М., 2009.

140 Kovalčíková A., Balko J., Balázsi C., Hvizdoš P., Dusza J. Influence of hBN content on mechanical and tribological properties of $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ ceramic composites // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2014. – Vol. 34, Iss. 14. – P. 3319 – 3328.

141 Tyagi R., Xiong D. S., Li J., Dai J. Elevated temperature tribological behavior of Ni based composites containing nano-silver and hBN // *Wear*. – 2010. – Vol. 269. – P. 884 – 890.

142 Шелехов Е.В. // Труды национальной конференции по применению рентгеновского, синхротронного излучений, нейтронов и электронов для исследований материалов. Дубна: ОИЯИ, 25-29 мая 1997, т.3, 316 с.

143 ГОСТ 25281-82. Metallurgy порошковая. Метод определения плотности формовок. – М.: Изд-во стандартов, 1983.

144 Горелик С. С, Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Учеб. пособие для вузов. — 3-е изд. доп. и перераб. — М.: МИСИС, 1994. —328 с.

- 145 Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В. Процессы порошковой металлургии. – М.:МИСиС, 2002. т.2, 320 с.
- 146 German R.M., Munir A. The sintering of tantalum with transition metal additions // Powder Metallurgy. – 1977. – Vol.20. – P.145– 150.
- 147 Panigrahi B.B., Godkhindi M.M., Das K., Mukunda P.G., Dhabade V.V., Ramakrishnan P. Sintering mechanisms of attrition milled titanium nano powder // Journal of Materials Research. – 2005. – Vol. 20. – P. 827 – 836.
- 148 Panigrahi B.B., Godkhindi M.M., Das K., Mukunda P.G., Ramakrishnan P. Sintering kinetics of micrometric titanium powder // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 396. – P. 255 – 262.
- 149 Goren-Muginstein G.R., Berger S, Rosen A. Sintering study of nanocrystalline tungsten carbide powders // Nanostructured Materials. – 1998. – Vol. 10. – P. 795 – 804.
- 150 Groza J.R. Sintering of nanocrystalline powders // International Journal of Powder Metallurgy. – 1999. – Vol.35. – P.59 – 66.
- 151 Saitou K. Microwave sintering of iron, cobalt, nickel, copper and stainless steel powders // Scripta Materialia. – 2006. – Vol. 54. – P. 875 – 879.
- 152 Paul B., Jain D., Bidaye A.C., Sharma I.G., Pillai C.G.S. Sintering kinetics of submicron sized cobalt powder // Thermochemica Acta. – 2008. – Vol. 488. – P. 54 – 59.
- 153 Paul B., Jain D., Chakraborty S.P., Sharma I.G., Pillai C.G.S., Suri A.K. Sintering kinetics study of mechanically alloyed nanocrystalline Mo–30wt.%WC // Thermochemica Acta. – 2011. – Vol. 512. – P. 134 – 141.
- 154 Zaitsev A. A., Kurbatkina V. V., Levashov E. A. // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2008. – Vol. 49, No. 2. – P. 120.
- 155 Зайцев А. А., Курбаткина В. В., Левашов Е. А. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – №2. – с. 35.
- 156 Butler-Smith P.W., Axinte D.A., Daine M. Solid diamond micro-grinding tools: From innovative design and fabrication to preliminary performance evaluation in Ti–6Al–4V // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2012. – Vol. 59. – P.55 – 64.

157 Maweja K., Cornish L.A., Can N. Polycrystalline cubic boron nitride sintered with Ti(C,N)-W-Al mechanically alloyed binders // Journal of the European Ceramic Society. – 2012. – Vol.32. – P. 3593 – 3601.

158 Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1978. – 295 с.

159 Denkena B., Köhler J., Ermisch A. Wire Cutting Tool Concepts for Steel Machining // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 325. – P. 238 – 243.

Приложение А

«УТВЕРЖДАЮ»

Проректор НИТУ «МИСиС»
по науке и инновациям



«УТВЕРЖДАЮ»

Генеральный директор
ЗАО «Кермет»



В.А. Андреев

«26» 2014 г.

АКТ

стендовых испытаний

канатных пил на основе сверхтвердых материалов со связками, модифицированными
высокодисперсными частицами

Мы, нижеподписавшиеся, составили настоящий акт в том, что в период с 13.01.2014г. по 23.05.2014г. в ЗАО «Кермет» (г. Москва) были проведены стендовые испытания канатных пил на основе сверхтвердых материалов. Перлины были изготовлены по ТУ 3972-034-11301236-2014 со связкой типа «N», модифицированной высокодисперсными частицами WC и ZrO₂.

Объект испытания

Канатные пилы длиной 8 м с перлинами внешним диаметром 11 мм, 40 перлин на погонный метр. Концентрация сверхтвердых материалов (СТМ) 80 %. Сравнивались перлины, произведенные по стандартной технологии с базовой связкой «N», с перлинами, полученными при тех же условиях со связками, модифицированными высокодисперсными частицами, а также перлины канатной пилы фирмы «Cedima» (Германия) (Таблица 1).

Таблица 1 – Объект испытаний

Обозначение перлины	Характеристика перлин
N	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N
N + 5,1 % WC	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N, модифицированная частицами WC
N + 0,64 % ZrO ₂	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N, модифицированная частицами ZrO ₂
Cedima	Соотношение СТМ: 100 % алмазов. Один рабочий слой, связка нанесена гальваническим методом

Обрабатываемый материал

Сталь марки Ст3 в виде цилиндрических образцов диаметром 200 мм.

Режимы эксплуатации

Испытания проводили на установке для канатной резки Hydrostress BR-4 (Австрия) с гидравлической канатной системой SK-B. Основные параметры резания представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Режимы резания канатными пилами

Линейная скорость канатной пилы, м/с	Усилие натяжения, кг	Охлаждение
15	400	водяное, 10 л/мин

Выходные параметры испытания:

1. Производительность резания канатных пил в см^2 до потери режущей способности;
2. Скорость резания в $\text{см}^2/\text{час}$
3. Качество реза (оценивалось по ровности среза)

Результаты стендовых испытаний

Основные результаты стендовых испытаний канатных пил с модифицированными дисперсными частицами связками представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты стендовых испытаний инструмента

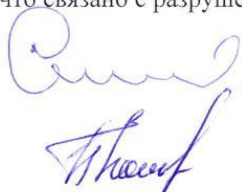
Обозначение перлины	Производительность резания, см^2	Скорость резания, $\text{см}^2/\text{час}$	Качество реза
N	1210	380	хорошее
N + 5,1 % WC	1500	410	хорошее
N + 0,64 % ZrO_2	1380	240	хорошее
Cedima	770	260	хорошее

Выводы по результатам испытания:

1. При испытаниях не обнаружен заметный износ перлин канатных пил со связкой N, модифицированной и немодифицированной высокодисперсными частицами. Данные перлины не работали в режиме самовскрытия. Перлины канатной пилы «Cedima» после испытаний были изношены до корпуса и не могли продолжать работу. Для продолжения испытаний канатными пилами с перлинами со связкой N требовалось перевскрытие рабочего слоя.
2. Самый большой положительный эффект установлен при введении в базовую связку N частиц WC. В этом случае достигается рост производительности на 25 %. Добавка частиц ZrO_2 приводит к росту производительности на 15 %, но при этом уменьшается скорость резания инструмента. Канатная пила «Cedima» по производительности значительно уступала пилам со связкой N, что связано с разрушением рабочего слоя перлин.

От ЗАО «Кермет»
Главный технолог

От НИТУ «МИСиС»
Инженер



/П.И. Севастьянов/

/П. А. Логинов/

Приложение Б

«УТВЕРЖДАЮ»

Проректор НИТУ «МИСиС»
по науке и инновациям


М.Р. Филонов
«26» мая 2014 г.

«УТВЕРЖДАЮ»

Генеральный директор
ЗАО «Кермет»


В.А. Андреев
«26» мая 2014 г.

АКТ

стендовых испытаний

отрезных сегментных кругов на основе сверхтвердых материалов со связкой N,
модифицированной высокодисперсными частицами

Мы, нижеподписавшиеся, составили настоящий акт в том, что в период с 13.01.2014 по 23.05.2014 г. в ЗАО «Кермет» (г. Москва) были проведены стендовые испытания отрезных сегментных кругов на основе сверхтвердых материалов с сегментами, изготовленными по ТУ 3972-035-11301236-2014, со связкой N, модифицированной дисперсными частицами WC и ZrO_2 .

Объект испытания

Отрезные сегментные круги (ОСК) диаметром 500 мм, посадочный диаметр 50 мм, 42 сегмента на круг. Геометрия сегментов: 40x4,2x9 мм. Концентрация сверхтвердых материалов (СТМ) 80 %. Сравнивались сегменты, произведенные по стандартной технологии со стандартной связкой, с сегментами, полученными при тех же условиях с модифицированными дисперсными частицами связками (Таблица 1).

Таблица 1 – Объект испытаний

Обозначение сегмента	Характеристика сегментов
Next100	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – сплав Next100
N	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N
N + 0,64 % ZrO_2	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N, модифицированная частицами ZrO_2
N + 0,1 % hBN	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N, модифицированная частицами hBN
N + 1 % Ti	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N, легированная титаном
[N + 1 % Ti] + 5,1 % WC	Соотношение СТМ: 75% алмазов + 25 % cBN; крупность СТМ 40/45 меш. Связка – базовая N, модифицированная частицами hBN
Boomrad	Соотношение СТМ: 100% алмазов; крупность СТМ 40/50 меш.

Обрабатываемый материал

Чугун марки СЧ20 в виде цилиндрического образца диаметром 300 мм.

Режимы эксплуатации

Испытания отрезных сегментных кругов проводили на автоматизированной установке «Алмаз» (установка для испытаний ОСК, Россия) с мощностью двигателя привода 5 кВт. Основные параметры резания представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Режимы резания АОСК

Глубина реза за проход, мм	Частота вращения, мин ⁻¹	Нагрузка по току, А	Охлаждение, л/мин
5	3000	8-10	10

Выходные параметры испытания:

1. Производительность резания ОСК в см² до потери режущей способности;
2. Скорость резания в см²/час
3. Качество реза (оценивалось по ровности среза)

Результаты стендовых испытаний

Основные результаты стендовых испытаний ОСК с модифицированными дисперсными частицами связками представлены в таблице 3.


Таблица 3 – Результаты стендовых испытаний инструмента

Обозначение сегмента	Производительность резания, м ²	Скорость резания, см ² /час	Качество реза
Next100	770	160	хорошее
N	910	210	хорошее
N + 0,64 % ZrO ₂	1050	220	хорошее
N + 0,1 % hBN	1600	320	хорошее
N + 1 % Ti	1200	270	хорошее
[N + 1 % Ti] + 5,1 % WC	1400	290	хорошее
Boomrad	630	170	хорошее

Выводы по результатам испытания:

1. ОСК с базовой и модифицированной частицами ZrO_2 , hBN, Ti, а также Ti и WC связкой N превосходили инструменты со связкой из сплава Next100 и ОСК-аналог фирмы «Boomrad» по производительности и скорости резания.
2. Самый большой положительный эффект установлен при введении в базовую связку hBN. В этом случае достигается рост производительности на 75 % по сравнению с инструментами со связкой N. Так как все испытанные инструменты не работали в режиме самозатачивания, высокая производительность ОСК со связкой N + 0,1 % hBN объясняется лучшим удерживанием зерен СТМ в рабочем слое.

От ЗАО «Кермет»
Главный технолог

/П.И. Севастьянов/

От НИТУ «МИСиС»
Инженер

/П. А. Логинов/

Приложение В

«УТВЕРЖДАЮ»

Генеральный директор
ЗАО «Кермет»

В.А. Андреев
«3» сентября 2014 г.

Технический акт

об освоении серийного производства
канатных пил и отрезных сегментных кругов (ОСК) со связкой, модифицированной
высокодисперсными частицами

Мы, нижеподписавшиеся, составили настоящий акт в том, что в период с 02.06.2014 по 18.07.2014 г. ЗАО «Кермет» (г. Москва) было освоено серийное производство канатных пил и ОСК со связкой, модифицированной высокодисперсными частицами. Изготовление сегментов осуществлялось по ТУ 3972-035-11301236-2014, изготовление перлин – по ТУ 3972-034-11301236-2014.

В результате проведенных работ изготовлены сегменты в количестве 3500 штук и перлины в количестве 13000 штук и изделия на их основе, в том числе:

1) ОСК следующих номиналов и назначения:

Назначение	Диаметр ОСК, мм	Количество, шт	Заказчики
Сталь (N)	Ø350	25	ИП
	Ø400	20	ООО «Алмаз-Проект»
	Ø450	15	ООО «Алмаз-Проект»
	Ø500	20	ЗАО «ПромКонтинент»
Чугун (N+нано)	Ø500	10	Компания ООО «Демонтаж»
	Ø500	10	ООО «Алмаз-Проект»
	Ø600	10	ООО «Алмазные технологии строительства»

2) канатные пилы и их назначения:

Назначение	Длина каната, м	Количество, шт	Заказчики
Сталь (N+нано)	20	5	ООО «Сегмент»
	15	5	ЗАО «Мега Мастер+»
	15	5	ООО «Магистраль»
Чугун (N+нано)	25	3	ИП

Начальник
производственного отдела

Главный технолог

А.И. Гуреев

П.И. Севастьянов

Приложение Г

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
“НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МИСиС»”

ОКП 39 7200

Группа Г 25

ГР _____

СОГЛАСОВАНО

Генеральный директор
ЗАО «Кермет»

В. А. Андреев
« 04 » 06 2014 г.



УТВЕРЖДАЮ

Проректор МИСиС
по науке и инновациям

М. Р. Филонов
« 22 » 06 2014 г.



Заместитель генерального директора
ЗАО НПО «Металл»

А. Е. Кудряшов
« 22 » 06 2014 г.



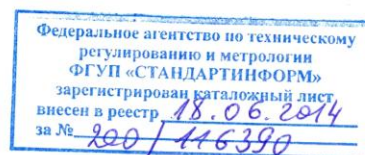
ПЕРЛИНЫ КАНАТНЫХ ПИЛ, ИСПОЛЪЗУЕМЫХ В ПРОЦЕССАХ
РЕЗКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ, НА ОСНОВЕ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ
С МОДИФИЦИРОВАННОЙ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ СВЯЗКОЙ

Технические условия

ТУ 3972-034-11301236-2014

Вводятся впервые

Срок действия установлен с 23.06.2014 до 23.06.2024



Инв. № подл.	Подп. и дата	Взам. инв. №	Инв. № дубл.	Подп. и дата

Приложение Д

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
“НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МИСиС»”

ОКП 39 7252

Группа Г 25

ГР _____

СОГЛАСОВАНО

Генеральный директор
ЗАО «Кермет»

В.А. Андреев

« 04 » 06 2014 г.



УТВЕРЖДАЮ

Проректор НИТУ «МИСиС»
по науке и инновациям

М.Р. Филонов

« 02 » 06 2014 г.



Заместитель генерального директора
ЗАО «НПО «МЕТАЛЛ»

А. Е. Кудряшов

« 02 » 06 2014 г.



СЕГМЕНТЫ ОТРЕЗНЫХ СЕГМЕНТНЫХ КРУГОВ,
ИСПОЛЪЗУЕМЫХ В ПРОЦЕССАХ РЕЗКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ,
НА ОСНОВЕ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ
С МОДИФИЦИРОВАННОЙ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ СВЯЗКОЙ

Технические условия

ТУ 3972-035-11301236-2014

Вводятся впервые

Срок действия установлен с 23.06.2014 до 23.06.2024

Федеральное агентство по техническому
регулированию и метрологии
ФГУП «СТАНДАРТИНФОРМ»
зарегистрирован каталожный лист
внесен в реестр 18.06.2014
за № 200/116391

Инов. № подл.	Подп. и дата	Взам. инв. №	Инов. № дубл.	Подп. и дата