

---

## ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ

---

### *Металлургия и материаловедение*

УДК 621.762.5:621.793.1

#### **Повышение эксплуатационных характеристик твердосплавных алмазосодержащих композитов при диффузионной металлизации алмазной компоненты в процессе спекания с пропиткой** **II. Структурно-фазовое состояние переходной области алмаз-матрица**

П.П. Шарин\*, С.П. Яковлева\*, Г.Г. Винокуров\*, В.И. Попов\*\*

\*Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск

\*\*Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова, г. Якутск  
psharin1960@mail.ru, spyakovleva@yandex.ru

**Аннотация.** Проведенные исследования относятся к области фундаментально-прикладных вопросов межфазного взаимодействия и формирования границ наполнитель-матрица при синтезе композиционных систем. Изучены факторы, определяющие прочность закрепления алмаза в твердосплавной матрице высокоресурсных алмазно-абразивных композитов (АК), полученных по гибридной технологии спекания с термодиффузионной металлизацией алмазных частиц и самодозируемой пропиткой легкоплавким металлом. Методами растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа, спектроскопии комбинационного рассеяния, атомно-силовой микроскопии изучены химический состав, морфология и распределение продуктов взаимодействия, природа образующихся углеродных фаз в зоне контакта алмаз-матрица. Выявлено, что повышение физико-химической адгезии алмаза с матрицей при синтезе АК по разработанной технологии обусловлено формированием (в результате термохимического травления металлическим расплавом на начальных стадиях спекания) развитой наносубмикронной шероховатости поверхности алмаза, образованием на ней металлокарбидного покрытия (МП) островкового типа, плотным заполнением имеющихся промежутков нанотолщинными прослойками металла-инфильтрата. Свободный углерод (графит) обнаруживается в небольших количествах в виде отдельных включений микронной размерности. Выявленная многоуровневая иерархия высокоструктурированных морфологических форм элементов переходного слоя обеспечила монолитность и прочность соединения алмаз-матрица.

Ключевые слова: алмазные композиты, природный алмаз, твердосплавная матрица, металлизированное покрытие, спекание, пропитка, межфазная граница, графитизация, алмазоудержание.

#### **Enhancement of Operating Characteristics of Hard-Alloy Diamond-Containing Composites due to Diffusive Metallization of Diamond Component During the Process of Sintering with Impregnation.** **Part II. Structural and Phase Organization of Interfacial Layers Between Diamond and Matrix**

P.P. Sharin\*, S.P. Yakovleva\*, G.G. Vinokurov\*, V.I. Popov\*\*

\*Larionov Institute of Physical and Technical Problems of the North SB RAS, Yakutsk

\*\*M.K. Ammosov North-Eastern Federal University, Yakutsk  
psharin1960@mail.ru, spyakovleva@yandex.ru

---

ШАРИН Петр Петрович – к.ф.-м.н., в.н.с.; ЯКОВЛЕВА Софья Петровна – д.т.н., зав. отд.; ВИНОКУРОВ Геннадий Георгиевич – к.т.н., в.н.с.; ПОПОВ Василий Иванович – к.ф.-м.н., с.н.с.

**Abstract.** *The conducted study belongs to a field of fundamental and application-oriented issues of inter-phase interaction and formation of interfacial layers between a filler and matrix during the synthesis of composite systems. We have studied the factors determining the strength of a diamonds retention in a hard-alloy matrix of a high-resource abrasive composites obtained by the hybrid synthesis technology with thermal-diffusion metallization of diamond particles and sintering by a scheme of the self-metering impregnation. Chemical composition, morphology and distribution of the reaction products, the nature of the resulting carbon phases in the contact zone between the diamond and matrix are investigated using scanning electron microscopy, X-ray phase analysis, Raman spectroscopy and atomic force microscopy. It is found that the increase of physical and chemical adhesion of diamond with the matrix during the synthesis of composites by the developed technology occurs due to the formation (as a result of the thermochemical etching by the metal fusion at the initial stages of sintering) of high nano- and submicronic roughness of the diamond surface, formation of island-type metallized coating, dense filling of gaps by nanoscale layers of metal-infiltrate. Free carbon (graphite) is found in small quantities in the form of micron dimension separate inclusions. The revealed multilevel hierarchy of the high-structured morphological forms of the elements of the transitional layers has provided the solidity and strength of the joint between diamond and matrix.*

**Key words:** diamond composites, natural diamond, hard-alloy matrix, metallized coating, sintering, impregnation, interphase boundary, graphitizing, diamond retention.

### Введение

Существующие алмазосодержащие инструментальные композиты во многом уже не удовлетворяют все возрастающим требованиям промышленности, особенно горнодобывающей, к уровню их качества и служебных характеристик. Решение актуальной проблемы создания высокоэффективных алмазных композитов требует получения новых данных, прежде всего, по фундаментальной проблеме межфазного взаимодействия при синтезе композиционных систем алмаз-металл, так как в большинстве случаев имеющиеся исследования носят сугубо технологический характер.

В работе [1] была представлена новая гибридная технология синтеза алмазно-абразивных твердосплавных композитов, совмещающая термодиффузионную металлизацию алмазной компоненты карбидообразующим переходным металлом (хромом) со спеканием по схеме самодозируемой пропитки (медью). Предложенная технология позволяет использовать потенциал метода металлизации для повышения алмазоудержания, от уровня которого зависят эксплуатационные свойства инструментальных алмазных композитов [2–5]. Проблемы применения металлизированных алмазных частиц в технологиях спекания связаны со сложностями сохранения металлического покрытия на алмазной поверхности при повторном нагреве и графитизацией алмаза, обусловленной затруднением диффузии атомов углерода через высокопрочную карбидную прослойку [5, 6].

Как было показано в [1], разработанный новый подход к синтезу композиционных алмазных материалов (КАМ) позволил объединить в одном технологическом цикле получение металлизированного покрытия на поверхности алмазных зерен и спекание, что обеспечило луч-

шую сохранность покрытия, повысило уровень алмазоудержания и служебные свойства композитов. Требуется исследование структурных особенностей и факторов, определяющих формирование адгезионно-прочных границ алмаз-матрица в полученных высокоресурсных КАМ. Цель данной работы, продолжающей исследования [1] – выявление структурно-фазового состояния переходного слоя алмаз-матрица и его роли в повышении алмазоудержания и эксплуатационных свойств композиционной системы  $C_{\text{алмаз}}\text{-Cr-VK6-Cu}$ , полученной по новой технологии, совмещающей в одном технологическом цикле термодиффузионную металлизацию алмаза и спекание методом пропитки с саморегулируемой дозировкой инфильтрата.

### Объект и методы исследований

Объектом исследования являются структурно-фазовые особенности переходных слоев, образующихся при высокотемпературном взаимодействии металлизированного природного алмаза с твердосплавной матрицей и обеспечивающих повышенный уровень алмазоудержания в спекаемых по новой технологии алмазных композитах [1, 7, 8]. Исследование проведено на специальных образцах, моделирующих условия формирования межфазного контакта «алмаз-твердосплавная матрица» при металлизации алмазной компоненты (границы системы  $C_{\text{алмаз}}\text{-Cr-VK6-Cu}$  получали совместным спеканием твердосплавного порошка VK6 и кристалла алмаза с промежуточным слоем порошка хрома [1]). Далее специальные образцы разделяли при комнатной температуре методом нормального отрыва. Прочность контакта  $\sigma_{\text{отр}}$  рассчитывали по формуле  $\sigma_{\text{отр}} = F/S$ , где  $F$  – усилие отрыва, Н;  $S$  – площадь пятна контакта (т.е. рабочей площадки ограненного алмаза).

Помимо специальных образцов были изготовлены правящие карандаши, спеченные по разработанной гибридной технологии; для проведения сравнительных испытаний были также изготовлены однотипные контрольные образцы карандашей системы  $S_{\text{алмаз}}\text{-VK6-Cu}$ , т.е. без хрома [1, 3, 9].

Структуру и химический состав каждой из поверхностей, образовавшихся после разъединения контакта алмаз-стержень, исследовали методами растровой электронной микроскопии на приборах JEOL JSM-6480LV и HITACHI-TM3030, оснащенных рентгеновскими энергодисперсионными спектрометрами. Рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализы выполнены на дифрактометре Bruker D8 Discover с системой GADDS (General Area Detector Diffraction System) в немонохроматизированном  $\text{CuK}\alpha$ -излучении ( $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$ ) при ускоряющем напряжении 40 Кв и анодном токе 40 мА. Гониометр данного дифрактометра имеет систему позиционирования исследуемого участка поверхности образца с точностью до 50 мкм при помощи лазера и микроскопа с выводом изображения участка образца на рабочий монитор. Это в сочетании с совершенной оптической системой позволяет получать информацию о фазовом составе и структуре поверхности образцов с высоким пространственным разрешением. При обработке спектров применен пакет программного обеспечения DIFFRAC<sup>Plus</sup>. Для фазового анализа использована стандартная библиотека ICDD PDF-2 release 2007.

Структуру и морфологию исходной полированной поверхности образцов алмаза изучали в атомно-силовом микроскопе, входящем в состав измерительного комплекса NT-MDT NTEGRA Spectra; был применен режим работы с модуляцией кантилевера за счет направленной силы, равной 2,8 Н/м. Радиус кривизны кантилевера  $\approx 10 \text{ нм}$ , резонансная частота 70–80 кГц.

Как известно, наиболее информативным методом идентификации структурно-фазового состояния углерода является спектроскопия комбинационного рассеяния света, широко используемая для аттестации различных аллотропных форм углерода – от графена до алмазоподобных плёнок [10, 11]. Определение структурных форм углерода (алмаз, графит) и их пространственного распределения на поверхностях алмазного и металлического образцов проведено с помощью рамановского спектроскопа и конфокального оптического микроскопа, также входящих в комплекс NT-MDT NTEGRA Spectra. Объединение возможностей этих приборов позволило получить прицельные изображения рамановских спектров, однозначно определяя

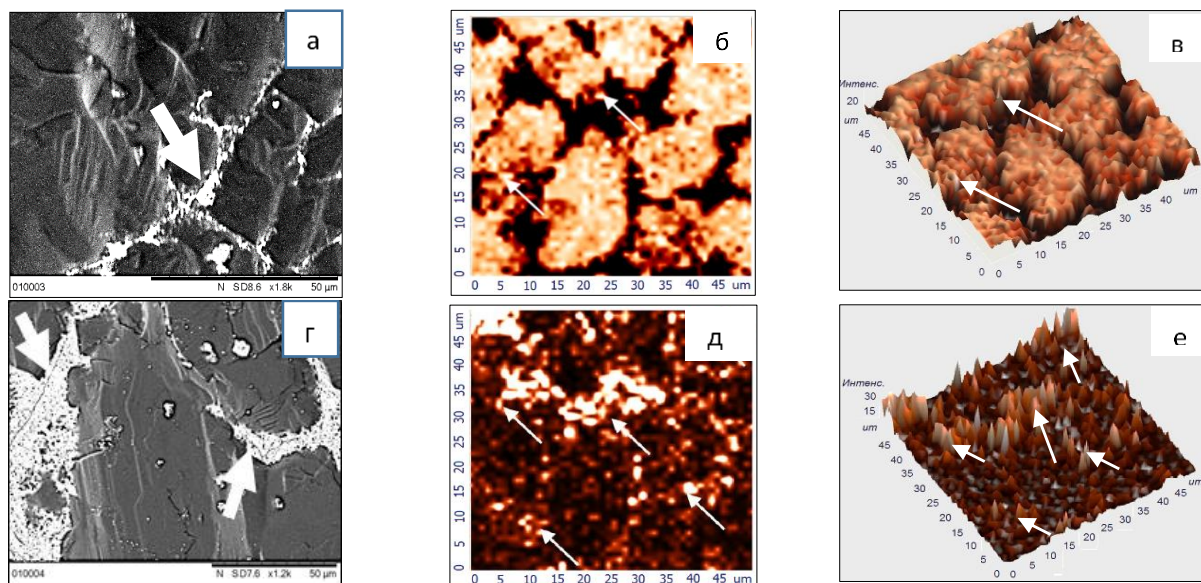
пространственное расположение алмаза и графитных образований.

В рамановском спектрометре для возбуждения спектра комбинационного рассеяния применяется излучение второй гармоники ( $\lambda = 532 \text{ нм}$ ) инфракрасного полупроводникового лазера LCM-S-111 мощностью около 7,12 мВт. Для измерений использована дифракционная решетка с плотностью 600 штр/мм, благодаря чему были получены спектры с разрешением  $\approx 2 \text{ см}^{-1}$ . Конфокальная оптическая система спектрометра с возможностью фокусировки луча лазера на объекте в пятно диаметром до 0,4 мкм позволила провести картирование с сопоставимым пространственным разрешением. При этом спектрометр настраивался на полосу в интервале 1326–1367  $\text{см}^{-1}$ , соответствующей D-моду алмаза (1332  $\text{см}^{-1}$ ), а также на полосы в интервале 1554–1632  $\text{см}^{-1}$  и 2633–2746  $\text{см}^{-1}$ , соответствующие характерным полосам графита, известным как G (1580  $\text{см}^{-1}$ ) и G<sup>1</sup> или 2D (2700  $\text{см}^{-1}$ ). Съёмки рамановских спектров производились при комнатной температуре. Картирование выполнялось с шагом 0,5 или 1,0 мкм на участках с размерами 50x50 мкм. Рамановские спектры в каждой точке сканируемого участка исследуемой поверхности записывались с выдержкой 1 с.

### Результаты и обсуждение

*Уровень развития графитизации на контакте алмаз-твердосплавная матрица при металлизации алмазной компоненты.* Известно, что процесс металлизации алмаза представляет собой его взаимодействие с химически активными по отношению к углероду металлами, включающий стадию каталитического превращения алмаза в графит [12–14]; при этом прочность сцепления алмаза с образующейся карбидной фазой, формирующей металлизированную оболочку, максимальна при отсутствии промежуточного графитового слоя. Соответственно, отсутствие свободного углерода (графита) улучшает и прочность спекаемых композитов.

Растягивающее усилие, зафиксированное при разъединении алмаза со стержнем диаметром, составило 48,9 Н, что соответствует прочности соединения образцов около 15,57 МПа. На рис. 1, а видно, что разрушение кристалла алмаза при испытаниях специального образца произошло путём множественных каскадных сколов, изолированных друг от друга металлокарбидными промежутками, причем образовавшиеся отколы кристалла оказались перенесены на поверхность твердосплавного стержня (рис. 1, г). Это указывает на высокую прочность сцепления алмаза с МП и твердосплавным стержнем, уро-



**Рис. 1.** Микроизображения поверхностей разрыва специального образца со стороны кристалла алмаза (а) и со стороны твердосплавного стержня (г) с двух- и трехмерными картами локализации на них графита: на отколах кристалла алмаза (б, в) и твердосплавного стержня (д, е). Широкими стрелками указаны участки металлокарбидного слоя, тонкими – одиночные и групповые графитные включения

вень которого превысил собственную прочность кристалла алмаза. Для оценки имеющихся графитных образований, их морфологии, расположения и распределения проведена съёмка рамановских спектров на обеих поверхностях раздела – со стороны алмаза и со стороны твердосплавного стержня. Двух- и трехмерные карты расположения графита, полученные при сканировании с шагом 1 мкм участка поверхности алмаза, обнажившейся при разъединении образцов, показаны на рис. 1, б, в. Аналогичные двух- и трехмерные карты расположения графита на участке покрытия, отделившегося от алмаза и перенесенного вместе со сколом алмаза на твердосплавный стержень, представлены на рис. 1 д, е. На этих изображениях видно, что некоторые из оконтуривающих отколы алмаза металлокарбидных промежутков содержат одиночные графитные включения микронной размерности и их кластеры величиной в первые десятки микрометров. Прерывистость графитных образований и их локализация только на отдельных участках металлокарбидного покрытия свидетельствуют о том, что при разработанном температурно-временном режиме спекания промежуточный графитовый слой на межфазной границе между металлизированным покрытием и алмазом не образуется. Этим обеспечивается высокая прочность контакта алмаз-металлокарбидное покрытие.

*Структура и фазовый состав переходной зоны алмаз-матрица опытных алмазных карандашей.* Анализ структурно-фазовой организации переходной зоны алмаз-матрица в системе  $C_{алмаз}-$

$Cr-VC_6-Cu$  проведен на шлифах образцов опытных алмазных карандашей. На рис. 2 видно, что толщина переходной зоны составляет около 6–9 мкм. Малая толщина переходной зоны и интенсивные рефлексы от кристалла алмаза затрудняют непосредственную идентификацию ее фазового состава с помощью рентгеновской дифрактометрии. Однако, как показывают результаты микрорентгеноспектрального анализа и карты распределения химических элементов, фазовый состав переходной зоны опытного карандаша не должен отличаться от фазового состава переходной зоны специального образца. Это следует из того, что исходный состав шихты обоих образцов одинаков, температурно-временные режимы спекания идентичные, в обоих случаях обеспечивался непосредственный контакт алмаза с хромом.

Анализ РЭМ-изображений переходной зоны алмаз-матрица и карт распределения в ней химических элементов позволяет получить информацию о массопереносе, диффузионных процессах и их роли в формировании фазового состава и структуры. На рис. 2, а видно, что переходная зона плотно прилегает к алмазу, повторяя контуры его поверхности. В таблице приведены количественные данные о химическом составе участка, ограниченного окружностью на рис. 2, а. Присутствие в переходной зоне всех основных элементов матрицы опытного карандаша свидетельствует о достаточно интенсивном массопереносе при заданных в эксперименте условиях спекания за счет различных транспортных механизмов (через газовую фазу и диффузию).

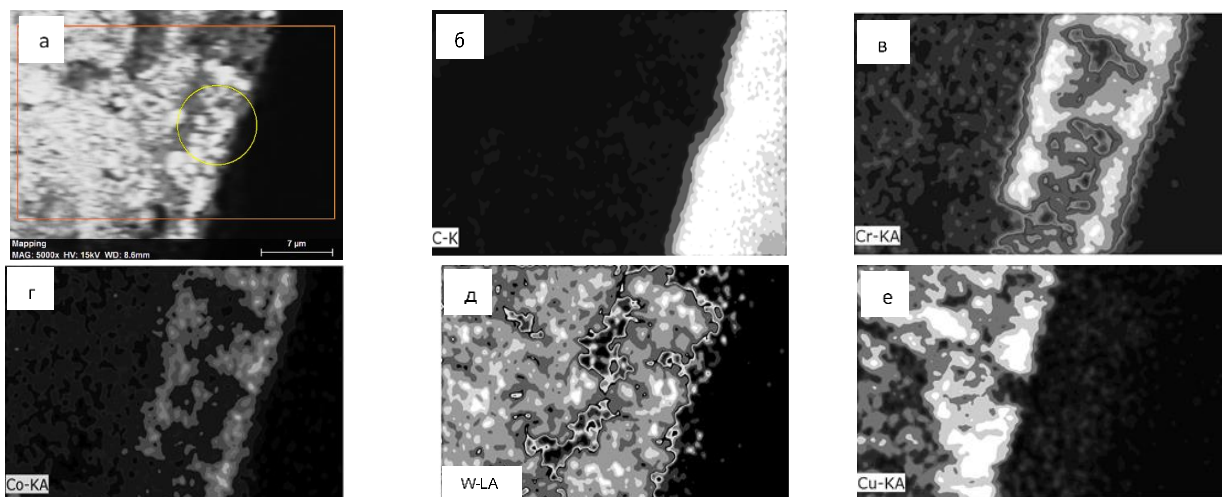


Рис. 2. РЭМ-изображение поверхности шлифа образца опытного карандаша на границе алмаз-матрица (а, режим обратно рассеянных электронов) и карты распределения на ней углерода (б), хрома (в), кобальта (г), вольфрама (д), меди (е)

**Химический состав переходной зоны алмаз-матрица опытных карандашей**

Химический элемент	Содержание, мас.%
Углерод	42,57
Вольфрам	26,11
Хром	17,11
Кобальт	10,33
Медь	1,97
Кислород	1,96

Прежде всего можно отметить, что светлые зёрна карбида вольфрама механически проникли в переходную зону, внедрившись в хромовую оболочку вокруг алмаза, сформировавшуюся на этапе прессования шихты в брикет. Однако на рис. 2, а видно, что зёрна карбида вольфрама не соприкасаются с поверхностью алмаза. Карта вольфрама (рис. 2, д) также иллюстрирует этот факт. На карте углерода (рис. 2, б) четко обозначен контур алмаза и заметна узкая полоса углерода, повторяющая контуры алмаза. Ее меньшая интенсивность указывает на связанное состояние углерода в ней. Это обстоятельство в совокупности с картиной распределения хрома (рис. 2, в), также повторяющего контур алмаза, подтверждает образование на его поверхности субмикронной металлокарбидной прослойки-покрытия. На карте кобальта (рис. 2, г) видно, что при спекании он доставлен в переходную зону через газовую фазу. Механического внедрения зёрен кобальта в переходную зону, как это имеет место в случае карбида вольфрама, не обнаруживается (по крайней мере, на анализируемом участке). Это ожидаемый результат, обусловленный как низким (мас. 6%) содержанием кобальта в исходной шихте, так и невозможностью перехода кобальта в жидкую фазу при использовавшихся температурах нагрева. Распределение меди (рис. 2, ж) пока-

зывает, что жидкая медь, пропитав твердосплавную шихту и практически остановившись на границе переходной зоны, в некотором количестве присутствует в ней. По-видимому, основным механизмом транспортировки меди в переходную зону является жидкофазная диффузия и перенос атомов через газовую фазу.

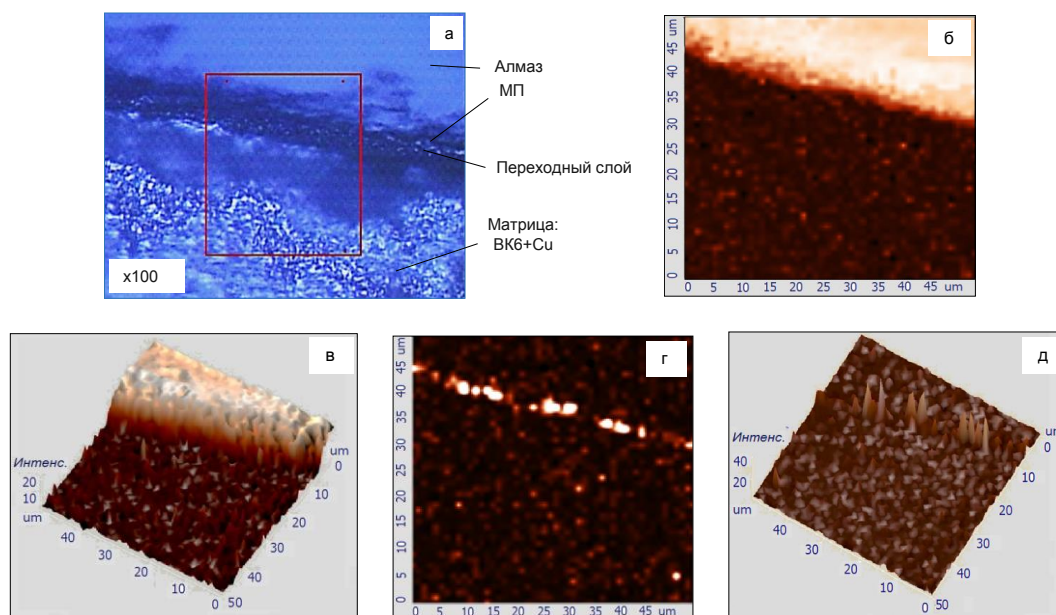
Металлизация обеспечивает достаточно монолитное соединение алмаза и матрицы. На оптическом изображении шлифа опытного карандаша (рис. 3, а) четко виден переходный слой, плотно охватывающий поверхность алмаза без образования полостей и раковин. Отсутствие крупных дефектов и изъянов подтверждается также картами рамановских спектров алмаза (рис. 3, б, в).

Двух- и трехмерное рамановское картирование графита на межфазной границе алмаз – переходная зона выявляет расположенные вдоль нее прерывистые одиночные образования графита (рис. 3, г, д). Отсутствие сплошного графитообразования при спекании является одним из важнейших факторов, обуславливающих высокую прочность контакта алмаз-матрица и высокий уровень алмазоудержания в композите системы  $C_{алмаз}-Cr-WK6-Cu$ .

Таким образом, переходная зона образована преимущественно фазами хрома, карбида хрома, карбида вольфрама и меди.

Рассматривая другие особенности формирования переходной зоны, необходимо отметить, что взаимодействие алмаза с металлом на начальных стадиях спекания сопровождается термохимическим травлением алмазной поверхности [3]; уровень шероховатости и размеры пор колеблются от десятков нанометров до 1–2 мкм. Развитая шероховатость поверхности алмаза способствует механической адгезии (медь сплошным образом заполняет поры, ямки





**Рис. 3.** Оптическое изображение поверхности опытного карандаша на границе алмаз–хромовый слой – матрица (а) и двух- и трехмерные карты рамановских спектров алмаза (б, в) и образований графита (г, д) в зоне, ограниченной прямоугольником

фигур травления, лунки микро-, субмикро- и нанометровой размерности). Минимальная толщина прослоек меди – около 25 нм. Повышенному алмазоудержанию способствует также островковое строение карбидного слоя, промежутки в котором плотно заполняются медным инфильтратом [3].

В заключение следует отметить, что теоретические исследования в области спекания многокомпонентных порошковых материалов значительно отстают от экспериментально-технологических, что обусловлено многофакторностью происходящих процессов. При этом одними из основных задач в области развития фундаментальных аспектов кристаллического многофазного состояния вещества являются задачи, связанные с формированием и свойствами межфазных границ раздела. Несмотря на большое количество публикаций по данной тематике, большинство вопросов остаются дискуссионными и требуют тщательного исследования, в том числе по феноменологии явлений. До последнего времени проведение экспериментальных исследований межфазных границ вызывало определенные трудности, обусловленные необходимостью использования высокоразрешающих поверхностно-чувствительных методов. Современное развитие таких методов дало возможность проведения многопараметрического исследования строения высокоресурсных алмазно-твердосплавных материалов, синтезированных по разработанной гибридной технологии, и получить новые данные в выявлении природы прочности этих композитов, в частности, устано-

вить механизмы положительного влияния металлизированного покрытия и наноструктурных образований в переходной зоне межфазных границ на уровень реализуемых свойств.

### Выводы

На основе анализа химического состава, морфологии и распределения продуктов взаимодействия, идентификации образующихся углеродных фаз в переходной зоне алмаз-матрица высокоресурсных алмазно-твердосплавных композитов, синтезированных по разработанной гибридной технологии, и с учетом известной физикохимии явлений установлено следующее:

1) основным фактором повышения функциональных свойств экспериментальных композитов в присутствии порошка-металлизатора (хрома) является металлизированное покрытие островкового типа, формирование которого обеспечивает улучшение обеих составляющих общей адгезии системы алмаз-матрица – как химической, так и механической;

2) химическая адгезия улучшается за счет образования высших и низших карбидов хрома; кроме того, высокая твердость и абразивная стойкость карбидов хрома дополнительно усиливают переходный слой;

3) рост вклада механической компоненты адгезионных сил обусловлен:

- возникновением развитой шероховатости поверхности алмаза в результате термохимического травления алмаза металлическим расплавом на стадии формирования металлизированного покрытия (при последующей пропитке ме-

талл-инфильтрат сплошным образом заполняет поры, ямки фигур травления, лунки микро-, субмикро- и нанометровой размерности),

- плотным заполнением на стадии пропитки имеющихся промежутков в островковом металлокарбидном покрытии металлом-инфильтратом с образованием прожилок микро-, субмикро- и нанометровой размерности;

4) при разработанных технологических режимах практически весь углерод, образовавшийся в результате распада поверхности кристалла алмаза под каталитическим воздействием хрома, расходуется на формирование металлокарбидного покрытия; ослабляющий сцепление алмаза с матрицей свободный углерод (графит) обнаруживается в небольших количествах в виде отдельных микронных включений.

Таким образом, металлизированное покрытие создает условия для формирования развитого межфазного слоя между алмазом и твердосплавной матрицей; многоуровневая иерархия высокоструктурированных морфологических форм элементов переходного слоя, а также технически несущественный уровень графитизации обеспечили монолитность и прочность соединения алмаз-твердосплавная матрица. Применённые в предложенной гибридной технологии синтеза приемы являются основой для разработки системного подхода к конструированию эффективных алмазных композитов с прогнозируемым уровнем свойств.

*Авторы выражают благодарность ведущему инженеру ИФТПС СО РАН Ачикасовой В.С. и ведущему инженеру ИГАБМ СО РАН Поповой С.К. за помощь при проведении исследований методами растровой электронной микроскопии.*

### Литература

1. Шарин П.П., Яковлева С.П., Винокуров Г.Г., Попов В.И. Повышение эксплуатационных характеристик твердосплавных алмазосодержащих композитов при диффузной металлизации алмазной компоненты в процессе спекания с пропиткой. Ч. 1. Обоснование эффективности гибридной технологии синтеза // Наука и образование. 2016. № 4. С. 93–100.
2. Исонкин А.М., Богданов Р.К. Влияние металлизации алмазов на показатели работоспособности буровых коронок // Наукові праці ДонНТУ. Серія «Гірничо-геологічна». 2011. № 14. С. 158–163.
3. Шарин П.П., Яковлева С.П., Гоголев В.Е., Васильева М.И. Структурная организация высокоизносостойких алмазосодержащих компози-

тов на основе твердосплавных порошков, полученных методом спекания с пропиткой медью // Перспективные материалы. 2015. № 6. С. 66–77.

4. Schubert T., Trindade B., Weißgärber T., Kieback B. Interfacial design of Cu-based composites prepared by powder metallurgy for heat sink applications // Materials Science and Engineering. 2008. V. 475, № 1–2. P. 39–44.

5. Яхутлов М.М., Карамурзов Б.С., Беров З.Ж., Батыров У.Д., Нартыжеев Р.М. Направленное формирование межфазной границы алмаз-матрица с использованием нанопокровов // Известия Кабардино-Балкарского госуниверситета. 2011. Т. 1, № 4. С. 23–25.

6. Найдич Ю.В., Уманский В.П., Лавриненко И.А. Исследование прочности сцепления алмаза с металлом // Сверхтвердые материалы. 1984. № 6. С. 19–23.

7. Шарин П.П., Никитин Г.М., Лебедев М.П., Атласов В.П., Гоголев В.Е., Попов В.И. Способ получения композиционной алмазосодержащей матрицы с повышенным алмазоудержанием на основе твердосплавных порошковых смесей. Заявка на выдачу патента РФ на изобретение № 2015132568 от 04. 08. 2015.

8. Шарин П.П., Никитин Г.М., Лебедев М.П., Махарова С.Н., Гоголев В.Е., Атласов В.П. Способ соединения монокристалла алмаза с металлами. Заявка на выдачу патента РФ на изобретение № 2015141663 от 30. 09. 2015.

9. Шарин П.П., Лебедев М. П., Гоголев В.Е., Ноговицын Р.Г., Слободчиков П.А. Способ изготовления алмазных инструментов. Патент РФ №2478455. Оpubл. 10. 04. 2013.

10. Lauer J.L. In: Handbook of Raman Spectroscopy. Eds. I.R. Lewis, H.G.M. Edwards. Inc. N-Y. Basel: Marsel Dekker, 2001. Ch. 2. P. 863–917.

11. Тихомиров С.В., Кимстач Т.Б. Спектроскопия комбинационного рассеяния – перспективный метод исследования углеродных наноматериалов // Аналитика. 2011. № 1. С. 28–32.

12. Ножкина А.В. Влияние металлов на фазовое превращение алмаза в графит // Сверхтвердые материалы. 1988. № 3. С. 11–15.

13. Lin Z., Queeney R. A. Interface bonding in a diamond/metal matrix composite // Proceedings of the International Powder Metallurgy Conference (Orlando, FL, USA, 1988). 20. P. 443–450.

14. Sung C. M., Tai M. F. Reactivities of transition metals with carbon: Implications to the mechanism of diamond synthesis under high pressure // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 1997. 15 (4). P. 237–256.

*Поступила в редакцию 07.02.2017*