

Шарин П.П., Акимова М.П. Влияние структуры переходной зоны алмаз–твердосплавная матрица на удельную производительность инструмента, полученного при металлизации алмазов в процессе их спекания с пропиткой медью // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20, № 4. – 57–66. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.07

Sharin P.P., Akimova M.P. Influence of the diamond-cemented carbide matrix transition zone structure on the specific productivity of ruling tool obtained by diamond metallization during sintering with copper impregnation. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 57–66. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.07

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 20, № 4, 2018
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2018.4.07
УДК 621.762:621.793

П.П. Шарин, М.П. Акимова

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова Сибирского отделения РАН,
Якутск, Россия

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ АЛМАЗ–ТВЕРДОСПЛАВНАЯ МАТРИЦА
НА УДЕЛЬНУЮ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ИНСТРУМЕНТА, ПОЛУЧЕННОГО
ПРИ МЕТАЛЛИЗАЦИИ АЛМАЗОВ В ПРОЦЕССЕ ИХ СПЕКАНИЯ С ПРОПИТКОЙ МЕДЬЮ**

Изучены структура, элементный и фазовый составы переходной зоны алмаз–матрица алмазного инструмента для правки абразивных кругов, изготовленного по новой гибридной технологии. Гибридная технология заключается в объединении в одном цикле работы вакуумной печи «нагрев–охлаждение» процессов термодиффузионной металлизации алмазных зерен карбидообразующими металлами и спекания с пропиткой медью алмазосодержащего брикета на основе твердосплавной порошковой смеси. В гибридной технологии при укладке в твердосплавную шихту каждое алмазное зерно плотно заворачивается в тонкую медную фольгу, в которую предварительно засыпаются частицы порошка карбидообразующего металла и равномерно распределяются вокруг зерен алмаза. В процессе спекания матрицы благодаря компактному расположению частиц порошка карбидообразующего металла вокруг алмазных зерен и экранирующему эффекту медной фольги создаются условия, обеспечивающие эффективную термодиффузионную металлизацию алмазов. Методами растровой электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа, рентгенофазового анализа и рамановской спектроскопии установлено, что при заданных в эксперименте температурно-временных режимах и условиях спекания на поверхности алмаза формируется металлизированное покрытие, химически сцепленное с алмазом, что обеспечивает прочное алмазоудержание твердосплавной матрицы, пропитанной медью. При этом структура и микротвердость матрицы, за исключением областей, непосредственно примыкающих к переходной зоне алмаз–матрица, остаются такими же, как и матрица твердосплавной порошковой смеси, спеченной в отсутствие хрома. Проведены сравнительные эксплуатационные испытания однотипных правящих карандашей, которые показали высокую эффективность гибридной технологии получения алмазосодержащих композитов инструментального назначения. Достигнуто повышение значения удельной производительности алмазного карандаша, изготовленного по гибридной технологии, на 44,66 % по сравнению с аналогичным показателем однотипного алмазного карандаша, полученного по традиционной схеме спекания без металлизации алмазных зерен.

Ключевые слова: природный алмаз, алмазный инструмент, металломатричный композит, твердосплавная матрица, металлизация алмаза, металлокарбидное покрытие, спекание с пропиткой, переходная зона, алмазоудержание, удельная производительность инструмента.

P.P. Sharin, M.P. Akimova

Institute of Physical and Technical Problems of the North named after V.P. Lariyonov
of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, Yakutsk, Russian Federation

**INFLUENCE OF THE DIAMOND-CEMENTED CARBIDE MATRIX TRANSITION ZONE
STRUCTURE ON THE SPECIFIC PRODUCTIVITY OF RULING TOOL OBTAINED BY DIAMOND
METALLIZATION DURING SINTERING WITH COPPER IMPREGNATION**

In this work the structure, elemental and phase composition of the diamond-matrix transition zone of a diamond tool for dressing abrasive wheels, fabricated using a new hybrid technology were studied. The hybrid technology consists in combining processes of diamond thermal diffusion metallization with carbide-forming metals and sintering of diamond containing matrix based on carbide powder mixture with copper impregnation in one operation cycle (heating and cooling) of a vacuum furnace. In the hybrid technology, each diamond grain is tightly wrapped in a thin copper foil with carbide-forming metal powder distributed around diamond grains. Due to compact arrangement of carbide-forming metal powder particles around the diamond grains and the shielding effect of copper foil favorable conditions are created that ensure the effective thermal diffusion metallization of the diamond during the sintering of the matrix. It was established by scanning electron microscopy, X-ray diffraction, and Raman spectroscopy, that a metallized coating chemically bonded to diamond is formed on the diamond surface, which provides durable diamond retention in copper-impregnated carbide matrix at given temperature-time regimes and the sintering conditions specified in the experiment. In this case, the structure and microhardness of the matrix, with the exception of the areas immedi-

ately adjacent to the diamond-matrix transition zone, remain the same as the matrix of the carbide powder mixture sintered in the absence of chromium. Comparative tests of the same type of ruling pencils were carried out, which showed the high efficiency of the hybrid technology for obtaining diamond-containing composites for instrumental purposes. An increase in the value of the specific productivity of the diamond pencil produced by the hybrid technology was achieved by 44.66 % compared to the same indicator of the same type diamond pencil obtained according to the traditional sintering scheme without the metallization of diamond grains.

Keywords: natural diamond, diamond tool, metal-matrix composite, carbide matrix, diamond metallization, metal-carbide coating, sintering with impregnation, transition zone, diamond retention, specific productivity of the tool.

Введение

Благодаря тому, что алмазы обладают уникальной твердостью в сочетании с высокой теплопроводностью, их широко используют в качестве режущих элементов при изготовлении широкого класса алмазных инструментов для обработки различных твердых природных и синтетических материалов [1, 2]. Современная промышленность требует улучшения функциональных характеристик существующих инструментов, создания новых видов матриц для них, сочетающих высокую стойкость и работоспособность с низкими затратами на изготовление и эксплуатацию. В связи с этим является актуальным поиск новых составов матриц или адгезионно-активных добавок к ним, а также разработка технологии их получения, обеспечивающей высокую стойкость и эффективность работы алмазных инструментов.

При изготовлении буровых и правящих инструментов, работающих в условиях больших динамических и температурных нагрузок, наиболее востребованным металломатричным композитом является матрица на основе твердосплавной порошковой смеси WC–Co–Cu [3–6]. Твердосплавные матрицы не требуют сложного технологического оборудования при изготовлении, также обладают высоким уровнем физико-механических свойств – высокой твердостью и износостойкостью [3–5]. Тем не менее из-за недостаточно высокого уровня алмазоудержания твердосплавных матриц происходит преждевременное выпадение алмазов из них, что увеличивает расход алмазов, снижает стойкость и эффективность алмазного инструмента. Прочность закрепления зерен алмаза в твердосплавных матрицах системы WC–Co–Cu определяется в основном механической адгезией, при которой происходит механическое зацепление затвердевшего медного расплава за неровности и шероховатости поверхности алмазного зерна [5, 7–9]. При этом наиболее химически активный к алмазу компонент твердосплавной матрицы – кобальт – формирует на поверхности алмазных зерен развитую шероховатость в результате каталитической графитизации при их контактном взаимодействии [3, 5, 10]. Развитая шероховатость контактной поверхности алмаза микро- и нанометровой размерности, заполненная расплавом инфильтрата при за-

твердевании, способствует механической адгезии алмазных зерен к матрице инструмента.

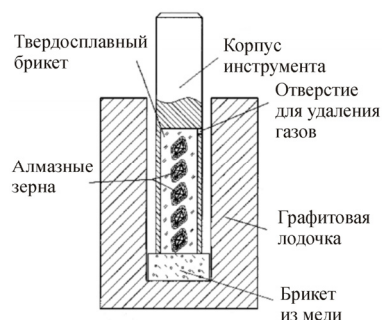
Для обеспечения химической адгезии матрицы к алмазным зернам и повышения прочности алмазоудержания в состав порошковой смеси матрицы вводят адгезионно-активные к углероду металлы-добавки, которые при термически активируемом контактном взаимодействии с алмазом образуют на поверхности последнего прочно сцепленное металлокарбидное покрытие [3, 11–17]. Наиболее простым технологическим решением повышения алмазоудержания в металломатричных композитах является предварительная термодиффузионная металлизация алмазов карбидообразующими металлами [3, 18–20]. Однако воздействие высокой температуры на металлизированные алмазы не только отрицательно влияет на качество алмазов, но и снижает алмазоудержание матрицы, так как при повторном нагреве возобновление контактного взаимодействия алмаза с ранее сформированным металлокарбидным покрытием сопровождается интенсивной графитизацией поверхности алмаза частичным распадом карбидной прослойки на межфазной границе алмаз-металлизированное покрытие [3, 12, 20].

Цель данной работы – изучение микростроения переходной зоны алмаз–матрица и ее влияния на алмазоудержание и эксплуатационные свойства инструмента, полученного по гибридной технологии, совмещающей в одном цикле работы вакуумной печи термодиффузионную металлизацию алмаза и спекание матрицы с пропиткой медью.

Объекты и методы исследования

В качестве объекта исследований был выбран алмазный правящий карандаш с матрицей на основе твердосплавной порошковой смеси ВК6. Для изучения структуры переходной зоны алмаз–матрица в присутствии металлизированного покрытия на поверхности алмазных зерен и определения эксплуатационных свойств были изготовлены три опытных образца правящего карандаша, соответствующие по своим параметрам ГОСТ 607–80 (типоразмер 3908-0054 с алмазными зернами, расположенными по оси карандаша). Схема изготовления опытных образцов карандаша по гибридной технологии приведена на рис. 1, а, б. В опытных правящих карандашах каждое алмазное зерно пе-

ред укладкой в твердосплавную шихту плотно заворачивалось в тонкую медную фольгу, в которую предварительно был засыпан порошок хрома марки ПХ99 в количестве, равном массе соответствующего алмазного зерна (см. рис. 1, б). Такой технический прием обеспечивает благоприятные условия для термодиффузионной металлизации алмаза до расплавления медной фольги и начала пропитки алмазосодержащего брикета. Кроме того, медная фольга до расплавления экранирует контакт алмаза с кобальтом (наиболее активным к углероду компонентом твердосплавной матрицы), тем самым предотвращает их взаимодействие, приводящее к каталитической графитизации алмаза.



а



б

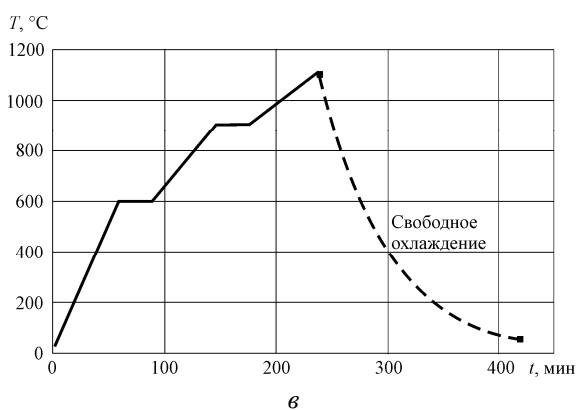


Рис. 1. Спекание правящего карандаша по гибридной схеме с самодозируемой пропиткой медью (а), алмазное зерно, завернутое в медную фольгу с частицами порошка хрома (б) и температурная циклограмма работы вакуумной печи (в)

Полученная алмазосодержащая шихта пресуется в брикет при нагрузке 20 кН и помещается

в корпус инструмента (см. рис. 1, а). В данной конфигурации медный брикет располагают не сверху пропитываемого алмазосодержащего брикета, а под ним, так, чтобы пропитка происходила в направлении снизу вверх по капиллярам (порам) за счет сил поверхностного натяжения [5, 21]. При этом на корпусе инструмента, на уровне высоты твердосплавного брикета заранее просверливается отверстие для удаления паров и газов, образующихся при разложении пластификатора (см. рис. 1, а). При заполнении всего объема брикета медью (при достижении уровня отверстия) капиллярный эффект исчезает, и пропитка самопроизвольно прекращается [21].

Для сравнения работоспособности опытных образцов правящего карандаша также были изготовлены три контрольных образца однотипных карандашей без металлизации алмазов хромом. Контрольные образцы карандаша оснащались алмазными зернами с такими же характеристиками (масса, дефектность, форма), что и опытные образцы карандаша, и изготавливались по технологии спекания алмазосодержащей твердосплавной матрицы с пропиткой медью, обычно применяемой в серийном производстве карандашей.

Спекание обеих партий правящих карандашей (опытные и контрольные) проводилось в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16И4. Температурно-временной режим работы вакуумной печи представлен на рис. 1, в. Остаточное давление печи при максимальной температуре нагрева составляло $\sim 2 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. После завершения цикла нагрева образцы медленно охлаждались вместе с печью [21].

В процессе испытаний определяли удельную производительность q , т.е. отношение объема шлифовального абразивного круга (см^3), снятого тем или иным карандашом, к израсходованной в этом процессе массе алмазов карандаша (мг). Использовались абразивные круги для шлифовки деталей марки ПП 150×20×32 63С40К-Л из зеленого карбида кремния на керамической связке. Испытания проводились при режимах правки, близких к рекомендуемым ГОСТ 607–80.

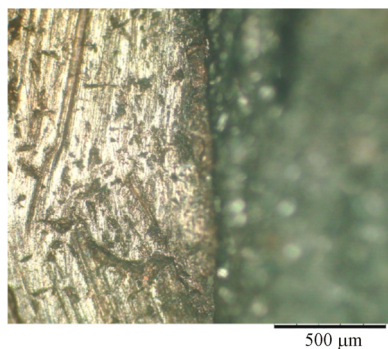
Структура, элементный и фазовый состав образцов изучались методами растровой электронной микроскопии (РЭМ), микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), рентгенофазового анализа и рамановской спектроскопии с помощью приборов Hitachi TM3030, JEOL JSM-6480LV, дифрактометра D8 Discover, измерительного комплекса NT-MDT INTEGRA Spectra.

Микротвердость матрицы образцов опытного и контрольного карандашей измерялась на приборе

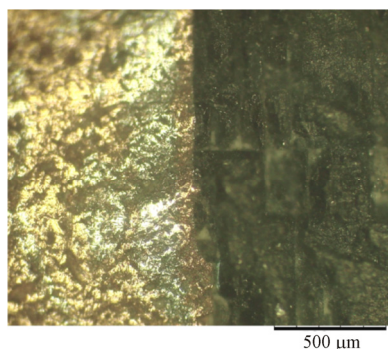
ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 г. Значения микротвердости усредняли по 10 измерениям.

Результаты

На рис. 2 приведены оптические изображения поверхностей шлифов контрольного и опытного правящих карандашей вблизи переходной зоны алмаз (справа)–матрица (слева) после износа на уровне $\frac{1}{2}$ от исходной высоты алмазного зерна. На рис. 2 видно, что в обоих типах карандашей на переходной зоне алмаз–матрица все микрополости и пустоты заполнены медным инфильтратом. В контрольном образце правящего карандаша межфазная граница алмаз–матрица более неровная (рис. 2, *а*), по сравнению с границей алмаз–матрица в опытном образце правящего карандаша (рис. 2, *б*). Как было упомянуто ранее, в контрольном карандаше алмазоудержание определяется механическим зацеплением затвердевшего медного инфильтрата за микропоры, неровности и шероховатости поверхности алмазного зерна, которые образуются вследствие деструкции его поверхности в результате каталитической графитизации алмаза и его частичного растворения в кобальте.



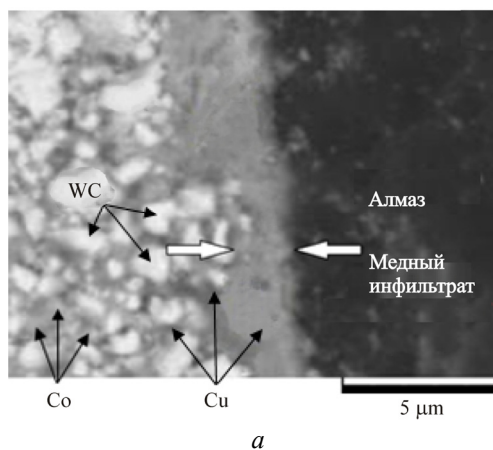
а



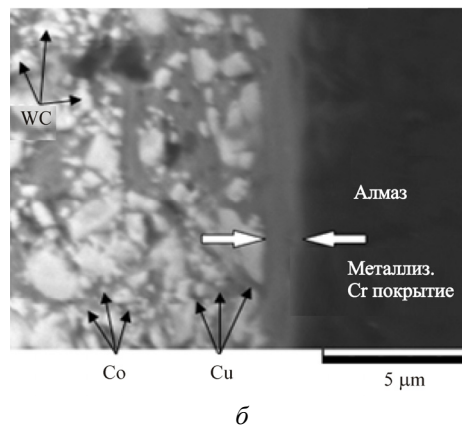
б

Рис. 2. Оптические изображения поверхностей шлифов переходной зоны алмаз–матрица контрольного (*а*) и опытного (*б*) карандашей после износа на уровне $\frac{1}{2}$ от исходной высоты алмазного зерна, $\times 100$

На рис. 3 показаны РЭМ-изображения микроstructures матриц вблизи переходной зоны алмаз–матрица контрольного и опытного правящих карандашей, полученные в режиме обратно-рассеянных электронов. Матрица контрольного образца правящего инструмента имеет типичные для системы WC–Co–Cu фазовый состав и структуру [8, 9], состоящую из трех элементов разной размерности – фаз карбида вольфрама и кобальта, а также медного инфильтрата, плотно заполняющего пустоты матрицы (см. рис. 3, *а*). На РЭМ-изображениях (см. рис. 3) наиболее темные участки соответствуют алмазу, а наиболее светлые замкнутые участки – зернам карбида вольфрама, промежуточные по контрасту участки соответствуют кобальту, хрому и меди. На рис. 3, *а* на переходной зоне алмаз–матрица выделена стрелками прослойка медного инфильтрата. Видно, что медный инфильтрат плотно сопряжен с неровной и шероховатой поверхностью алмаза, обеспечивая ее прочное зацепление с матрицей инструмента.



а



б

Рис. 3. РЭМ-изображение структуры матрицы вблизи переходной зоны алмаз–матрица контрольного (*а*) и опытного (*б*) образцов правящего карандаша

На рис. 3 видно, что структуры матрицы опытного и контрольного образцов правящего карандаша, за исключением области, непосредственно примыкающей к переходной зоне алмаз–матрица, не отличаются друг от друга и, соответственно, их физико-механические свойства не должны сильно различаться. Это подтверждают данные измерений микротвердости матриц обоих образцов карандашей: средние значения микротвердости матрицы образцов опытного и контрольного карандашей составили соответственно ~3608 и ~3430 МПа. Таким образом, компактное расположение частиц хрома на поверхности алмазных зерен и экранирующий эффект медной фольги при спекании не оказывают негативного влияния на твердосплавную матрицу опытного карандаша, ее структура и механические свойства остаются такими же, как и у матрицы системы WC–Co–Cu, полученной в отсутствие хрома.

На переходной зоне алмаз–матрица опытного правящего инструмента видно плотно сцепленное с алмазом металлизированное покрытие толщиной ~1–2 мкм (см. рис. 3, б), сформировавшееся при

термодиффузионной металлизации хромом алмаза в процессе спекания матрицы с пропиткой медью.

Из-за малой толщины покрытия не удалось получить качественных рентгенограмм шлифа поверхности образцов для однозначной идентификации его фазового состава (уширенные и размытые пики). Однако по данным локального МРСА на участках замера 1 и 2 (рис. 4, а) металлизированного покрытия массовое содержание хрома составляет 81,89 и 83,16 % (табл. 1), что соответствует теоретическому значению карбида Cr₃C₂, а это согласуется с результатами работ [22, 23]. В данных работах идентификация фазового состава поверх-

Таблица 1

Состав металлизированного покрытия алмаза, мас. %

Область замера	Содержание элементов, мас. %				
	Cr	C	Co	Cu	W
1	81,89	13,74	3,09	1,28	0,00
2	83,16	9,83	4,17	2,78	0,06

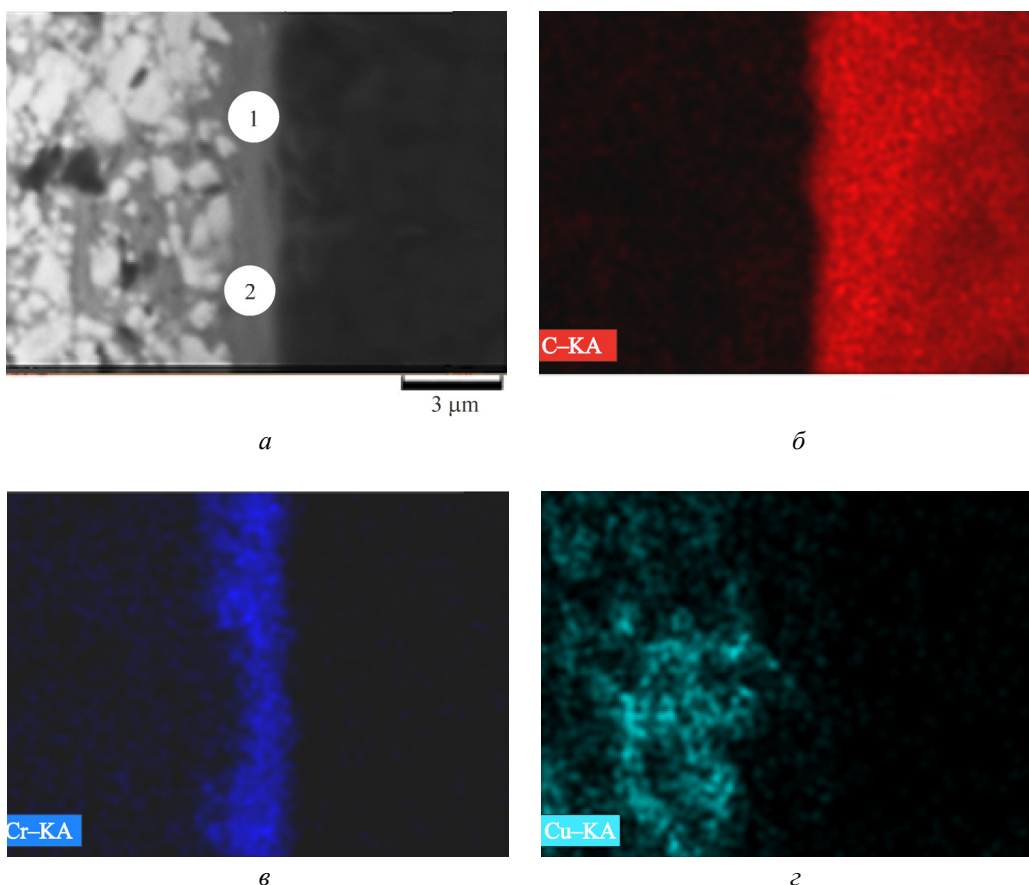


Рис. 4. Микроструктура переходной зоны алмаз–матрица (а) и карты распределения основных элементов переходной зоны: углерод (б), хром (в) и медь (г)

ности металлизированных хромом алмазов проводилась рентгенофазовым анализом на специально подготовленных образцах, обеспечивающих получение качественных рентгенограмм для адекватной интерпретации их состава.

Для обнаружения присутствия графитных образований было произведено картирование спектров комбинационного рассеяния на участках переходной зоны алмаз–матрица. Алмазоудержание матрицы при образовании графитосодержаще прослойки на переходной зоне алмаз–металлизированное покрытие будет определяться прочностью такой прослойки и ее адгезией с матрицей инструмента [3, 5, 20]. При сканировании участка переходной зоны на полосе D-моды алмаза с центром на частоте 1332 см^{-1} был получен интенсивный рамановский отклик на D-моду алмаза, четко прорисовывающий форму алмазного зерна на межфазной границе с металлокарбидным покрытием (рис. 5, а). На G- и G1-линиях графита с центрами на частотах 1580 и 2700 см^{-1} уровень рамановского сигнала не превышает сигнал от шума, что указывает на отсутствие на переходной зоне

алмаз–матрица графита или графитосодержащих образований (рис. 5, б).

Результаты испытаний контрольного и опытного образцов правящих карандашей на удельную производительность представлены в табл. 2. Как следует из табл. 2, удельная производительность опытного карандаша при правке шлифовального круга из зеленого карбида кремния составила $51,50\text{ см}^3/\text{мг}$, что превышает аналогичный показатель контрольного карандаша на $15,9\text{ см}^3/\text{мг}$, или на $44,66\%$. Такое ошутимое увеличение удельной производительности опытных образцов по сравнению с контрольными обеспечивается прежде всего за счет повышенной способности их матриц удерживать металлизированные алмазные зерна. Это подтверждается РЭМ-изображениями (рис. 6). На рис. 6 представлены изменения поверхности алмазоносной матрицы опытного (см. рис. 6, а, б) и контрольного (см. рис. 6, г, д) образцов карандашей на разных уровнях ее износа и внешний вид алмазных зерен, выпавших из опытного (см. рис. 6, е) и контрольного (см. рис. 6, е) карандашей в процессе испытаний на удельную производительность.

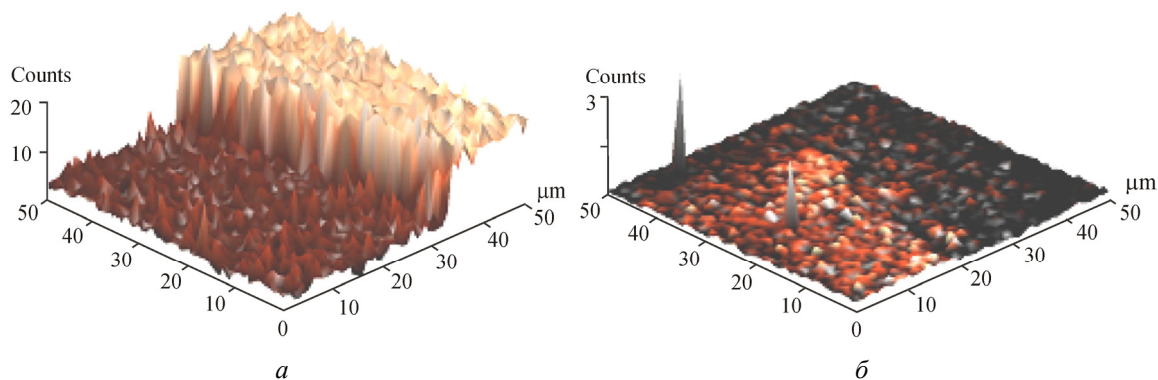


Рис. 5. Трехмерные карты рамановских спектров алмаза (а) и графита (б) на переходной зоне на участке размером $50\times 50\text{ мкм}$

Таблица 2

Результаты испытаний удельной производительности q контрольного и опытного образцов алмазных правящих карандашей при правке шлифовальных кругов 63С40К-L

Тип правящего карандаша	Алмазное сырье			Вид шлифовки	q (5 зерен), $\text{см}^3/\text{мг}$
	Группа, подгруппа, тип	Масса алмазов в одном карандаше,	Средняя масса одного алмазного зерна, кар.		
Контрольный $C_{\text{алмаз}}\text{-BK6-Cu}$	XVI «а-1», тип 1	1,0 (5 зерен) с алмазами, расположенными по оси карандаша	0,21	Круглое наружное	35,60
Опытный $C_{\text{алмаз}}\text{-Cr-BK6-Cu}$					51,50

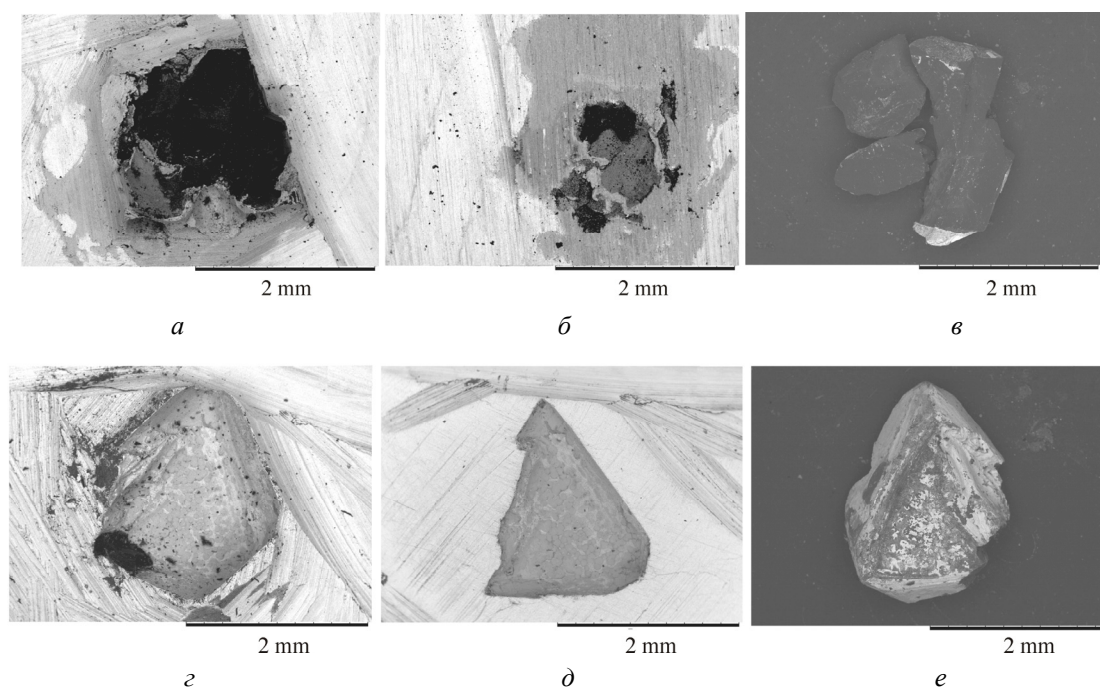


Рис. 6. РЭМ-изображения рабочей поверхности матрицы опытного (*a, б*) и контрольного (*z, д*) карандашей на разных уровнях износа и алмазных зерен, выпавших из матрицы опытного (*е*) и контрольного (*е*) карандашей в процессе испытаний

Матрица опытного образца карандаша при износе на уровне не менее 2/3 от исходной высоты алмазного зерна (см. рис. 6, *a*) прочно его удерживает и продолжает удерживать почти до полного износа матрицы (см. рис. 6, *б*), в то время как матрица контрольного карандаша при износе на уровне, едва превышающем половину от исходной высоты алмазного зерна (см. рис. 6, *z*), не обеспечивает удержание алмазного зерна и последнее выпадает из матрицы, оставляя за собой глубокую лунку. В процессе испытаний выявлено существенное различие в характере выпадения алмазных зерен из матрицы опытного и контрольного образцов правящего инструмента. В отличие от образцов контрольных карандашей, из матрицы которых происходит отрыв целых зерен алмаза, как показано на рис. 6, *е*, в опытных карандашах от кристалла алмаза, надежно удерживающегося в матрице, происходит постепенное выпадение отколов алмаза, образующихся в результате транскристаллитных сколов кристалла (см. рис. 6, *в*).

Выводы

На основе изучения структуры, фазового и элементного состава переходной зоны алмаз–матрица в правящем инструменте, полученном согласно гибридной технологии спекания, установлено следующее:

1. Компактное размещение частиц порошка хрома вокруг алмазных зерен и экранирующий

эффект медной фольги создают благоприятные условия, обеспечивающие термодиффузионную металлизацию алмаза в процессе спекания матрицы. В результате на поверхности алмазных зерен формируется металлизированное покрытие, химически сцепленное с алмазом и состоящее из фаз карбида хрома, что обеспечивает прочное алмазоудержание матрицы.

2. Структура и микротвердость матрицы остаются такими же, как и у матрицы, спеченной в отсутствие хрома, за исключением областей, примыкающих к переходной зоне алмаз–матрица.

3. Показано, что удельная производительность опытного карандаша, изготовленного согласно гибридной технологии, при правке шлифовального круга из зеленого карбида кремния составляет 51,50 см³/мг, что превышает аналогичный показатель контрольного карандаша, полученного традиционным методом, на 44,66 %.

4. Обнаружено существенное различие в характере выпадения алмазов из матрицы опытного и контрольного образцов правящего карандаша:

- в контрольных образцах карандашей из-за низкого алмазоудержания матриц, обусловленного в основном механическим зацеплением алмаза в матрице за счет затвердевшего медного инфильтрата, происходит отрыв целых зерен алмаза;

- в опытных карандашах зерна алмаза, прочно удерживающиеся в матрице благодаря металлизации поверхности, постепенно выкрашиваются

(выпадение отколов) в результате транскристаллитных сколов кристалла алмаза.

Список литературы

1. Tönshoff H.K., Hillmann-Apmann H., Asche J. Diamond tools in stone and civil engineering industry: cutting principles, wear and applications // *Diamond and Related Mater.* – 2002. – Vol. 11, iss. 3–6. – P. 736–741.

2. Основы проектирования и технология изготовления абразивного и алмазного инструмента / В.Н. Бакуль, Ю.И. Никитин, Е.Б. Верник, В.Ф. Селех. – М.: Машиностроение, 1975. – 296 с.

3. Направленное формирование межфазной границы алмаз–матрица с использованием нанопокровов / М.М. Яхутлов, Б.С. Карамурзов, З.Ж. Беров, У.Д. Батыров, Р.М. Нартыжев // *Изв. Кабардино-Балкарского государственного университета.* – 2011. – Т. 1, № 4. – С. 23–25.

4. Исонкин А.М., Богданов Р.К. Влияние металлизации алмазов на показатели работоспособности буровых коронок // *Наукові праці ДонНТУ. Гірничогологічна.* – 2011. – Т. 181, № 14. – С. 158–163.

5. 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 // *Перспективные материалы.* – 2015. – № 6. – С. 66–77.

6. Влияние диффузии и химических реакций на структуру и свойства буровых вставок. 2. Результаты аттестации структурного состояния сверхтвердых материалов состава алмаз–твердый сплав ВК6 / Н.В. Новиков, Н.А. Бондаренко, А.Н. Жуковский, В.А. Мечник, Г.С. Олейник // *Физическая мезомеханика.* – 2006. – Т. 9, № 2. – С. 107–116.

7. Improved interfacial adhesion between diamond film and copper substrate using a Cu (Cr)-diamond composite interlayer / W.Q. Qiu, Z.W. Liu, L.X. He, D.C. Zeng, Y.-W. Mai // *Mater. Lett.* – 2012. – Vol. 81. – P. 155–157.

8. Artini C., Muolo M.L., Passerone A. Diamond-metal interfaces in cutting tools: a review // *J. of Mater. Sci.* – 2012. – Vol. 47, iss. 7. – P. 3252–3264.

9. Hsieh Y.-Z., Chen J.-F., Lin S.-T. Pressureless sintering of metal-bonded diamond particle composite // *J. of Mater. Sci.* – 2000. – Vol. 35. – P. 5383–5387.

10. Study of the diamond-matrix interface in hot-pressed cobalt-based tools / A. Molinari, F. Marchetti, S. Cialanella, P. Scardi, A. Tiziani // *Mater. Sci. and Eng.* – 1990. – Vol. A130. – P. 257–262.

11. О механизме самопроизвольного плакирования алмаза карбидом вольфрама в процессе спекания инструмента с наномодифицированной металлической связкой Cu–Fe–Co–Ni / Д.А. Сидоренко, Е.А. Левашов, П.А. Логинов, Н.В. Швындина, Е.А. Скрылева, И.Е. Ускова // *Изв. вузов. Цветная металлургия.* – 2015. – № 5. – С. 53–63.

12. 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.

13. Diamond-metal-matrix interaction in diamond tools, fabricated by conventional and current induced short-time sintering processes / W. Tillmann, C. Kronholz, M. Ferreira, A. Knote, W. Theisen, P. Schütte, J. Schmidt // *Int. J. of Powder Metall.* – 2011. – Vol. 47, iss. 4. – P. 29–36.

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

15. Uemura M. An analysis of the catalysis of Fe, Ni or Co on the wear of diamonds // *Tribol. Int.* – 2004. – Vol. 37. – P. 887–892.

16. Thermodynamic and kinetic study on interfacial reaction and diamond graphitization of Cu–Fe-based diamond composite / W.-S. Li, J. Zhang, H.-F. Dong, K. Chu, S.-C. Wang, Y. Liu, Y.-M. Li // *Chin. Phys. B.* – 2013. – Vol. 22, iss. 1. – P. 018102.

17. Margaritis, D.-P. Interfacial bonding in metal-matrix composites reinforced with metal-coated diamonds: Ph.D. thesis / University of Nottingham. – 2003. – 345 p.

18. Influence of chromium as carbide forming doping element on the diamond retention in diamond tools / W. Tillmann, M. Tolan, N.F. Lopes-Dias, M. Zimpel, M. Ferreira, M. Paulus // *Proc. of the Int. Conf. on Stone and Concrete Mach. (ICSCM).* – 2015. – Vol. 3. – P. 21–30.

19. Romansky A. Factors affecting diamond retention in powder metallurgy diamond tools // *Archives of Metall. and Mater.* – 2010. – Vol. 55, iss. 4. – P. 1073–1081.

20. Bushmer C.P., Crayton P.H. Carbon self-diffusion in tungsten carbide // *J. Mater. Sci.* – 1971. – Vol. 6. – P. 981–988.

21. Способ изготовления алмазного инструмента: пат. № 2478455 Рос. Федерация / Шарин П.П., Лебедев М.П., Гоголев В.Е., Ноговицын Р.Г., Атласов В.П., Слободчиков П.А.; Опубл. 10.04.2013. Бюл. № 10.

22. Цыпин Н.В., Симкин Э.С., Костенецкая Г.Д. Металлографическое исследование взаимодействия алмазов с металлами при высоких температурах // *Адгезия и пайка материалов.* – 1979. – № 4. – С. 78–80.

23. Реакционное спекание в системе алмаз–карбид титана–хром под высоким давлением / Л.Ф. Стасюк, И.П. Кушатлова, Д.П. Ускокович, И. Крстанович, С.М. Радич, М.М. Ристич // *Гласник хеміјског друштва Београд. Bulletin de la societe chimique Beograd.* – 1984. – Т. 49, № 9. – С. 563–569.

References

1. Tönshoff H.K., Hillmann-Apmann H., Asche J. Di-amond tools in stone and civil engineering industry: cutting principles, wear and applications. *Diamond and Related Materials*, 2002, vol. 11, iss. 3–6, pp. 736–741.

2. Bakul' V.N., Nikitin Iu.I., Vernik E.B., Selekh V.F. Osnovy proektirovaniia i tekhnologiia izgotovleniia abrazivnogo i almaznogo instrumenta [Fundamentals of design and manufacturing technology of abrasive and diamond tools]. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 296 p.

3. Iakhutlov M.M., Karamurзов B.S., Berov Z.Zh., Batyrov U.D., Nartyzhev R.M. Napravlennoe formirovanie

mezhfaznoi granitsyalmaz–matritsa s ispol'zovaniem nanopokrytii [Directional formation of the diamond – matrix interface using nanocoatings]. *Izvestiia Kabardino-Balkarskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2011, vol. 1, no. 4, pp. 23–25.

4. Isonkin A.M., Bogdanov R.K. Vliianie metallizatsii almazov na pokazateli rabotosposobnosti burovyykh koronok [The effect of diamond metallization on the performance of drill bits]. *Naukovi pratsi DonNTU. Girmicho-geologichna*, 2011, vol. 181, no. 14, pp. 158–163.

5. Sharin P.P., Iakovleva S.P., Gogolev V.E., Vasil'eva M.I. Strukturnaia organizatsiia vysokoiznosostoikikh almazosoderzhashchikh kompozitov na osnove tverdosplavnykh poroshkov, poluchennykh metodom spekaniia s propitkoi med'iu [Structural organization of high-wear-resistant diamond-containing composites based on solid-alloy powders obtained by sintering with copper impregnation]. *Perspektivnye materialy*, 2015, no. 6, pp. 66–77.

6. Novikov N.V., Bondarenko N.A., Zhukovskii A.N., Mechnik V.A., Oleinik G.S. Vliianie diffuzii i khimicheskikh reaktzii na strukturu i svoistva burovyykh vstavok. 2. Rezul'taty attestatsii strukturnogo sostoianiia sverkh'tverdykh materialov sostava almaz-tverdyi splav VK6 [The influence of diffusion and chemical reactions on the structure and properties of drilling inserts. 2. Results of the at-testing of the structural state of superhard materials of the diamond – hard alloy VK6 composition]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2006, vol. 9, no. 2, pp. 107–116.

7. Qiu W.Q., Liu Z.W., He L.X., Zeng D.C., Mai Y.-W. Improved interfacial adhesion between diamond film and copper substrate using a Cu (Cr)-diamond composite in-terlayer. *Materials Letters*, 2012, vol. 81, pp. 155–157.

8. Artini C., Muolo M.L., Passerone A. Diamond-metal interfaces in cutting tools: a review. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, iss. 7, iss. 3252–3264.

9. Hsieh Y.-Z., Chen J.-F., Lin S.-T. Pressureless sintering of metal-bonded diamond particle composite. *Journal of Materials Science*, 2000, vol. 35, pp. 5383–5387.

10. Molinari A., Marchetti F., Cialanella S., Scardi R., Tiziani A. Study of the diamond-matrix interface in hot-pressed cobalt-based tools. *Materials Science and Engineering*, 1990, vol. A130, pp. 257–262.

11. Sidorenko D.A., Levashov E.A., Loginov P.A., Shvyndina N.V., Skryleva E.A., Uskova I.E. O mekhanizme samoproizvol'nogo plakirovaniia almaza karbidom vol'frama v protsesse spekaniia instrumenta s nanomodifitsirovannoi metallicheskoi sviazkoi Su–Fe–Co–Ni [On the mechanism of spontaneous cladding of diamond with tungsten carbide in the sintering process of a tool with a nano-modified Cu–Fe–Co–Ni metal bond]. *Izvestiia vuzov. Tsvetnaia metallurgiiia*, 2015, no. 5, pp. 53–63.

12. Loktiushin V.A., Gurevich L.M. Poluchenie nanotolshchinnyykh metallicheskikh pokrytii na sverkh'tverdykh materialakh metodom termodiffuzionnoi metallizatsii [Production of nanotick metal coatings on superhard materials by thermal diffusion metallization]. *Izvestiia Volzhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2009, vol. 11, no. 3, pp. 50–54.

13. Tillmann W., Kronholz C., Ferreira M., Knot A., Theisen W., Schütte P., Schmidt J. Diamond-metal-matrix interaction in diamond tools, fabricated by conventional and

current induced short-time sin-tering processes. *International Journal of Powder Metallurgy*, 2011, vol. 47, iss. 4, pp. 29–36.

14. Tillmann W., Ferreira M., Steffen A., Ruster 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 and Related Materials*, 2013, vol. 38, pp. 118–123.

15. Uemura M. An analysis of the catalysis of Fe, Ni or Co on the wear of diamonds. *Tribology International*, 2004, vol. 37, pp. 887–892.

16. Li W.-S., Zhang J., Dong H.-F., Chu, K., Wang S.-C., Liu Y., Li Y.-M. Thermodynamic and kinetic study on interfacial re-action and diamond graphitization of Cu–Fe-based diamond composite. *Chinese Physics B*, 2013, vol. 22, iss. 1, pp. 018102.

17. Margaritis, D.-P. Interfacial bonding in metal-matrix composites reinforced with metal-coated diamonds: Ph.D. thesis. University of Nottingham, 2003, 345 p.

18. Tillmann W., Tolan M., Lopes-Dias N.F., Zimpel M., Ferreira M., Paulus M. Influence of chromium as carbide forming doping element on the diamond retention in diamond tools. *Proceedings of the International Conference on Stone and Concrete Mach. (ICSCM)*, 2015, vol. 3, pp. 21–30.

19. Romansky A. Factors affecting diamond retention in powder metallurgy diamond tools. *Archives of Metall. and Mater.*, 2010, vol. 55, iss. 4, pp. 1073–1081.

20. Bushmer C.P., Crayton P.H. Carbon self-diffusion in tungsten carbide. *Journal Materials Science*, 1971, vol. 6, pp. 981–988.

21. Sharin P.P., Lebedev M.P., Gogolev V.E., Nogo-vitsyn R.G., Atlasov V.P., Slobodchikov P.A. Sposob izgotovleniia almaznogo instrumenta [A method of making diamond tools]. Patent Rossiiskaia Federatsiia no. 2478455 (2013).

22. Tsy-pin N.V., Simkin E.S., Kostenetskaia G.D. Metallograficheskoe issledovanie vzaimodeistviia almazov s metallami pri vysokikh temperaturakh [Metallographic study of the interaction of almaz with metals at high temperatures]. *Adgeziia i paika materialov*, 1979, no. 4, pp. 78–80.

23. Stasiuk L.F., Kushatlova I.P., Uskokovich D.P., Krstanovich I., Radich S.M., Ristich M.M. Reaktsionnoe spekanie v sisteme almaz–karbid titana–khrom pod vysokim davleniem [Reaction sintering in the diamond – titanium carbide – chrome system under high pressure]. *Glasnik khemijskog drushtva Beograd. Bulletin de la societe chimique Beograd.*, 1984, vol. 49, no. 9, pp. 563–569.

Получено 10.10.2018

Опубликовано 20.12.18

Об авторах

Шарин Петр Петрович (Якутск, Россия) – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник отдела физикохимии материалов и технологии Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова Сибирского отделения РАН; e-mail: psharin1960@mail.ru.

Акимова Мария Панфиловна (Якутск, Россия) – аспирант отдела физикохимии материалов и технологии Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова Сибирского отделения РАН; e-mail: Mar1ya_ak1mova@mail.ru.

About the authors

Petr P. Sharin (Yakutsk, Russian Federation) – Ph.D. in Physics-Mathematics Sciences, Leading Researcher, De-

partment of Materials and Technology Physics and Chemistry, Institute of Physical and Technical Problems of the North named after V.P. Larionov of Siberian Branch Russian Academy of Sciences; e-mail: psharin1960@mail.ru.

Mariya P. Akimova (Yakutsk, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of the Materials and Technology Physics and Chemistry, Institute of Physical and Technical Problems of the North named after V.P. Larionov of Siberian Branch Russian Academy of Sciences; e-mail: Mar1ya_ak1mova@mail.ru.