

# Структурная организация высокоизносостойких алмазосодержащих композитов на основе твердосплавных порошков, полученных методом спекания с пропиткой медью

П. П. Шарин, С. П. Яковлева, В. Е. Гоголев, М. И. Васильева

---

Исследована эффективность предложенной схемы самодозируемой пропитки алмазосодержащих твердосплавных брикетов для получения высокофункциональных композитов инструментального назначения. Рассмотрены основные факторы, определяющие прочность закрепления алмаза в экспериментальных композитах на мезоуровне (рост шероховатости поверхности алмаза, образование карбидной фазы на границе алмаз – матрица). Показана существенная роль механической адгезии как составляющей алмазоудержания; обсуждены структурные факторы формирования физико-химической адгезии. Приведены результаты оценки эксплуатационных свойств, выявившие высокие функциональные свойства алмазных композитов, полученных по новой технологии пропитки.

**Ключевые слова:** алмазосодержащий композит, вольфрамокобальтовая матрица, природный алмаз, пропитка, алмазоудержание, адгезия, эксплуатационные свойства, поверхность износа.

---

## Введение

Широкое применение, а во многих случаях и незаменимость алмазного инструмента в машиностроении, горнодобывающей, нефтегазовой и строительной промышленности определяют актуальность проблемы повышения его работоспособности и эффективности применения. Существующие композиционные алмазосодержащие материалы (КАМ), используемые в рабочих элементах алмазного инструмента, во многом уже не удовлетворяют все возрастающим требованиям к уровню их стойкости, производительности и эффективности. Стойкость режущего алмазного инструмента зависит от свойств и концентрации исходного алмазного сырья, от физико-химических свойств связующей матрицы. Связующая матрица в процессе резания обрабатываемого материала испытывает интенсивное истирающее воздействие на фоне циклических ударных нагрузок и высоких температур. В связи с этим стойкость и работоспособность КАМ инструментального назначения существенно зависят от способности их матриц прочно удерживать алмазы,

обеспечивать высокую теплопроводность и сопротивляемость износу абразивными продуктами обрабатываемого материала. Анализ существующих КАМ инструментального назначения показывает, что наиболее привлекательными служебными свойствами обладают металлокерамические матрицы на основе порошков твердых сплавов системы WC – Co и WC – Co – Si, сочетающие в себе не только высокую твердость, прочность и теплопроводность с повышенной абразивной износостойкостью, но также имеющие высокую способность к алмазоудержанию [1 – 4]. При этом существует прямая связь между прочностью и надежностью закрепления алмазов в матрице алмазного инструмента и его эксплуатационными показателями [5, 6]. Так, в [6] экспериментально оценено, что по степени своего влияния на стойкость инструмента алмазоудержание превосходит сопротивляемость матрицы абразивному износу в соотношении 3:2. В [3, 4] исследованы особенности формирования структуры и свойства алмазосодержащих образцов из порошков сплава WC – Co (ВК6) с добавками CrB<sub>2</sub> и W<sub>2</sub>B<sub>5</sub> и без них, полученных методом горячего прессования в интер-

вале температур 300–1800 К и давлений 0,5–32 МПа. Показано, что добавки  $\text{CrB}_2$  и  $\text{W}_2\text{B}_5$  способствуют формированию гомогенной мелкозернистой структуры и предотвращают образование неалмазного углерода, что определяет высокую способность матрицы к алмазоудержанию и, соответственно, более высокие абразивные свойства получаемого КАМ по сравнению с композитом на основе порошковой смеси твердого сплава стандартного состава. В указанной работе при анализе природы и механизма алмазоудержания в твердосплавной матрице не рассматривается влияние фактора механической адгезии, роль которой может быть весьма существенной. С учетом того, что при высоких температурах горячего прессования может интенсивно происходить взаимодействие поверхности алмаза с карбидообразующими металлами, приводящее к усложнению его рельефа, это должно благоприятствовать возникновению условий для эффективного механического зацепления такой развитой поверхности алмаза материалом матрицы. Аспекты природы алмазоудержания в КАМ еще требуют своего подробного изучения. Например, в [7, 8] исследованы процессы формирования структурно-фазового состава, микроструктуры и трибомеханические свойства сплавов системы  $\text{WC} - \text{Co} - \text{Cu}$  в присутствии наноразмерных порошковых модифицирующих алмазно-графитовых добавок и без них, а также полученные электроконтактным и лазерным спеканием порошковые смеси. Однако в этих работах не затрагивали вопросы формирования микроструктуры межфазной границы алмаз-матрица и механизмы алмазоудержания.

Цель настоящей работы — исследование микроструктуры, фазового состава и свойств композитов на основе алмазосодержащих твердосплавных порошковых смесей  $\text{WC} - \text{Co}$ , полученных спеканием в вакууме по оригинальной схеме метода пропитки медью [9, 10], а также проведение анализа природы и механизмов алмазоудержания в них.

#### Объекты, исходные материалы и методы исследований

Объекты исследования — алмазосодержащие порошковые спеченные сплавы системы  $\text{WC} - \text{Co} - \text{Cu}$ , применяемые в качестве матричного материала при изготовлении широкого класса алмазных инструментов методом свободной пропитки. Для исследования фазового состава, структуры, твердости и эксплуатационных свойств экспериментальных алмазосодержащих композитов, спеченных в вакууме по оригинальной схеме инфильтрации медью

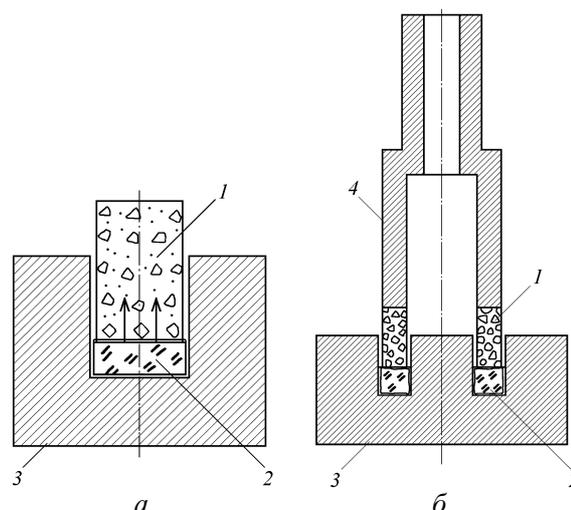


Рис. 1. Схема спекания алмазосодержащих цилиндрических образцов (а) и алмазного кольцевого сверла (б) методом пропитки с саморегулируемой дозировкой количества пропитывающей меди: 1 — алмазосодержащий прессованный брикет твердосплавного порошка; 2 — прессованная медь; 3 — графитовая лодочка (форма); 4 — стальной корпус сверла.

[9, 10] порошковой смеси  $50 \text{ C}_{\text{алм}} - \text{WC} - 8 \text{ Co}$  (в масс. %) (ВК-8) были изготовлены цилиндрические образцы  $\varnothing 10 \times 13$  мм и опытная партия алмазных инструментов — трубчатых сверл (рис. 1). Инструмент предназначен для сверления отверстий в твердых неметаллических материалах: стекле, мраморе, кварце, граните, корунде и т.п. При изготовлении как цилиндрических образцов, так и инструментов, использовали природный алмазный порошок марки А6 зернистостью 400/250 с относительной концентрацией в исходной шихте 50 % ( $2,2 \text{ кар/см}^3$ ) и твердосплавную порошковую смесь ВК8.

Схема, поясняющая суть оригинального метода пропитки медью алмазосодержащей твердосплавной порошковой смеси, приведена на рис. 1а. Метод заключается в том, что пропитываемый брикет 1, включающий пластифицированную твердосплавную порошковую смесь с предварительно уложенными алмазными частицами, после холодного прессования при давлении 45–75 МПа располагают вертикально в вакуумной печи сверху пропитывающего металла 2 так, чтобы пропитка происходила снизу вверх. В отличие от известных схем пропитки, которые для получения равномерной плотности брикета и предотвращения нарушения заданного порядка размещения алмазов в брикете и его усадки требуют точного расчета количества и места расположения пропитывающего металла, предложенный способ пропитки обеспечивает саморегулируемую дози-

ровку количества пропитывающей меди и её равномерное распределение во всем объёме твердосплавной матрицы. Это особенно важно при изготовлении алмазных инструментов сложных форм, например, кольцевых буровых коронок, в которых из-за неточностей в дозировке или расположении пропитывающего металла не обеспечивается получение однородной пропитки матрицы во всех режущих секторах коронки, что ухудшает эксплуатационные свойства инструмента [10]. Так, недостаточное количество пропитывающего металла или его неравномерное распределение в секторах коронки приводят к слабому сцеплению частиц алмаза с матрицей и к преждевременному их выкрашиванию. Избыток же количества пропитывающего металла в некоторых секторах коронки обуславливает образование наплывов на ее корпусе, удаление которых требует дополнительных затрат на механическую обработку инструмента [9, 10].

Твердосплавную шихту готовили с использованием в качестве пластификатора 10%-го раствора синтетического каучука в бензине. Для формования алмазосодержащего слоя сверла применяли специально изготовленную стальную пресс-форму, в которой в качестве пуансона при прессовании использовали корпус сверла. Давление холодного прессования при формовании алмазосодержащей шихты в брикет составляло 49 МПа. Масса алмазного порошка в одном сверле составляет  $0,42 \pm 0,02$  карата, диаметр сверла —  $10 \pm 0,2$  мм, высота и толщина алмазосодержащего слоя —  $4,0 \pm 0,2$  и  $1,8 \pm 0,2$  мм, соответственно.

При проведении экспериментов по спеканию температуру контролировали с помощью вольфрам-рениевой термопары. Для более точного определения момента начала плавления меди и, соответственно, начала процесса пропитки спекаемых образцов, рядом с ними располагали контрольные таблетки из спрессованного порошка меди, состояние (форму) которых отслеживали визуально через окно вакуумной печи. Если по условиям эксперимента требовалось провести спекание вблизи температуры плавления меди (до начала ее плавления и процесса пропитки), то путём регулирования силы тока нагревателя вакуумной печи не допускали изменения формы и растрескивания медной таблетки.

Рентгеноструктурный анализ фазового состава исследуемых объектов выполнен на дифрактометре Rigaku Altima IV (Япония). Съёмки проведены в немонохроматизированном  $\text{Co } K_{\alpha}$ -излучении при ускоряющем напряжении 40 кВ и анодном токе 40 мА. Скорость сканирования составляла 1 град./мин с шагом 0,02 град. Для обработки спектров применено

программное обеспечение PDXL Basic Package. Для фазового анализа использована стандартная библиотека ICDD PDF-2 release 2011.

Методами оптической (приборы Neophot-32, AxioObserver) и растровой электронной микроскопии РЭМ (JEOL JSM-6480LV) с модулем микрорентгеновского элементного анализа на шлифах и поверхностях изломов образцов, разрушенных ударом при комнатной температуре, определены элементный состав спеченной матрицы WC – Co – Cu, морфология и размеры зерен, их распределение по размерам; проанализирован характер распределения основных фаз, в том числе непосредственно прилегающих к зёрнам алмаза; идентифицирован элементный состав частиц межфазной области алмаз-матрица. Микротвердость матрицы определена на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 2 Н. Усреднение значений микротвердости проводили по 3 измерениям.

Испытания сверла проведены на специальном стенде на базе модернизированного вертикально-сверлильного станка 1P20. Стенд обеспечивал регулировку и контроль заданной фиксированной частоты вращения сверла в интервале 460 – 1200 об./мин, осевую нагрузку на сверло в диапазоне 50 – 265 Н. Охлаждение сверла и промывку шлама осуществляли проточной водой. Испытания выполнены согласно рекомендациям ГОСТ 26339-84 и 24638-85. В ходе испытаний обработке сверлением подвергали природный красный гранит, относящийся к X категории буримости, и абразивный камень из зеленого карбида кремния марки 63С16С717КБ. Линейный износ высоты и износ массы сверла измеряли индикаторной микрометрической головкой с точностью 5,0 мкм и электронными аналитическими весами с точностью 0,001 г. Сверление в породе и абразивном камне осуществляли на глубину 5 – 8 мм за единичный эксперимент (рейс). Проходку определяли, суммируя глубину просверленных отверстий.

## Результаты экспериментальных исследований

Исходный твердосплавный порошок ВК8 является тонкозернистым со значительным содержанием ультрадисперсных частиц карбида вольфрама, имеет неоднородный гранулометрический состав и разнообразную форму частиц. По результатам обработки линейных размеров зёрен на РЭМ изображениях построена гистограмма распределения зёрен исходного порошка ВК8 (рис. 2). Средний размер частиц исходного порошка также рассчитан с использованием метода Брюнауэра, Эммета и Тейлора (БЭТ). Удельная поверхность исходного порошка  $S_{уд}$ , измеренная методом БЭТ по данным адсорбции и

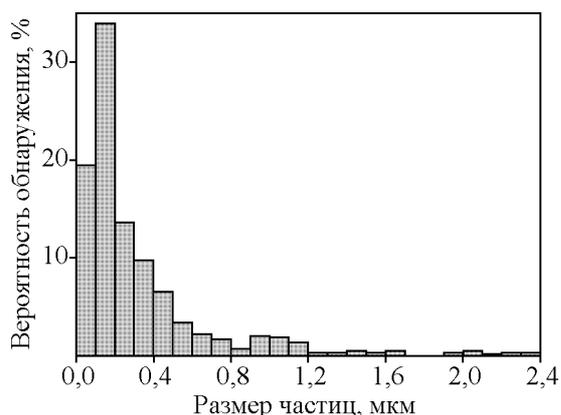


Рис. 2. Распределение по размерам частиц исходного порошка BK8.

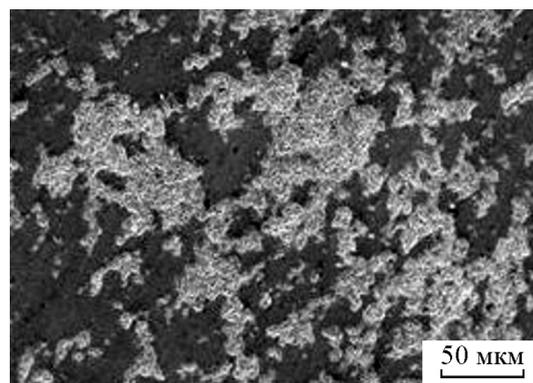
тепловой десорбции молекул азота при помощи прибора СОРБИ-MS (ЗАО “Мета”, г. Новосибирск), составила  $2,87 \pm 0,17 \text{ м}^2/\text{г}$ . Средний размер частиц данного порошка, рассчитанный по значению удельной поверхности в предположении кубической формы частиц согласно эвристическому соотношению

$$d_{\text{ср}} = \frac{6}{\rho S_{\text{уд}}},$$

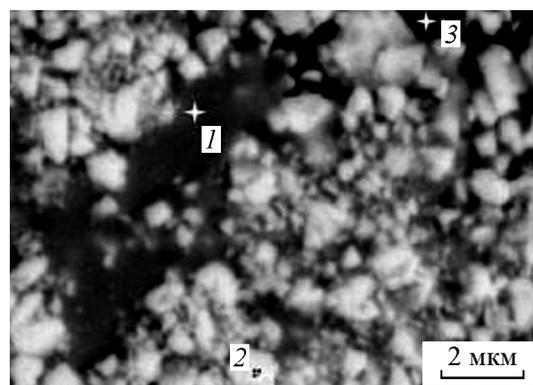
где  $\rho$  — плотность порошка,  $\text{г}/\text{см}^3$ , составил около  $0,14 \text{ мкм}$ . Это несколько ниже, чем средний размер зёрен порошка, определенный по данным РЭМ изображений, но, с учетом того, что оценка средних размеров частиц по данным удельной поверхности, как правило, даёт заниженные значения по сравнению с другими методами в силу отличия формы зёрен от кубической или развитости поверхности зёрен вследствие их шероховатости или фрактального характера [11]. Следует отметить удовлетворительное совпадение результатов оценки среднего размера зёрен порошка двумя методами.

На начальной стадии спекания во избежание разрушения сырых и еще не прочных алмазосодержащих формовок парами соединений, выделяющихся из пластификатора, использовали медленный режим нагрева в вакууме до температур  $500 - 700 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение  $90 - 180 \text{ мин}$  с выдержкой в течение  $10 - 45 \text{ мин}$  при  $700 \text{ }^\circ\text{C}$ . При этом происходит разложение и удаление образовавшихся паров вещества пластификатора и адсорбированных газов, восстанавливаются оксидные пленки на частицах кобальта и вольфрама. На второй стадии спекания в течение  $10 - 30 \text{ минут}$  температуру в печи поднимали до температуры фазового перехода меди в жидкое состояние.

На рис. 3а, 3б представлены типичные РЭМ изображения в обратно-рассеянных электронах микро-



а



б

Рис. 3. Типичная микроструктура матрицы образцов, полученных при температуре  $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ , при разных увеличениях. РЭМ изображения в обратно рассеянных электронах.

структуры образца, спекенного при температуре около  $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ , когда медь еще не перешла в жидкую фазу и процесс пропитки образца медью еще не начался. В табл. 1 приведены результаты микроанализа на местах, отмеченных на рис. 3б цифрами 1 – 3.

Таблица 1

Микрораспределение химических элементов в матрице образца, полученного вблизи температуры плавления меди (до начала процесса пропитки)

Точка получения спектра (рис. 3б)	Содержание элементов, масс. %			
	C	O	Co	W
1	4,82	0,99	52,66	41,53
2	8,58	2,75	9,16	79,51
3	10,67	1,97	1,04	86,33

Изучение РЭМ изображений микроструктуры и микрорентгеноспектральный анализ показали, что на стадии до пропитки (при нагреве в интервале температур  $700 - 1080 \text{ }^\circ\text{C}$ ) за счет разных транспортных механизмов (поверхностная и объёмная

диффузия, перенос через газовую фазу, вязкое течение) происходит уплотнение кобальтовой фазы в местах компактного расположения зёрен кобальта в образце. Одновременно начинается диффузионное растворение ультрадисперсных частиц карбида вольфрама в кобальте, сваривание отдельных карбидных ультрадисперсных частиц в местах их соприкосновения друг с другом или с более крупными частицами. Как видно на рис. 3а, перед началом процесса пропитки медью в образце происходит формирование смешанной каркасно-матричной структуры. Данная структура состоит из достаточно крупных областей размером в десятки микрометров, представляющих собой взаимосвязанные зёрна карбида вольфрама (“карбидный каркас”), смешанные с кобальтом; этот карбидный каркас окружен областями аналогичной размерности, состоящими из изолированных карбидных зёрен, пространство между которыми заполнено кобальтовой связкой (рис. 3б).

Микротвердость матричной структуры, состоящей из карбидных зёрен, сцементированных кобальтовой связкой (тёмные участки на рис. 3а), имеет среднее значение 1,373 ГПа (твёрдость чистого кобальта по Виккерсу  $\approx 1,043$  ГПа), тогда как среднее значение микротвердости областей каркасной карбидно-кобальтовой структуры (светлые участки на рис. 3а) составляет 1,767 ГПа.

Исследовано микростроение области контакта твердосплавной матрицы и алмазных зерен. Выявлено, что в интервале температур 700 – 1080 °С, то есть до расплавления меди и начала процесса пропитки образца медью, в зоне контакта ВК8 и природного алмаза в результате их взаимодействия происходит сильное изменение микрорельефа исходной поверхности алмазных зёрен и образуется переходный слой. На рис. 4 представлены РЭМ изображения микроструктуры переходного слоя, микроструктуры поверхности алмаза до и после механической обработки шлифовкой с применением абразива из карбида кремния и химической промывки в “царской водке”. В левой части рис. 4а — микроструктура твердосплавной матрицы; справа — микроструктура переходного слоя, отличающегося от матрицы морфологией зеренной структуры. Толщина этого слоя — несколько микрометров. Видно, что поверхность алмаза протравлена и имеет сильно развитую шероховатость и поры. Уровень шероховатости и размеры пор колеблются в интервале от 1 – 2 мкм до нескольких сотен и десятков нанометров. Следует отметить, что переходный слой плотно прилегает к поверхности алмазного зерна, достаточно долго сохраняясь при подготовке шлифа с применением абразива из карбида кремния и последующей

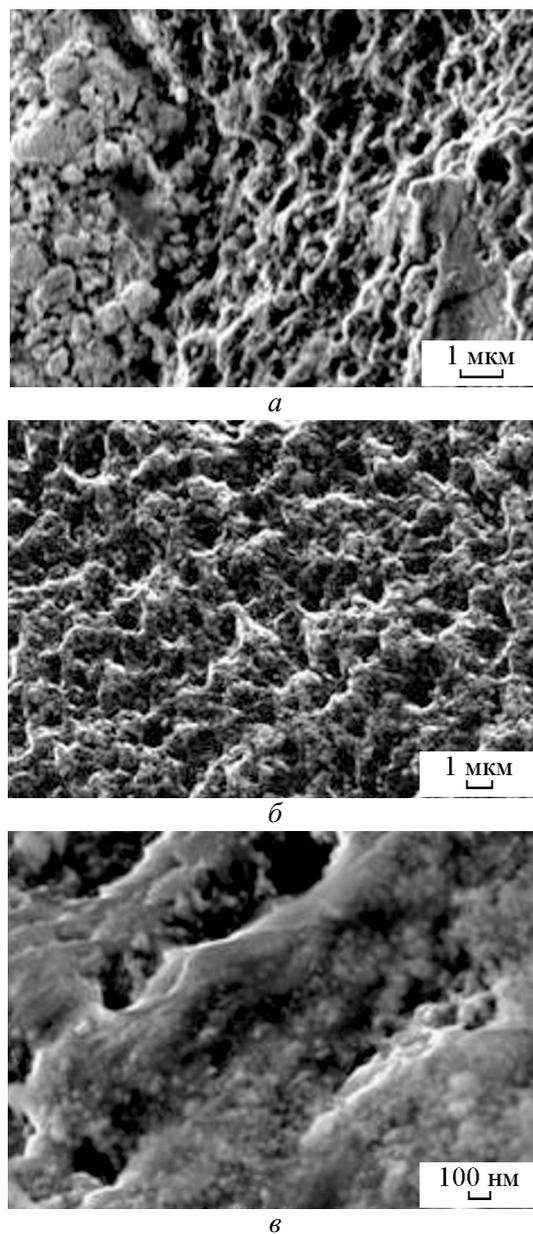


Рис. 4. Микростроение: а — переходного слоя в зоне контакта алмаз-матрица (поперечное сечение), б — поверхности алмаза, покрытой переходным слоем, в — поверхности алмаза после удаления переходного слоя.

промывкой в “царской водке”. После удаления переходного слоя с поверхности алмаза шлифовкой и химической обработкой (микрорентгеноспектральный анализ показывает 100 процентное содержание углерода) становится заметно наличие на этой поверхности пор размерами от нескольких десятков до сотен нанометров (рис. 4в).

При достижении температуры плавления жидкая медь начинает подниматься по капиллярам (порам)

вверх, преодолевая силу тяжести, и самопроизвольно пропитывать алмазосодержащий брикет. При этом значение капиллярного давления  $p_{\text{кап}}$  для модели пористой среды из одинаковых твердых частиц сферической формы диаметром  $d$  можно оценить согласно формуле [16]:

$$p_{\text{кап}} = \sigma_{\text{ж-г}} \cos \theta \cdot \frac{6(1-\varepsilon)}{\varepsilon d},$$

где  $\sigma_{\text{ж-г}}$  — поверхностное натяжение жидкости на границе жидкость — газ,  $\varepsilon$  — пористость твердосплавного брикета (объемная доля пор),  $\theta$  — угол смачивания частиц брикета медью. Для жидкой меди вблизи 1100 °С поверхностное натяжение  $\sigma_{\text{ж-г}} \approx 1,12$  Н/м, угол смачивания карбида вольфрама медью мал ( $\cos \theta \approx 1$ ), и при  $\varepsilon = 0,5$  и  $\delta = 140 - 600$  нм капиллярное давление  $p_{\text{кап}}$  составит 14 – 68 МПа, что значительно превышает величину гидростатического напора  $p_{\text{г}}$ , определяемого как  $p_{\text{г}} = \rho gh$ , где  $\rho$  — плотность меди вблизи от точки плавления,  $g$  — ускорение свободного падения,  $h$  — высота столба жидкости (высота пропитываемого брикета). С учетом того, что при температуре 1100 °С плотность меди равна 8,03 г/см<sup>3</sup>, а высота брикета  $h = 13$  мм, имеем  $p_{\text{г}} \approx 0,01$  МПа.

В эксперименте время начала подъема меди и пропитки ею брикетов образца отсчитывали с момента плавления и растекания медной таблетки, которую при спекании располагали рядом с образцами и контролировали визуально через окно вакуумной печи. Время и температура пропитки составляли, соответственно, 5 – 10 мин и 1100 – 1150 °С. Небольшой перегрев выше температуры плавления меди снижает её вязкость и способствует проникновению меди в самые мелкие капилляры и поры, её равномерному распределению во всем объеме алмазосодержащего образца.

На рис. 5 приведена типичная рентгеновская дифрактограмма алмазосодержащих образцов после пропитки медью. Анализ полученных дифрактограмм, показывает, что в спеченном сплаве присутствуют следующие фазы: Cu (Fm-3m,  $a = 0,3599$  нм), углерод в форме алмаза ( $a = 0,3629$  нм) и графита ( $a = 0,2408$  нм,  $c = 0,6555$  нм), WC (P-6m2,  $a = 0,2903$  нм и  $c = 0,2839$  нм), W<sub>2</sub>C (P63/mmc,  $a = 0,2984$  нм), W (Fm-3m,  $a = 0,4064$  нм), Co (Fm-3m,  $a = 0,3592$  нм), а также M<sub>6</sub>C (Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C, Fd-3m,  $a = 1,104$  нм), M<sub>12</sub>C (Co<sub>6</sub>W<sub>6</sub>C, Fd-3m,  $a = 1,101$  нм), то есть нагрев до высоких температур в процессе инфильтрации меди обуславливает взаимодействие металла с углеродом алмазных частиц и приводит к сильной карбидизации композита.

Ранее было отмечено изменение исходного микрорельефа алмазных частиц, которое, как

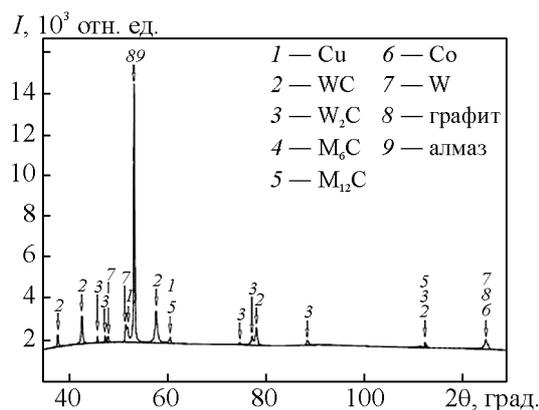
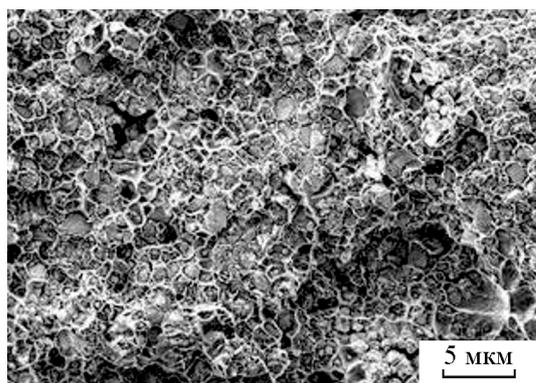


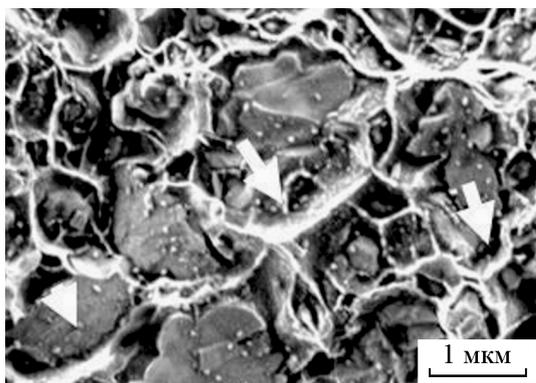
Рис. 5. Рентгеновская дифрактограмма алмазосодержащих твердосплавных порошковых образцов, полученных спеканием по схеме пропитки с саморегулируемой дозировкой количества меди.

известно, происходит в результате графитизации алмаза, причем в интервале использованных при спекании температур и давлений данный процесс ускоряется каталитическим влиянием кобальта [17]. Образовавшийся графит участвует в формировании карбидов, определяющих увеличение износостойкости композитов. Вместе с тем, его присутствие в композитах, выявленное рентгенофазовым анализом, может оказать отрицательное влияние на уровень алмазоудержания. Так, если графит находится в промежуточном слое, то алмазоудержание будет определяться прочностью графитной прослойки, величиной ее адгезии с алмазом и матричным материалом [17]. В связи с этим в дальнейших исследованиях предполагается более подробное изучение выявленного в полученных композитах графита, в первую очередь его локализации.

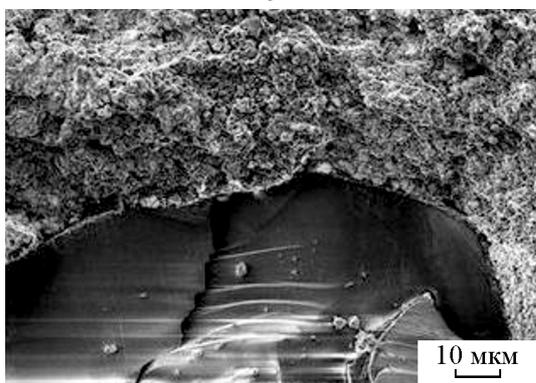
На рис. 6 представлены РЭМ изображения типичных участков излома образцов, на которых проявляются тонкие детали структуры, сформировавшейся в процессе спекания с пропиткой медью. Хорошо различаются карбидные зёрна, в том числе разрушенные сколом, ямки от выпавших зёрен, тонкие прожилки или прослойки меди, расположенные в промежутках между зёрнами и образующие непрерывную медную фазу. РЭМ изображения (рис. 6б), полученные в режиме вторичных электронов, позволяют оценить минимальную толщину прослоек меди между карбидными зёрнами —  $\geq 25$  нм. Плотное сцепление алмаза с матрицей подтверждает рис. 6в, на котором видно, что область матрицы, непосредственно прилегающая к поверхности алмаза и окаймляющая её, не содержит полостей и трещин, а разрушение алмаза происходит



а



б

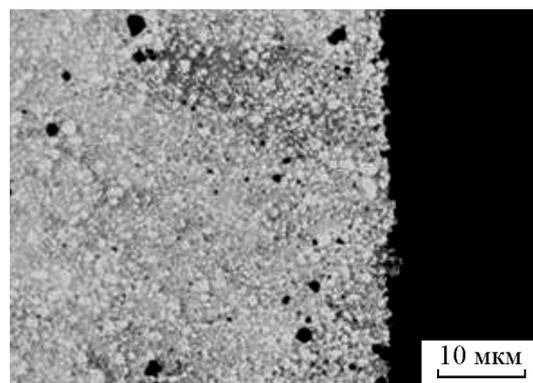


в

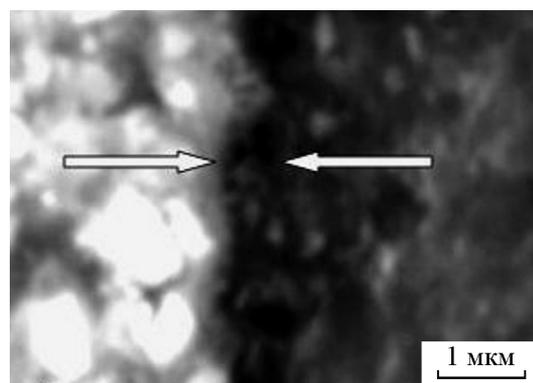
Рис. 6. Типичная микроструктура излома алмазосодержащих твердосплавных образцов при разных увеличениях. Стрелками показаны прослойки медной пропитки.

по механизму транскристаллитного скола (то есть по телу зерна, а не по границе).

Исследование микрошлифов образцов с пропиткой также подтверждает отсутствие в зоне контакта алмаз – матрица полостей и трещин: РЭМ изображения в обратно рассеянных электронах микроструктуры границы алмаз – матрица, полученные при разных увеличениях, показывают плотное сопряжение твердосплавной матрицы с поверхностью алмаза (рис. 7). На рис. 7 также видно достаточно



а



б

Рис. 7. Типичная микроструктура матрицы инфильтрованных медью образцов при разных увеличениях. Между стрелками располагается медная прослойка. РЭМ изображения в обратно рассеянных электронах (в правой части снимков алмазные зерна).

равномерное распределение зёрен карбида вольфрама и связующих фаз. Следует отметить, что изучение методом РЭМ алмазосодержащих образцов осложняется (особенно при использовании больших увеличений) из-за трудности изготовления качественных шлифов вследствие разницы в износе тела матрицы и самих алмазов при шлифовке и полировке. На рис. 7б показано РЭМ изображение зоны контакта алмаз – матрица, полученное при увеличении  $\times 20000$ . Несмотря на нечеткость изображения вследствие значительного перепада высот структурных составляющих на поверхности шлифа, на нём различима протравленная и шероховатая поверхность алмаза (в правой части снимка), имеющая плотное сопряжение с медной фазой матрицы. Очевидно, что развитая, рельефная поверхность алмазного зерна, увеличивающая удельную контактную площадь между алмазом и матричным материалом, является важным фактором, обеспечивающим повышение алмазоудержания, особенно при использовании метода пропитки. Здесь можно предположить, что особенности взаимодействия капиллярных сил и

сил гидростатического напора при направлении пропитки снизу вверх по сравнению с их взаимодействием при традиционной пропитке в направлении сверху вниз способствует улучшению сплошности заполнения углублений и пор образовавшегося рельефа медным инфильтратом.

Эффективность разработанной технологии получения алмазосодержащего материала с применением саморегулируемой дозировки инфильтрата подтверждается проведенными эксплуатационными испытаниями опытного трубчатого алмазного сверла (табл. 2).

Таблица 2

Результаты испытаний алмазного сверла с матрицей на основе сплава WC – Co – Cu, изготовленного методом пропитки с саморегулируемой дозировкой меди

Параметр испытаний	Обрабатываемый материал	
	Гранит	Карбид кремния
Линейный износ алмазосодержащего слоя, см	0,024	0,39
Массовый износ алмазосодержащего слоя, г	0,38	4,648
Проходка (суммарная глубина просверленных отверстий), см	286,0	190,6
Удельная проходка, см/г	752,2	41,0
Расход алмазов, кар.	0,034	0,416
Удельный расход алмазов, кар/м	0,012	0,22
Ресурс (стойкость) сверла, м	35,0	1,91

Как следует из табл. 2, удельные расходы алмазов при сверлении природного гранита и зеленого карбида кремния составили, соответственно, 0,012 и 0,22 кар/м. При этом стойкость алмазного сверла до полного износа алмазосодержащего слоя при обработке природного гранита составляет 35 м, зеленого карбида кремния — 1,91 м. Согласно требованиям ГОСТ 26339-84 для свёрл диаметром 6,5 – 25 мм, стойкость инструмента высшей категории качества должна превышать 1,5 м. Стойкость опытного сверла превосходит минимальный уровень требований Госстандарта по этому показателю при обработке

гранита в более чем 23 раза, а при сверлении зеленого карбида кремния — почти в 1,3 раза. Соответствие стойкости опытного сверла требованию Госстандарта даже при обработке карбида кремния, имеющего твердость по шкале Мооса 9,1 ед. (то есть уступающего по этому параметру лишь алмазу, нитриду и карбиду бора), свидетельствует о высокой износостойкости матрицы сверла.

Исследования микротвердости показали, что значения твердости матрицы, как цилиндрических образцов, так и опытных сверл, одинаковы и составляют  $\approx 3,2 - 3,8$  ГПа. Такое значение твердости матрицы сверла не объясняет высокую эксплуатационную стойкость и работоспособность инструмента. На наш взгляд, высокая износостойкость сверла при обработке обеспечивается за счет прочного алмазодержания или прочного сцепления алмазных зёрен с матрицей, влияющего на протекание процесса износа. На рис. 8 представлена серия фотографий, иллюстрирующая изменение во времени макрорельефа рабочей поверхности алмазного сверла при сверлении карбида кремния. Алмазные зёрна в процессе резания и износа принимают на себя основную нагрузку, защищая при этом матрицу сверла, менее износостойкую по сравнению с обрабатываемым материалом. Микротвердость зеленого карбида кремния (32,4 – 35,3 ГПа) существенно превышает твердость матрицы сверла, в связи с чем при его обработке матричный материал перед зёрнами алмаза быстро изнашивается, вскрывая алмазы. Как видно на рис. 8, алмазные зёрна, защищая примыкающие к ним участки материала матрицы, образуют за собой зону перекрытия, которая растягивается шлейфом на расстояние, в несколько раз превышающее линейные размеры зёрен алмаза. Алмазные зёрна, будучи открыты более чем на половину площади своей поверхности, не выпадают благодаря прочному сцеплению с матрицей сверла, и продолжают работать, несмотря на интенсивную циклическую нагрузку. Отрыв зёрен алмаза от матрицы или их скол происходят в результате её

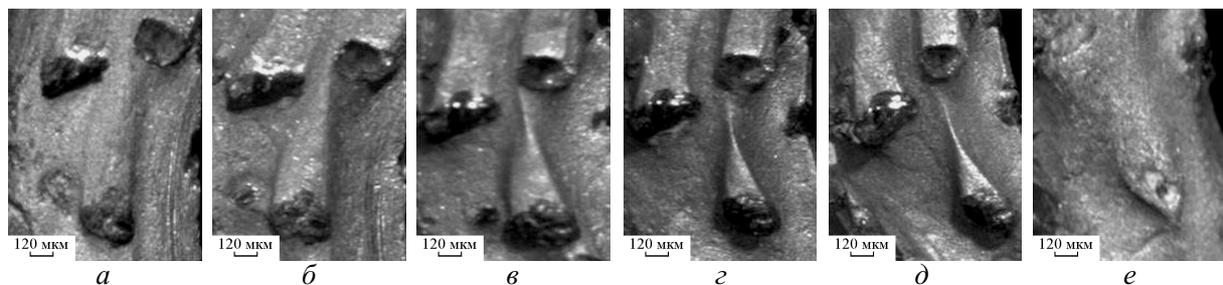


Рис. 8. Изменение макрорельефа участка рабочей поверхности алмазного сверла при обработке зелёного карбида кремния в разные моменты времени, с: а – 0; б – 70; в – 130; г – 150; д – 160; е – 180.

износа только после постепенного уменьшения и достижения критического значения площади зоны контакта алмаз-матрица в участках перекрытия. Следует отметить, что на рассмотренном участке рабочей поверхности сверла не наблюдали удаления ни одного из алмазных зёрен по механизму вырыва; алмазные зерна своими оставшимися основаниями по-прежнему заглублены в матричный материал.

#### **Анализ и обсуждение результатов исследования**

Как показали результаты проведенных исследований микроструктуры экспериментальных алмазосодержащих твердосплавных образцов на разных стадиях спекания и их служебных свойств, предложенная схема пропитки не только обеспечивает саморегулируемую дозировку количества меди и её равномерное распределение по объёму пропитываемого брикета, но и улучшает функциональные свойства композита за счет образования прочного сцепления алмазных зёрен с матрицей. При этом условия, обеспечивающие прочное закрепление алмазных зёрен в матрице, создаются на начальных стадиях спекания при нагреве в интервале температур 700 – 1080 °С еще до перехода меди в жидкую фазу и начала процесса пропитки. В этом интервале температур атомы углерода из графитизирующегося алмаза переходят в твердосплавную порошковую смесь, прежде всего в её кобальтовую фазу, и растворяются в ней. В результате поверхность алмаза на участках контакта с порошковой смесью подвергается своеобразному “травлению” (рис. 4б, 4в). В местах плотного соприкосновения поверхности алмаза с кобальтовой фазой на ней образуются углубления, поверхность становится неровной, формируются шероховатости, борозды, канавки и поры, размеры которых сопоставимы с площадью наиболее плотного контакта зёрен кобальта с поверхностью алмаза (рис. 4), что согласуется с результатами работы [13]. В [13] при металлографическом исследовании зоны контакта кобальта с гладкой поверхностью алмаза при температуре 1050 °С в вакууме на межфазной границе было зафиксировано разрушение поверхностного слоя алмаза и образование карбидной фазы в результате химического взаимодействия. Формирование промежуточного слоя на межфазной границе алмаз – переходный металл (Fe, Cr, W, Co) при нагреве в интервале температур 900 – 1450 °С вследствие диффузии атомов углерода из кристаллической решетки алмаза и термохимического взаимодействия с образованием карбидов также описано и изучено в [2 – 4, 14 – 16, 18]. В [2] растворение углерода алмаза переходными металлами рассматривается как

нежелательное явление, в связи с чем при спекании алмазных инструментов рекомендуется избегать условий, при которых алмаз может вступать в контакт с металлами-растворителями углерода, находящимися в расплавленном состоянии. В [14] сообщалось об образовании карбидной фазы ( $Cr_7C_3$ ,  $Cr_3C_2$ ) на межфазной границе контакта сплава Cu + 6 ат.% Cr с графитом или алмазом при нагреве в условиях вакуума при 1200 °С. Показано, что доминирующей стадией в процессе образования карбидного слоя является не диффузия, а химическая реакция на границе раздела алмаз – расплав. Исследовано также смачивание слоя карбидной фазы, образованного различными металлами на границе раздела. При этом установлено, что металлизированный на графите (алмазе) слой в интервале температур 800 – 1200 °С хорошо смачивается такими металлами, как медь, олово, серебро и сплавом Cu + 11,5 ат. % Sn как в вакууме, так и в атмосфере водорода. В [18] при металлизации хромом зёрен природного алмаза термодиффузионным методом при выдержке в течение 1 ч и более при температуре 1000 °С на поверхности алмазов также получено металлическое покрытие с промежуточным слоем, содержащим карбидные фазы ( $Cr_7C_3$ ,  $Cr_3C_2$ ). Толщина металлического покрытия в зависимости от температуры и времени изменялась в пределах 60 – 300 нм. В [15, 16] показано, что при металлизации алмаза максимальная прочность контакта алмаз – металлическое покрытие достигается в том случае, когда образующийся карбидный слой покрывает алмаз не сплошной плёнкой, а когда на межфазной границе наблюдается очаговая (“островковая”) связь. По мнению авторов, образование сплошной карбидной прослойки между алмазом и металлическим покрытием повышает вероятность разрушения и частичного отслоения металлического покрытия от алмаза из-за несоответствия параметров их кристаллических решеток и различия коэффициентов термического расширения. В связи с этим предпочтительнее формирование покрытия с очаговой системой химической связи, которая способствует релаксации температурных напряжений на границе, возникающих из-за различия коэффициентов термического расширения.

Проведенные нами исследования показывают, что при достижении температуры плавления жидкая медь пропитывает алмазосодержащий твердосплавный брикет, проникая через капилляры наномасштабной размерности, заполняет все поры и неровности, в том числе на межфазной границе алмаз – матрица. Сильно развитая, рельефная в результате термохимического взаимодействия алмаза с твердо-

сплавной матрицей поверхность способствует его прочному и надёжному механическому закреплению за счет заполнения медным инфильтратом поверхностных неровностей, шероховатостей и пор. Совместный вклад в общую адгезию системы алмаз – матрица механической компоненты адгезионных сил и компоненты, обусловленной химическим взаимодействием на межфазной границе, формирующим в ней карбидные фазы островкового типа, обуславливает повышение уровня алмазоудержания и, соответственно, достижение высоких функциональных свойств полученного по новой технологии композита. Прочное алмазоудержание позволяет реализовать в композитном материале уникальные износостойкие свойства алмаза и гарантирует работу зерен алмаза даже при значительном истирании связки в процессе эксплуатации инструмента.

## **Выводы**

1. Показана эффективность технологии синтеза алмазно-абразивных композитов на основе твердосплавных порошковых смесей WC + 8 масс.% Co, получаемых спеканием в вакууме при свободной пропитке медью по схеме, обеспечивающей саморегулируемую дозировку количества инфильтрата. По результатам эксплуатационных испытаний опытных образцов трубчатых алмазных сверл, их стойкость превышает стандартные требования (при обработке гранита — более чем в 23 раза, при сверлении зеленого карбида кремния — почти в 1,3 раза).

2. Рассмотренная технология спекания позволила получить в экспериментальных КАМ связующую основу с достаточно типичным микростроением, сочетающим структурные элементы разной размерности. Это крупные элементы карбидного каркаса размером в несколько десятков микрометров, в свою очередь состоящие из элементов пониженной размерности — зерен карбида вольфрама размером в сотни нанометров, переходная зона “алмаз – твердосплавное связующее” размером в несколько микрометров, а также медная прослойка между всеми этими элементами с переменной толщиной (от десятков нанометров до нескольких сотен нанометров). Такая многоуровневая иерархия структурных элементов обеспечивает уникальную износостойкость металлокерамических матриц из твердосплавных вольфрамокобальтовых порошковых смесей.

3. Показано, что высокая стойкость КАМ, полученных по новой схеме пропитки, обеспечивается за счет прочного и надёжного сцепления алмазных зёрен с матрицей. Повышенному алмазоудержанию

способствует сложное строение переходной зоны алмаз – матрица толщиной в несколько микрометров, имеющей в составе карбидные фазы островкового типа, промежутки между которыми плотно заполнены медным инфильтратом, хорошо смачивающим карбид вольфрама. Развитая шероховатость поверхности алмаза, формирующаяся в результате термического травления металлическим расплавом на начальных стадиях спекания, способствует механической адгезии (медь сплошным образом заполняет поры, ямки фигур травления, лунки микро-, суб-микро- и нанометровой размерности). Использование новой схемы пропитки создает условия для увеличения вклада в общую адгезию системы алмаз – матрица механической компоненты адгезионных сил, что обуславливает высокие функциональные свойства полученных КАМ.

Многие вопросы установления физических и технологических закономерностей процесса спекания КАМ с применением схемы самодозируемой пропитки (например, по фазовому составу промежуточного слоя, по оценке уровня изменения шероховатости алмаза, по взаимодействию сил гидростатического напора с капиллярными силами разного направления и их влиянию на сплошность пропитки), требуют дальнейших специальных исследований.

## **Литература**

1. Бакуль В.Н., Никитин Ю.И., Верник Е.Б., Селех В.Ф. Основы проектирования и технология изготовления абразивного и алмазного инструмента. М.: Машиностроение, 1975, 296 с.
2. Синтетические алмазы в геологоразведочном бурении. Под ред. В.Н. Бакуля. Киев: Наукова Думка, 1978, 231 с.
3. Новиков Н.В., Бондаренко Н.А., Жуковский А.Н., Мечник В.А. Влияние диффузии и химических реакций на структуру и свойства буровых вставок. 1. Кинетическое описание систем  $C_{алмаз}-BK-6$  и  $C_{алмаз}-(BK-6-CrB_2-WB_5)$ . Физическая мезомеханика, 2005, т. 8, № 2, с. 99 – 106.
4. Новиков Н.В., Бондаренко Н.А., Жуковский А.Н., Мечник В.А. Влияние диффузии и химических реакций на структуру и свойства буровых вставок. 2. Результаты аттестации структурного состояния сверхтвердых материалов состава алмаз-твердый сплав ВК6. Физическая мезомеханика, 2006, т. 9, № 2, с. 107 – 116.
5. Коновалов В.А., Александров В.А., Левин М.Д. Влияние прочности алмазоудержания и скорости износа связки на работоспособность алмазно-абразивного инструмента. Синтетич. алмазы, 1975, № 2, с. 26 – 28.
6. Коновалов В.А., Шатохин В.В. Взаимосвязь прочности закрепления зёрен в связке со стойкостью алмазно-абразивного инструмента. Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника,

- технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов. Киев, 2009, № 1, 2, с. 508 – 513.
7. Витязь П.А., Жорник В.И., Кукарко В.А. Исследование структурно-фазового состояния и свойств спеченных сплавов, модернизированных наноразмерными алмазосодержащими добавками. Изв. национальной академии наук Беларуси, серия физ.-тех.наук., 2011, № 3, с. 5 – 17.
  8. Gu Dong-dong, Shen Yi-fu, Dai Peng, Yang Ming-chuan. Microstructure and property of sub-micro WC – 10% Co particulate reinforced Cu composite prepared by selective laser sintering. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2006, no. 16, p. 357 – 362.
  9. Шарин П.П., Лебедев М.П., Гоголев В.Е., Ноговицын, Слободчиков П.А. Способ изготовления алмазного инструмента. Патент РФ №247455, опубл.10.04.2012 г.
  10. Шарин П.П., Лебедев М.П., Винокуров Г.Г., Гоголев В.Е., Атласов В.П., Кузьмин С.А., Слободчиков П.А., Тарасов П.П. Способ изготовления алмазной буровой коронки. Патент РФ на изобретение №2534164, опубл. 27.11.2014 г.
  11. Альмяшева О.В., Федоров Б.А., Смирнов А.В., Гусаров В.В. Размер, морфология и структура частиц нанопорошка диоксида циркония, полученного в гидротермальных условиях. Наносистемы: физика, химия, математика, 2010, т. 1, № 1, с. 26 – 36.
  12. Абызов А.М. Композиционный материал с высокой теплопроводностью и способ его получения. Евразийский патент №014582, опубл.30.12.2010 г.
  13. Семенов А.П., Поздняков В.В., Крапошина Л.Б. Трение и контактное взаимодействие графита и алмаза с металлами и сплавами. М.: Наука, 1974, 110 с.
  14. Взаимодействие металлических расплавов с поверхностью алмаза и графита. Под редакцией В.Н.Еременко. Киев: Наукова думка, 1967, 86 с.
  15. Яхутлов М.М., Карамурзов Б.С., Беров З.Ж., Батыров У.Д., Наргыжев Р.М. Направленное формирование межфазной границы алмаз-матрица с использованием нанопокровов. Изв. Кабардино-Балкарского государственного университета, 2011, т. 1, № 4, с. 23 – 25.
  16. Беров З.Ж., Карданов А.А., Яхутлов М.М. Способ нанесения покрытия на алмазы. Патент РФ №2090648, опубл.20.09.1997 г.
  17. Ножкина А.В. Влияние металлов на фазовое превращение алмаза в графит. Сверхтвердые материалы, 1988, № 3, с. 11 – 15.
  18. Локтюшин В.А., Гуревич Л.М. Получение нанотолщинных металлических покрытий на сверхтвердых материалах методом термодиффузионной металлизации. Изв. Волжского государственного технического университета, 2009, т. 11, № 3, с. 50 – 54.
  2. Bakul V.N. *Sinteticheskie almazy v geologorazvedochnom burenii* [Synthetic diamonds in the geological prospecting drilling]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1978, 231 p.
  3. Novikov N.V., Bondarenko N.A., Zhukovski A.N., Mechnik V.A. Vliyanie diffuzii i khimicheskikh reakzi na strukturu i svoistva burovyykh vstavok. 1. Kineticheskoe opisaniye system  $C_{almaz}$ -VK-6 i  $C_{almaz}$ -(VK-6-  $CrB_2$ - $WB_5$ ) [Influence of diffusion and chemical reactions to structure and properties of drill bit insert. 1. Kinetic description of systems  $C_{diamond}$ -VK-6 and  $C_{diamond}$ -(VK-6-  $CrB_2$ - $WB_5$ )], *Fizicheskaya mezomekhanika — Physical mezomechanics*, 2005, vol. 8, no. 2, pp. 99 – 106.
  4. Novikov N.V., Bondarenko N.A., Zhukovski A.N., Mechnik V.A. Vliyanie diffuzii i khimicheskikh reakzi na strukturu i svoistva burovyykh vstavok. 2. Resultaty attestazii strukturnogo sostoyaniya sverkhтвердыkh materialov sostava almaz – tverdii spлав VK-6 [Influence of diffusion and chemical reactions to structure and properties of drill bit insert. 2. Evaluation results for the structural state of superhard materials of composition diamond — hard alloy VK-6], *Fizicheskaya mezomekhanika — Physical mezomechanics*, 2006, vol. 9, no. 2, pp. 107 – 116.
  5. Konovalov V.A., Aleksandrov V.A., Levin M.D. Vliyanie prochnosti almazouderzhaniya i skorosti iznosa svyazki na rabotaposobnosth almazno-abrasivnogo instrumenta [Influence of strength of deduction of diamonds and speeds of wear of a sheaf on working capacity of the diamond abrasive tool], *Sinteticheskie almazy — Synthetic diamonds*, 1975, no. 2, pp. 26 – 28.
  6. Konovalov V.A., Shatokhin V.V. Vliyanie prochnosti zakrepleniya zeyren v svyazke so stoikostiyu almazno-abrasivnogo instrumenta [Interrelation of strength of fastening of grains in a matrix with resistibility of the diamond abrasive tool], *Porodorazrushayuchiy i metalloobrabatyvayuchiy instrument — tekhnika, tekhnologiya ego izgotovleniya i primeneniya — [Proc. Rock cutting and metalworking tools — technology of its manufacture and use]*, Kiev, 2009, no. 12, pp. 508 – 513.
  7. Vityaz P.A., Zhornik V.I., Kukareko V.A. *Issledovanie strukturno-fazovogo sostoyaniya i svoistv spechennykh splavov, modernizirovannykh nanorazmernymi almazosoderzhachimi dobavkami* [A research of a structurally-phase condition and properties of sintered alloys modified by nano-sized diamond containing additives], *Izvestiya nazionalnoi akademii nauk Belarus, fiziko-tekhnicheskaya seriya — Proceeding of the national academy of science of Belarus, Physico-technical series*, 2011, no. 3, pp. 5 – 17.
  8. Gu Dong-dong, Shen Yi-fu, Dai Peng, Yang Ming-chuan. Microstructure and property of sub-micro WC – 10 % Co particulate reinforced Cu composite prepared by selective laser sintering. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2006, no. 16, pp. 357 – 362.
  9. Sharin P.P., Lebedev M.P., Gogolev V.E., Nogovitzhyn R.G., Slobodchikov P.A. Method of making diamond tool, Patent RU, no. 2478455, date of publication 10.04.2012.
  10. Sharin P.P., Lebedev M.P., Vinokurov G.G., Gogolev V.E., Atlasov V.P., Kuz'min S.A., Slobodchikov P.A., Tarasov P.P.

- Diamond bit manufacturing method, Patent RU, no.2534164, date of publication 27.11.2014.
11. Almyasheva O.V., Fedorov B.A., Smirnov A.V., Gusarov V.V. Razmer, morfologiya i struktura chastitz nanoporoshka dioksida zirkoniya, poluchennogo v gidrotermalnykh usloviyakh [The size, morphology and structure of the nanopowder particles of zirconium dioxide received by in hydrothermal conditions], *Nanosistemy: fizika, khimiya, matematika — Nanosystems: physics, chemistry, mathematics*, 2010, vol. 1, no. 1, pp. 26 – 36.
  12. Abyzov A.M. Composite material with high heat conductivity and a method of its reception, The Euroasian Patent, no. 014582, date of publication 30.12.2010.
  13. Semenov A.P., Pozdnyakov V.V., Kraposhina L.B. *Trenie i kontaktное взаимодействие графита и алмаза с металлами и сплавами* [Friction and contact interaction of graphite and diamond with metals and alloys], Moscow, Nauka Publ., 1974, 110 p.
  14. Eremenko V.N. *Vzaimodeistvie metallicheskih rasplavov s poverkhnostiyu almaza i grafita* [Interaction of the metal liquid with a surface of diamond and graphite], Kiev, Naukova Dumka Publ., 1967, 86 p.
  15. Yakhutlov M.M., Karamurзов B.S., Berov Z.Zh., Batyrov U.D., Nartyzhev R.M. Napravlennoe formirovanie mezhfaznoy granitsyalmaz-matritsa s ispolzovaniem nanopokryti [The directed formation of interphase boundary the diamond-matrix with using of the nano-sized coverage], *Izvestiya Kabardino-Balkarskogo gosuniversiteta — Proceeding of Kabardino-Balkarian State University*, 2011, vol. 1, no. 4, pp. 23 – 25.
  16. Berov Z.Zh., Kardanov A.A., Yakhutlov M.M. Method of drawing of a covering on diamonds, Patent RU, no.2090648, date of publication 20.09.1997.
  17. Nozhkina A.V. Vliyanie metallov na fazovoe prevrashenie almaza v grafit [Influence of metals on phase transformation of diamond in graphite], *Sverkhтвердые материалы — Superhard materials*, 1988, no. 3, pp. 1 – 15.
  18. Loktyushin V.A., Gurevich L.M. Poluchenie nanotolshinykh metallicheskih pokrytiy na sverkhтвердых materialakh metodom termodiffuzionnoi metallizatsii [Obtaining of nano-sized metal coverings on superhard materials by method thermodiffusion metallization], *Izvestiya Volzhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta — Proceeding of the Volga State Technical University*, 2009, vol. 11, no. 3, pp. 50 – 54.

Статья поступила в редакцию 5.11.2014 г.

**Шарин Петр Петрович** — Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (677980, г. Якутск, ул. Октябрьская, 1), кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, специалист в области порошковой металлургии и алмазных инструментов. E-mail: psharin1960@mail.ru.

**Яковлева Софья Петровна** — Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (677980, г. Якутск, ул. Октябрьская, 1), доктор технических наук, заведующий отделом, специалист в области деформационных методов обработки металлов и сплавов. E-mail: spyakovleva@yandex.ru.

**Гоголев Василий Егорович** — Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (677980, г. Якутск, ул. Октябрьская, 1), ведущий инженер, специалист в области порошковой металлургии и алмазных инструментов. E-mail: gogolev.vasilii@mail.ru.

**Васильева Мария Ильинична** — Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (677980, г. Якутск, ул. Октябрьская, 1), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области металлографии и фрактографии. E-mail: vasilleva\_mi@mail.ru.

## **Structural organization of high wear-resistant diamond-content composites based on hard alloyed powders, produced by sintering with copper impregnation**

**P. P. Sharin, S. P. Yakovleva, V. E. Gogolev, M. I. Vasilyeva**

In this paper we explore the effectiveness of proposed scheme of self-dosing infiltration of diamond containing carbide briquettes for high-functional composites of instrumental purpose. We also review the main factors that determine the strength of diamond retention in experimental composites at the meso-level (growth of diamond surface roughness, carbide phase formation at the diamond-matrix boundary). An essential role of mechanical adhesion as a component of diamond fixation is shown; the structural factors of physical and chemical adhesion formation are discussed. We also give the results of evaluation of the operational characteristics that revealed high-functional properties of diamond composites produced by the new technology of infiltration.

**Key words:** diamond containing composite, hard alloy matrix, natural diamond, infiltration, diamond retention, adhesion, operational properties, wear surface.

---

**Sharin Petr** — *V.P. Larionov Institute of Physical and Technical Problems of the North, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (1 Oktyabrskaya str., 677980 Yakutsk, Russia), PhD (Phys-Math), leading researcher; expert on powder metallurgy and diamond tools, E-mail: psharin1960@mail.ru.*

**Yakovleva Sofya** — *V.P. Larionov Institute of Physical and Technical Problems of the North, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (1 Oktyabrskaya str., 677980 Yakutsk, Russia), DrSci (Eng), chief of department, expert in the field of deformation methods of processing of metals and alloys, E-mail: spyakovleva@yandex.ru.*

**Gogolev Vasilii** — *V.P. Larionov Institute of Physical and Technical Problems of the North, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (1 Oktyabrskaya str., 677980 Yakutsk, Russia), leading engineer, specialist in powder metallurgy and diamond tools, E-mail: gogolev.vasilii@mail.ru.*

**Vasilyeva Maria** — *V.P. Larionov Institute of Physical and Technical Problems of the North, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (1 Oktyabrskaya str., 677980 Yakutsk, Russia), PhD, senior research officer; specialist in the field of metallography and fractography, E-mail: vasilyeva\_mi@mail.ru.*