

**СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ
КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ АЛМАЗ–(Fe-Cu-Ni-Sn),
ОТРИМАНИХ ГАРЯЧИМ ПРЕСУВАННЯМ**

**Е. С. Геворкян¹, В. А. Мечник², М. О. Бондаренко², Ю. В. Нестеренко³,
О. М. Мельник¹, В. О. Чишкала⁴, С. В. Литовченко⁴**

¹*Українська державна академія залізничного транспорту, Україна,
м. Харків,*

²*Інститут надтвердих матеріалів імені В. М. Бакуля НАН України,
м. Київ,*

³*Інженерна компанія «SAS»,
м. Київ,*

⁴*Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна*

Надійшла до редакції 23.03.2015

Проведено порівняльне дослідження структури та властивостей композиційних матеріалів алмаз–(Fe-Cu-Ni-Sn), отриманих гарячим пресуванням (тиск 0,5–40 МПа, температура 20–800 °С) та спіканням у прес-формі (у водні, температура 800 °С, тривалість 1 година) з гарячим допресуванням за різного тиску. Встановлено, що гаряче пресування у порівнянні зі спіканням з гарячим допресуванням дозволяє в 2,4 рази збільшити зносостійкість композиту. Висока зносостійкість композитів зумовлена покращенням алмазоутримання за рахунок покращення міцності контакту алмаз–металева зв'язка та формування стійкої до передчасного руйнування структури металевої зв'язки, а також підвищення граничної міцності на стиск.

Ключові слова: алмаз, залізо, мідь, олово, взаємодія, прошарок, перехідна зона, фаза, композит, знеуглецювання, тиск, температура, структура, властивості, зносостійкість.

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АЛМАЗ–(Fe-Cu-Ni-Sn),
ПОЛУЧЕННЫХ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ**

**Е. С. Геворкян, В. А. Мечник, М. О. Бондаренко, Ю. В. Нестеренко,
О. М. Мельник, В. А. Чишкала, С. В. Литовченко**

Проведено сравнительное исследование структуры и свойств композиционных материалов алмаз–(Fe-Cu-Ni-Sn), полученных горячим прессованием (давление 0,5–40 МПа, температура 20–800 °С) и спекания в пресс-форме (в водороде, температура 800 °С, продолжительность 1 час) с горячим допрессованием при разном давлении. Установлено, что горячее прессование по сравнению с агломерацией с горячим допрессованием позволяет в 2,4 раза увеличить износостойкость композита. Высокая износостойкость композитов обусловлена улучшением алмазообразования за счет повышения прочности контакта алмаз–металлическая связка и формирования устойчивой к преждевременному разрушению структуры металлической связи, а также повышением границы прочности на сжатие.

Ключевые слова: алмаз, железо, медь, олово, взаимодействие, прослойка, переходная зона, фаза, композит, обезуглероживания, давление, температура, структура, свойства, износостойкость.

**STRUCTURIZATION AND PROPERTIES OF
COMPOSITE MATERIALS DIAMOND–(Fe-Cu-Ni-Sn),
OBTAINED BY HOT PRESSING**

**E. S. Gevorkian, V. A. Mechnik, M. O. Bondarenko, Yu. V. Nesterenko,
O. M. Melnyk, V. A. Chyshkala, S. V. Lytovchenko**

A comparative study of the structure and properties of the diamond composite materials (Fe-Cu-Ni-Sn), obtained by hot pressing (pressure 0.5–40 MPa, temperature of 20–800 °C) and the sintering of the mold (in hydrogen temperature is 800 °C, duration 1 hour) with hot before pressure at different pressures. Found that compared to hot pressing with a hot before pressure agglomeration enables

a 2.4 fold increase the wear resistance of the composite. High wear resistance of composites is due to the improvement of diamond by increasing the strength of the contact diamond-metal bond and the formation of a stable to premature failure of the structure of the metallic bond, as well as an increase in the compressive strength of the border. established that the growth of carbon films on the surface of the irradiated silicon target is observed to energies 7 keV ions and at 19 to the surface of carbon keV. When the ion energy above the specified values on the surface of the film is not formed and there is erosion of the target material. The structure and mechanical properties of carbon films grown in the range of ion energies fullerene 2,5–11,5keV.

Keywords: diamond, iron, copper, tin, interaction, interlayer, transition zone, phase, composite, decarburization, pressure, temperature, structure, properties, wear resistance.

ВСТУП

Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) на основі металевих зв'язок, які містять залізо, мідь, нікель і олово, є предметом теоретичних і експериментальних досліджень, що зумовлено їхнім широким використанням для виготовлення відрізних кругів, канатних пил, свердел-коронки, шліфувальних і полірувальних інструментів для каменеобробної та гірничовидобувної промисловості [1]. Структура та властивості КАМ залежать від складу, способів та технологічних режимів їхнього одержання [2, 3]. На сьогоднішній день стан теоретичних і експериментальних досліджень у цій області можна охарактеризувати як етап інтенсивного аналізу різних факторів, що сприяють покращенню властивостей КАМ, вивчення їх зносостійкості та взаємозв'язку між структурою та властивостями [4–9]. Аналіз зазначених робіт показав, що КАМ складу алмаз-(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn)*, одержаних спіканням у прес-формах за температури 800 °C впродовж 1 години з наступним гарячим допресуванням, мають недоліки: недостатню зносостійкість, низькі значення твердості металевої зв'язки та границі міцності під час стискання, передчасне руйнування перехідної зони алмаз-металева зв'язка за механізмом інтенсивного розтріскування. Тому на сьогодні особливо актуальними є дослідження підвищення зносостійкості існуючих та створення нових структурованих КАМ з необхідним комплексом фізико-механічних властивостей. Для їх об'єктивної оцінки потрібна інформація про структурний та фазовий стан для усіх ланок композиту [10–14]. Дослідження цих КАМ ускладнено через взаємовплив компонентів

* Тут і надалі склад композиції подано в % (за масою).

і продуктів їх взаємодії, відсутність фазових діаграм для складових металевої зв'язки, неізотермічні умови спікання.

Останні дослідження показали, що в результаті цілеспрямованої зміни структури та фазового складу перехідної зони алмаз-металева зв'язка КАМ алмаз-(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn) вдається суттєво впливати на їх властивості [15]. Було встановлено, що структура перехідної зони алмаз-металева зв'язка таких КАМ значно відрізняється від структури зв'язки, оскільки на її формування чинить вплив взаємодія вуглецю, виділяемого в результаті графітизації поверхні алмазних зерен на етапі спікання композиції, з її твердими компонентами. Кількість вуглецю, на поверхні алмазних частинок залежить від тривалості спікання та технологічних параметрів гарячого допресування і впливає на формування в перехідній зоні прошарків з Fe₃C нанорозмірної товщини. Наслідком цього є зневуглецювання та підвищення адгезійної міцності контакту алмаз-металева зв'язка і експлуатаційних властивостей КАМ. Отже, підвищення зносостійкості КАМ можна досягти зниженням кількості утворюваного вуглецю під час формування алмазовмісних композицій. Зазначену проблему можна вирішити шляхом застосування методу одержання КАМ гарячим пресуванням. Цей метод дає змогу суттєво зменшити тривалість процесу спікання і, як наслідок, зменшити кількість вуглецю, що вивільнюється при графітизації поверхні алмазних зерен [16–21]. Проте в жодній із зазначених праць не наводяться ні узагальнюючі результати дослідження, які відбивали б поетапне формування оптимальної структури як зв'язки КАМ, так і перехідної зони алмаз-зв'язка

та їх властивостей, ні дані про кількість вуглецю, що вивільнюється внаслідок графітизації поверхні алмазних зерен на етапі спікання композиції, та його вплив на фазоутворення, хоча такий метод видається економічно вигідним та перспективним з огляду на високі механічні та експлуатаційні властивості виробів. Відзначені моменти є вагомими як для науки, оскільки дозволяють перевірити вже встановлені підходи, а можливо, і поглибити їх, так і для практики, бо дозволяють одержувати КАМ з новими корисними властивостями та накреслюють нові області їх використання.

Мета даної роботи — провести порівняльне дослідження особливостей структуроутворення та фізико-механічних властивостей композиційних матеріалів алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn), отриманих методами гарячого пресування при тиску 0,5–40 МПа в інтервалі температур 20–800 °С та спіканням в прес-формі за температури 800 °С впродовж 1 години з гарячим допресуванням за різного тиску.

ОБ'ЄКТИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Об'єктами експериментального дослідження були: вихідна суміш 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn для металевої зв'язки до і після спікання, попередньо відшліфовані зразки КАМ (діаметр 10 мм, товщина — 8 мм) та тонкі фольги від них (товщина — 80–100 нм). Для виготовлення сумішей і зразків КАМ використовували порошки алмаза АС50 зернистістю 125/100 (ТУ 2–37–344–85), заліза ПЖ1М2 (ГОСТ 9849–74), нікелю ПНЭ (ГОСТ 9722–79), міді ПМС-1 (ГОСТ 4960–75) і олова ПО-1 (ГОСТ 9723–73). Порошки заліза, міді, нікелю і олова обробляли механічно в барабанному млині розмельними кулями з високощільної алюмооксидної кераміки в режимі сухого помелу при швидкості обертання млина 200 об./хв., що забезпечувало ударно-зсувну дію куль на порошки. Співвідношення маси куль і порошків становило 5 : 1, тривалість оброблення — 10 годин. Порошкові суміші для металевої зв'язки 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn змішували у спиртовому середовищі. До них додавали змочений гліцеринном алмазний

порошок з розрахунку 1,54 карати на 1 см³ шихти (що відповідає відносній концентрації $K = 35$ %) та перемішували без використання розмельних куль. Спікання проводили методами гарячого пресування при тиску 0,5–40 МПа в інтервалі температур — 20–800 °С та спіканням в прес-формі в печі SNOL 72/100 в середовищі водню за температури 800 °С впродовж 1 години (вільне спікання) з наступним гарячим допресуванням за різного тиску. Гаряче пресування зразків КАМ проводили прямим пропусканням змінного струму через графітові прес-форми при температурі 800 °С і питомому тиску 40 МПа у вакуумі [22]. Нагрівання до температури ізотермічної витримки здійснювали з постійною швидкістю 200 °С/хв. Для одержання зразків другого типу наважки алмазовмісних сумішей закладали в потрібній кількості в спеціальні форми, виготовлені з жаротривкого сплаву ХН77ТЮР (ГОСТ 5632-72). За кімнатної температури та тиску 100 МПа отримували брикети діаметром 10 мм, які в цих самих формах піддавали спіканню в печі SNOL 72/100 за температури 800 °С в середовищі водню протягом 1 години (вільне спікання) та гарячому допресуванню на пресі ПГР400 10Т при різних тисках [23, 24]. Для запобігання різкого зменшення температури під час гарячого пресування контактуючі поверхні преса і форми ізолювали азбестовими матеріалами. Температуру системи під час гарячого допресування зменшували з 800 до 770 °С (швидкість охолодження 10 °С/хв). Зміни способу спікання, тиску та тривалості перебування системи під тиском були критеріями зміни структури і властивостей КАМ. Зразки пресували при тиску 100; 160 і 200 МПа.

Мікроструктуру металевої зв'язки і перехідної зони алмаз–металева зв'язка зразків КАМ та відповідні дифракційні картини досліджували на трансмісійному мікроскопі SELMI TEM з потенціалом прискорення 125 кВ (роздільна здатність 0,18 нм). Кількісний фазовий склад металевої зв'язки розраховували методом щільно профільного аналізу з використанням пакету MAUD. Тонкі фольги для дослідження отримали

полірування в електроліті 20 % HClO_4 + 30 % HNO_3 + H_2O . Дифрактограми отримували на дифрактометрі ДРОН 4.13С у випромінюванні мідного анода. Рентгенофазовий аналіз зроблено за стандартною методикою з використанням програмного пакету X-powder [25]. Дифракційний спектр зразків у вигляді набору уточнених значень міжплощинних відстаней d_i кристалічної ґратки фази та відносної інтенсивності рефлексів цієї фази I_i ідентифікували, зіставляючи з еталонним, за даними картотеки ICPDS-ASTM [26]. Морфологію поверхні перехідної зони та її хімічний склад вивчали на растровому електронному мікроскопі SELMI SEM — 106M з потенціалом прискорення 20 кВ. Кількісні розрахунки хімічного складу проведено з використанням методики ZAF корекції та програмного пакету magelanes 3.1. Похибки визначення складу становили: для важких елементів ~0,01 %, легких ~1 % (за масою). Мікротвердість зразків визначали на приладі ПМТ-3 з використанням індентора Віккерса при навантаженні 4,91 Н. Відбитки наносили у фазах, що не містять зерен алмазу. Розміри відбитків вимірювали при збільшенні $\times 25$. Твердість розраховували за формулою $H_b = 0,4636P/x^2$, де P — навантаження, x — діагональ відбитку. Міцність на згинання та стискання досліджували за стандартною методикою (похибка ≤ 5 %).

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Вихідні речовини і суміші для спікання експериментальних зразків КАМ у початковому стані. На рис. 1 зображені окремі частинки порошоків алмазу (а), заліза (б), міді (в), нікелю (г) олова (д) для спікання зразків КАМ у вихідному (насіпному) стані, а також вихідної суміші 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn (е) і брикет з неї, одержаного за кімнатної температури при тиску 100 МПа (є). На поверхні алмазних зерен (рис. 1, а) відсутні дефекти різного типу (тріщини, сколи) — це свідчить про їх якість. Частинки порошку заліза (рис. 1, б) з розмірами 5–10 мкм мають сферичну форму і дуже щільну структуру та схильні до агломерування за рахунок сил міжмолекулярної взаємодії. Частинки

порошку міді (рис. 1, в) з середнім розміром 4–6 мкм мають менш щільну та більш тонку просторову дендритну структуру з яскраво вираженими гілками, що обумовлює зменшення відносно насипної густини та перешкоджає їх щільній укладці у вільно насипному стані. Частинки порошку нікелю (рис. 1, г) із середнім розміром 6–15 мкм являють собою дендрити округлої форми з дуже щільною структурою, що обумовлює, як і в порошках заліза, високу щільну укладку у насипному стані. Частинки порошку олова (рис. 1, д) мають переважно округлу форму, хоча зустрічаються частинки видовженої та неправильної форм. На їх поверхні спостерігаються напливи металу, а також частинки малого розміру (сателіти). Округла форма частинок добре сприяє їх щільній укладці у насипному стані. Форма і розміри порошоків заліза, міді, нікелю і олова у вихідній суміші 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn не змінюється (рис. 1, е). Тут спостерігається відносно рівномірний розподіл компонентів, що суттєво для одержання якісних КАМ.

Під впливом навантаження в процесі брикетування форма частинок змінюється несуттєво, ознаки їх зварювання відсутні (рис. 2, б–д), хоча, у порівнянні з початковим станом, вони ущільнені краще (рис. 1, б–д). При ущільненні сферична форма частинок олова перетворюється у поліедричну (рис. 2, г) У згаданих пресовках спостерігаються порушення суцільності, що обумовлено недостатнім тиском холодного пресування. Міцність пресовок обумовлюється лише затисненням частинок.

Проте, під час пресування вихідної суміші 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn усі частинки деформуються через контактування між собою. У цьому випадку ущільнення складових металевої зв'язки відбувається шляхом підлаштування поверхонь суміжних частинок одна до одної. Такий механізм пресування порошоків сприяє суттєвому збільшенню площі контакту, що важливо для спікання таких систем [27]. Процес утворення міцної пресовки може також впливати і на механізм її руйнування після наступного спікання. Взаємопроникнення частинок буде зменшувати ймовірність утворення крихких сколів

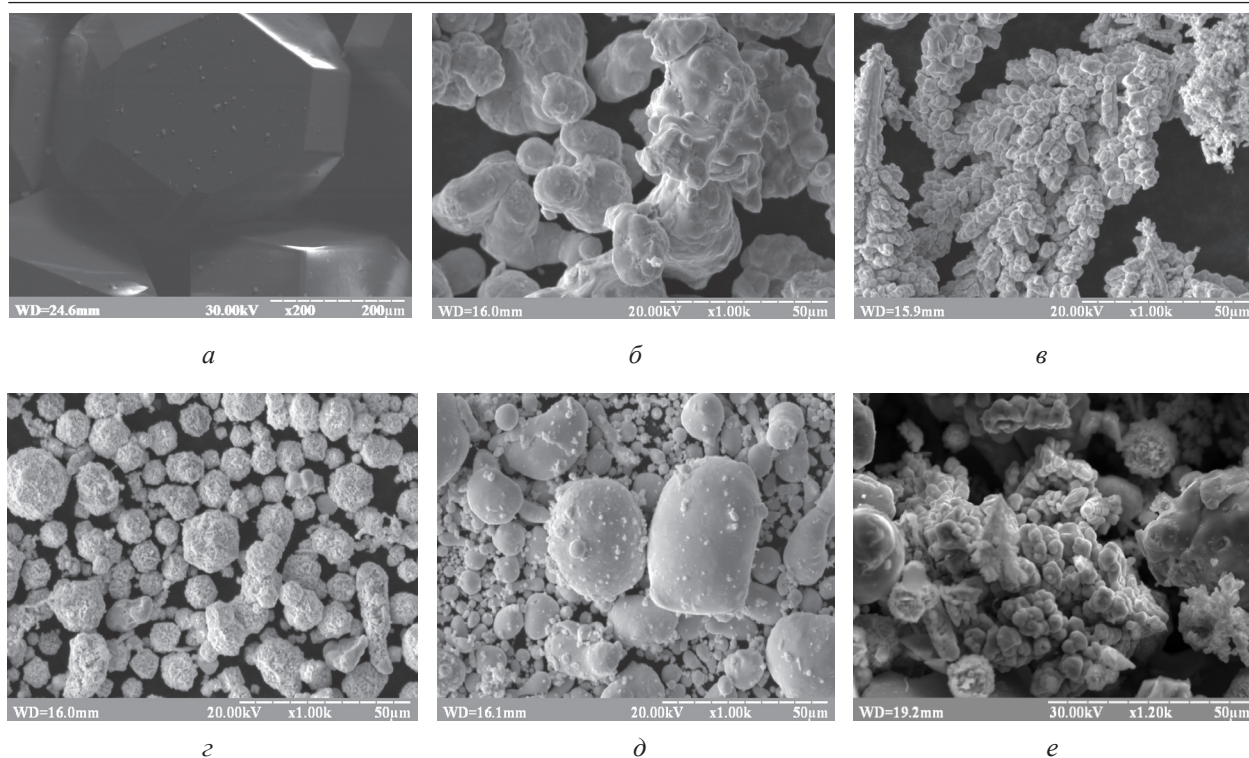


Рис. 1. Мікрофотографії порошків алмазу (а), заліза (б), міді (в), нікелю (г), олова (д) та вихідної суміші 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn (е) у початковому стані

в області контакту та сприяти руйнуванню між частинками з кращим зрощуванням самих частинок. Методом рентгенівської флуориметрії встановлено, що доля домішок у вихідних речовинах (порошки заліза, міді, нікелю і олова) не перевищує 0,2 % (мас.), що свідчить про якісь виготовлених в Україні порошоків.

Структура і фазовий склад металевої зв'язки. Мікрорентгеноспектральним аналізом виявлено, що зразок КАМ, одержаний

з шихти алмаз-(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn) гарячим пресуванням при тиску 0,5–40 МПа в інтервалі температур 20–800 °С, характеризується гетерофазною структурою (рис. 3).

Основні його фази — твердий розчин на основі міді і олова з незначною кількістю заліза і нікелю (рис. 3, б), твердий розчин на основі заліза і нікелю з незначною кількістю міді і олова (рис. 3, в) і твердий розчин на основі міді і олова з незначною кількістю нікелю і заліза (рис. 3, г). Виявлено, що

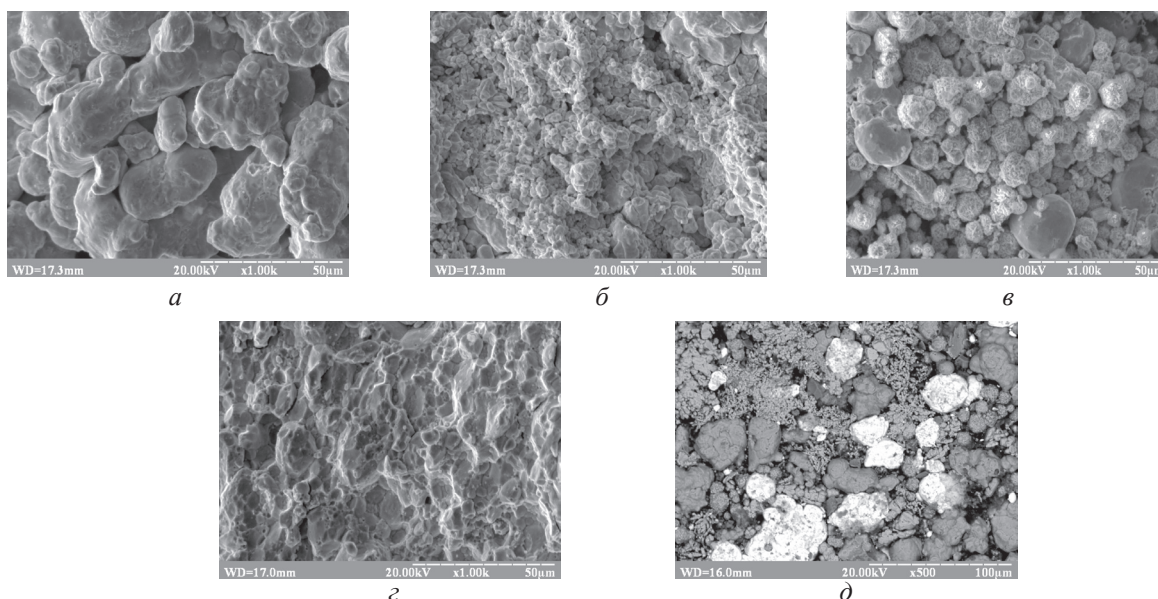
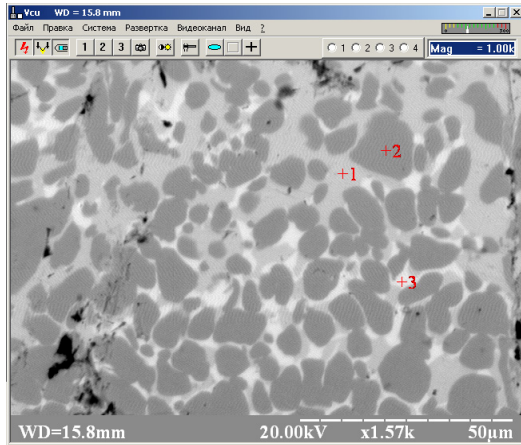


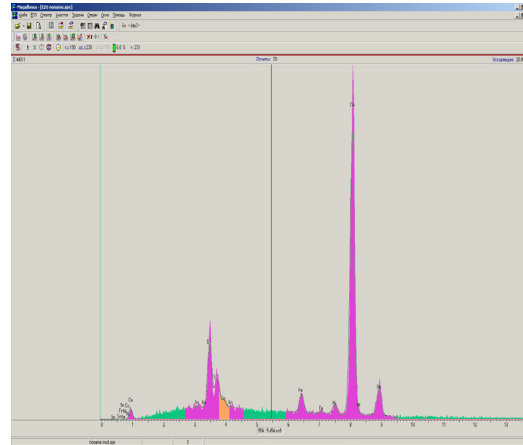
Рис. 2. Мікрофотографії поверхонь брикетів з порошків заліза (а), міді (б), нікелю (в), олова (г) та брикету з суміші 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn (д), одержаних за кімнатної температури при тиску 100 МПа

в металевій зв'язці спостерігається відносно рівномірний розподіл фаз та відсутність на міжфазних границях тріщин та пор (рис. 4, *a* і *б*), що позитивно впливає на механічні і експлуатаційні властивості зразків КАМ.

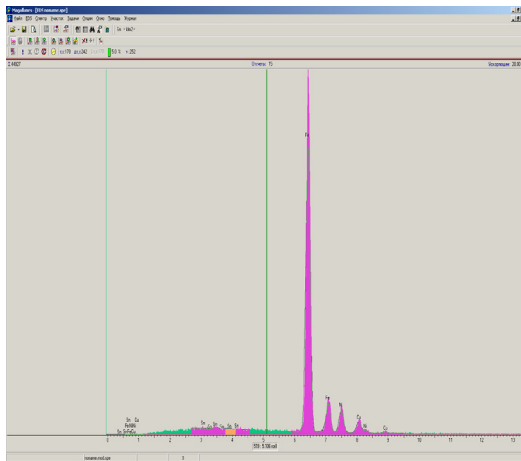
віддаль, відносна інтенсивність, кути 2θ), фази та індекси кристалічної ґратки (hkl , що відповідають рентгенівським інтерференційним максимумам) наведені в табл. 1. Аналіз отриманих результатів показав, що в процесі формування зразка КАМ від-



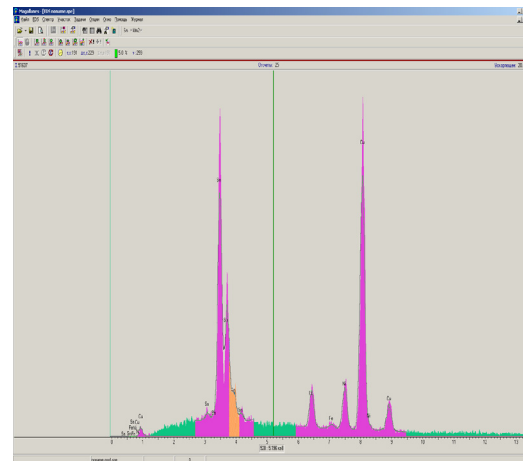
а



б



в



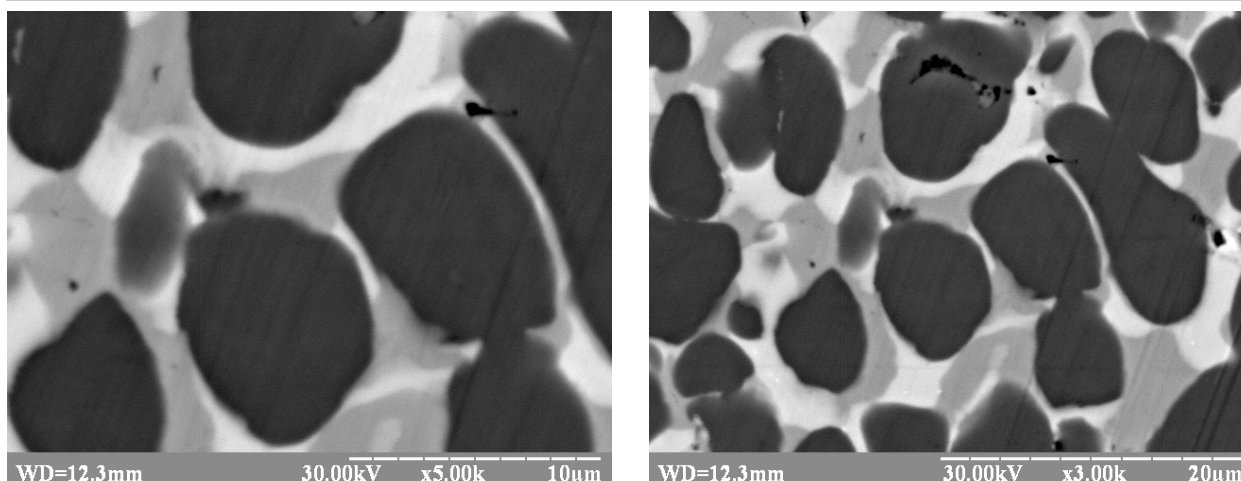
г

Рис. 3. Мікрорентгеноспектральний аналіз структури зразка алмаз-(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn), одержаного гарячим пресуванням (*a*): сірі фази — твердий розчин на основі міді, олова і заліза (+1), темні фази — твердий розчин на основі заліза, нікелю, міді і олова (+2), світлі фази — твердий розчин на основі міді, олова, нікелю і заліза (+3)

На рис. 5 представлена рентгенограма зразка КАМ алмаз-(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn), отриманого гарячого пресування при тиску 0,5–40 МПа в інтервалі температур 20–800 °С. Зареєстровані на рентгенограмі інтерференційні максимуми від площин (111) і (220) для фаз $C_{\text{алмаз}}$; (111), (200) і (220) — міді (параметр ґратки $a = 3,615 \text{ \AA}$); (110), (200) і (211) — заліза ($a = 2,8664 \text{ \AA}$); (600), (755) — $Cu_{40,5}Sn_{11}$ ($a = 18,011 \text{ \AA}$); (551), (660) і (844) — Cu_9NiSn_3 ($a = 18,01 \text{ \AA}$) відповідають даним картотеки ASTM [26] та відповідними експериментальними даними для міді і заліза [28]. Дифракційні дані (міжплощинна

бувається взаємодія елементів, яка спричиняє утворення інтерметалідів $Cu_{40,5}Sn_{11}$ і Cu_9NiSn_3 та твердих розчинів на основі заліза і міді, що підтверджується зміною параметрів кристалічної ґратки, порівняно з чистими елементами для заліза ($a = 2,864 \text{ \AA}$) і міді ($a = 3,615 \text{ \AA}$). Слід відзначити, що при дослідженні даної композиції мікрорентгеноспектральним аналізом утворення інтерметалідів $Cu_{40,5}Sn_{11}$ і Cu_9NiSn_3 не виявлено, що обумовлено точністю самого методу.

Таким чином, в процесі формування зразка КАМ відбувається активна взаємодія



a *б*

Рис. 4. Мікроструктура металевої зв'язки зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn) гарячим пресуванням

елементів, яка може суттєво впливати на його структуру та фізико-механічні властивості.

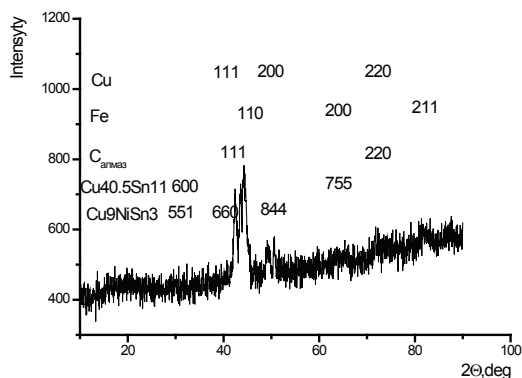


Рис. 5. Рентгенограма з поверхні зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn) гарячим пресуванням

Результати структурного дослідження зразків КАМ методом просвічувальної електронної мікроскопії (ПЕМ) наведені на рис. 6. Видно, що структура металевої зв'язки в оточенні алмазного зерна складається з фаз міді, а контакт алмаз–металева зв'язка

щільний, границі між зернами тонкі, чітко сформовані, без видимих пор і тріщин (рис. 6, *a* і *в*), що позитивно впливає на алмазоутримання, механічні та експлуатаційні властивості. У цьому випадку структура металевої зв'язки відзначається зернистою будовою матеріалу (фази міді) з чисельними включеннями другої фази як по межах зерен, так і рівномірно розподіленими в матриці зерна.

На кільцевих відбитках мікроелектронограми цього зразка чітко видно присутність фаз міді (рис. 6, *б* і *г*). Зерна цієї фази текстуровані за напрямком (200), (111) і (220). Присутність дифракційних максимумів на кільцевих відбитках свідчить про наявність в досліджуваному зразку текстури, а також на низький ступінь кристалічності фази Cu.

Дислокаційна картина металевої зв'язки неоднорідна з явними максимумами та мінімумами за щільністю ямок травлення, які

Таблиця 1

Характеристика зразка металевої зв'язки КАМ, одержаного з вихідної шихти

d_p , нм	2θ , град	I_i	Фаза	hkl
0,30192	29,5879	616,63	$Cu_9NiSn_3, Cu_{40,5}Sn_{11}$	551, 600
0,21278	42,4848	838,69	$Cu_{40,5}Sn_{11}$	660
0,20781	43,5515	917,95	Cu_9NiSn_3, Cu	111
0,20478	44,2303	988,82	C	111
0,20351	44,6182	761,82	Fe	110
0,18290	49,4667	489,59	Cu_9NiSn_3	844
0,18030	50,6303	678,86	$Cu, Cu_{40,5}Sn_{11}$	200, 755
0,155501	59,6485	335,76	Cu_9NiSn	120
0,11757	81,9515	391,59	Fe	211

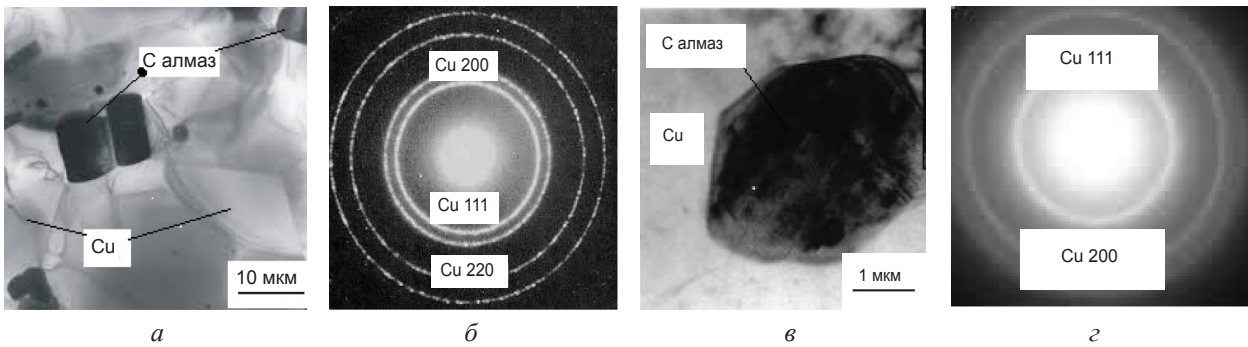


Рис. 6. Електронно-мікроскопічні зображення поверхонь зразка КАМ (а, в) і мікроелектронограми її фрагментів (б, д). Одержано з шихти алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn) гарячим пресуванням

ідентифікуються як виходи дислокацій на поверхню зерен міді (рис. 7, а). При цьому дуже інтенсивно утворюються дефекти. Показано (рис. 7, а) лінії ковзання, утворення яких пов'язане, очевидно, з підвищенням щільності дислокацій. Слід відзначити, що в усідніх зернах лінії ковзання мають різний напрямок. Це свідчить про те, що кожне зерно деформується по-різному, зміщуючись відносно один одного. За порушення зв'язку між ними іноді з'являються тріщини.

Особливістю мікроструктури металевої зв'язки є присутність фаз Cu_9NiSn_3 (рис. 7, а) та чисельних дислокаційних петель, які утворилися в умовах взаємодії елементів при спіканні. Біля дрібніших частинок заліза частинки щільність утворених інтерметалідів (Cu_9NiSn_3) є трохи вищою (рис. 7, в). Аналізуючи мікроструктуру отриманих зразків, слід відмітити, що металева зв'язка характеризується відсутністю пор на міжфазних границях, що позитивно впливає на їх теплофізичні та механічні властивості. На кільцевих відбитках мікроелектронограми (МЕГ) цього зразка чітко видно присутність міді (рис. 7, б), заліза і фаз Cu_9NiSn_3 (рис. 7, д), що вказує на трифазну структуру металевої зв'язки. Зерна фази міді текстуровані за напрямком (111) і (220). Зерна фази заліза

текстуровані за напрямком (111), а зерна фази Cu_9NiSn_3 — за напрямками (511).

Дослідження показали, що ріст і заліковування дефектів під час гарячого пресування у зв'язці композиту визначають дислокаційні механізми. Дефекти або заліковуються в умовах дії навантажень стиску, розпадаючись на дислокаційні петлі, або зростають при напруженнях розтягу, випускаючи міжвузлові петлі. Отримані результати свідчать про активну взаємодію елементів під час формування композиції, яка спричиняє утворення нових фаз $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$ і Cu_9NiSn_3 , що дозволяє одержувати КАМ методом гарячого пресування.

Порівняння особливостей структуроутворення у системі алмаз–(Fe-Cu-Ni-Sn) в процесі гарячого пресування і спікання в прес-формі в печі з гарячим допресуванням. Порівняння структури КАМ складу алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn), одержаних гарячим пресуванням, зі структурою аналогічних КАМ, одержаних спікання в печі в середовищі водню в прес-формах за температури 800 °C впродовж 1 год з наступним гарячим допресуванням при тиску 100, 160 і 200 МПа [10, 15], показало як загальну ідентичність, так і принципові відмінності. Такі відмінності найбільш характерні для

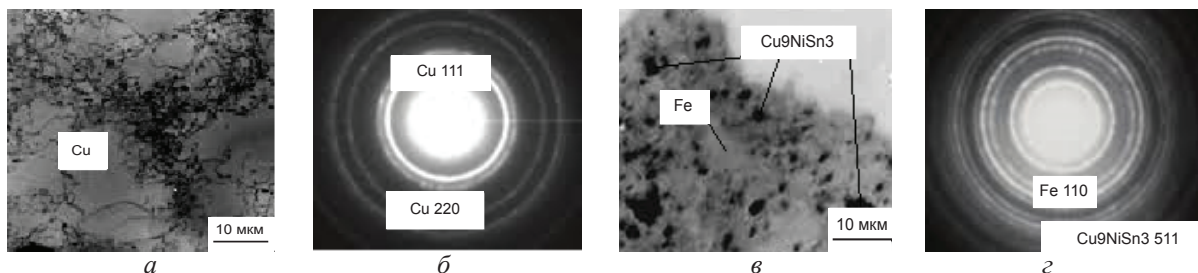


Рис. 7. Електронно-мікроскопічні зображення структури ділянок металевої зв'язки (а, в) і мікроелектронограми її фрагментів (б, д) зразка КАМ, одержаного з шихти алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn) гарячим пресуванням

композиції в процесі її спікання в прес-формах з гарячим допресуванням [10, 15]. Так, структура металевої зв'язки зразків КАМ першого і другого типу — ідентична. Воно складається з твердих розчинів на основі заліза і міді змінного складу та сполук Cu_9NiSn_3 . Відзначимо, що в структурі металевої зв'язки зразків першого типу є присутність фаз $\text{Cu}_{40,5}\text{Sn}_{11}$, а в структурі металевої зв'язки зразків другого типу — присутність фаз Ni_3Sn .

Найбільша відмінність у структурі зразків другого типу [15] є присутність перехідної зони алмаз–металева зв'язка (рис. 8). Аналіз зазначеної роботи показав, що — перехідна зона в КАМ, отриманих за недостатніх тисків (нижче 200 МПа) та тривалості гарячого допресування (менше 3 хв), складається з фаз $\gamma\text{-Cu}$, Ni_3Sn з графітовими включеннями (рис. 8, а), що є причиною її передчасного руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування і випадіння зерен алмазів із зв'язки та інтенсивного зношування КАМ (рис. 8, б). Під час спікання композиції евтектична рідина в системі Cu-Sn контактує з алмазом і перешкоджає взаємодії вуглецю ((0,0150–0,0180 % (мас.)) який отримується внаслідок графітизації поверхні алмазних зерен під час формування композиції на етапі спікання з твердою фазою $\alpha\text{-Fe}$. Усе це є причиною утворення графітових включень в перехідній зоні, що погіршує механічні та експлуатаційні властивості таких композитів. Основною відмінністю структури перехідної зони КАМ, одержаних за тиску щонайменше 200 МПа, від структури КАМ, виготовлених при більш низькому тиску, є присутність у перших прошарків Fe_3C нанорозмірної товщини та відсутність графітових включень (рис. 8, з, д). Це зумовлено тим, що вуглець, який отримується при графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання композиції, провзаємодіє з $\alpha\text{-Fe}$ під час гарячого допресування, утворюючи карбіди заліза, що суттєво поліпшує алмазоутримання (рис. 8, в).

Порівняння характеру взаємодії та структури КАМ, одержаних гарячим пресуванням і спіканням в прес-формі в печі з наступним гарячим допресуванням свідчить про те, що у структурі композиційних матеріалів

першого типу відсутні перехідна зона алмаз–металева зв'язка та наноструктури з Fe_3C (див. рис. 6 і 7). Причиною цього є відсутність вуглецю із-за короткочасного спікання. У цьому випадку на границі поділу алмаз–металева зв'язка спостерігається ідеальний механічний контакт (алмаз контактує з міддю і залізом) за відсутності несуцільностей, пор, графітових включень та карбідних прошарків, що позитивно впливає на алмазоутримання, механічні та експлуатаційні властивості таких КАМ.

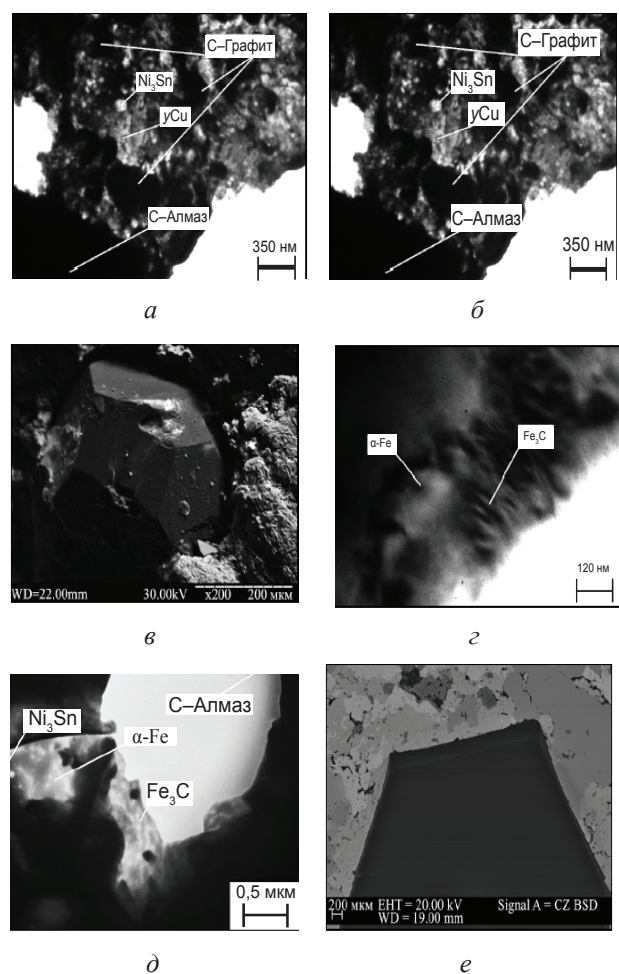


Рис. 8. Електронно-мікроскопічні зображення структури зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–(51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячим допресуванням при: (а) — $p = 100$ МПа; (б, в) — $p = 160$ МПа; (з–е) — $p = 200$ МПа (а, б, з, д — ПЕМ-зображення перехідної зони алмаз–металева зв'язка, в, е — РЕМ-зображення зв'язки в оточенні алмаза)

Результати визначення мікротвердості, міцності на згин та стиск досліджуваних зразків наведено в табл. 2. Вона наочно демонструє, що механічні властивості КАМ

Механічні властивості отриманих зразків КАМ

Тиск, МПа	Тривалість процесу, хв	Мікротвердість H_v , ГПа			Границя міцності під час стискання σ_c , МПа	Границя міцності під час згинання, σ_z , МПа
		γ -Cu	Ni ₃ Sn	α -Fe		
Спікання в прес-формах в печі з гарячим допресовуванням [15]						
100	2	2,60	2,76	2,93	730	620
160	2	2,70	2,82	3,46	750	645
160	3	2,80	3,03	3,98	780	655
200	2	2,92	3,48	4,12	840	675
200	3	2,99	3,63	4,34	846	680
Гаряче пресування						
20	5	2,88	–	4,18	842	790
40	5	2,90	–	4,36	845	810

складу алмаз–51Fe–32Cu–9Ni–8Sn залежать від способу та технологічних параметрів їх одержання. Так, збільшення тиску гарячого допресовування з 100 до 200 МПа та тривалості процесу з 2 до 3 хв композиції після спікання в прес-формі за температури 800 °С впродовж 1 год підвищило мікротвердість ділянок зв'язки для фаз γ -Cu з 2,60 ГПа (зразок 1) до 2,99 ГПа (зразок 5) і відповідно для Ni₃Sn та α -Fe з 2,76 до 3,63 ГПа, з 2,93 до 4,34 ГПа. При цьому міцність на стиск підвищується з 730 до 846 МПа і згин — з 640 до 680 МПа. Значення мікротвердості ділянок металевої зв'язки і границі міцності під час стискання зразків КАМ, одержаних гарячим пресуванням, майже не змінилися, а границя міцності під час згинання підвищується з 640 до 810 МПа, що є важливим для розроблення технології одержання КАМ підвищеної зносостійкості та інструментів на їх основі.

Зміна показників мікротвердості, міцності на стиск та згин досліджуваних зразків свідчить про те що взаємодія між елементами під час їх одержання відбувається не однаково, і перед усім, вона залежить від способу і технологічних параметрів їх одержання та по-різному впливає на структуру і властивості КАМ.

Випробування зразків КАМ на зносостійкість проводили на спеціальному стенді при шліфуванні кварцитового пісковика при вертикальному навантаженні на зразок 10 кг, швидкості ковзання 4 м/с впродовж 600 с. В якості охолоджувальної рідини використовували звичайну воду. Зносостійкість зразків визначали ваговим методом. Результати випробувань наведені в табл. 3. Дослідження показали, що масовий знос зразків КАМ, так само як і механічні властивості залежать від способу та технологічних режимів їх одержання (табл. 3). Так, порівняльні результати показали, що після шліфування кварцитового

Таблиця 3

Результати випробувань на зношування отриманих зразків КАМ

Тиск, МПа	Тривалість процесу, хв	Масовий знос I_m , г
Спікання в прес-формах в печі з гарячим допресовуванням		
100	2	0,96
160	2	0,84
160	3	0,75
200	2	0,68
200	3	0,54
Гаряче пресування		
20	5	0,58
40	5	0,39

пісковіку в однакових умовах в результаті підвищення тиску гарячого допресовування від 100 до 200 МПа масовий знос I_m є меншим, ніж для зразків, які отримані при меншому тиску гарячого допресовування зразка. Цей ефект пов'язаний з тим, що під час гарячого допресовування композиції, вуглець, який утворився в результаті графітизації поверхні алмазів на етапі спікання в прес-формах в печі, продифундував в кристалічну решітку α -Fe з утворенням в перехідній зоні наноструктури з Fe_3C (див. рис. 8, з, д). Схожа тенденція залежності зносу від тиску зберігається для зразків КАМ, одержаних гарячим пресуванням. Виявлено, що при збільшенні тиску гарячого пресування композиції від 20 до 40 МПа масовий знос I_m зменшується (табл. 3). Ця обставина пов'язана з тим, що при підвищенні тиску гарячого пресування композиції границя міцності під час згинання суттєво підвищується. При цьому зносостійкість зразків КАМ, одержаних гарячим пресуванням, на відміну від зносостійкості зразків КАМ, одержаних спіканням в прес-формі в печі з гарячим допресовування, зростає суттєвіше.

Для уточнення отриманих результатів були проведені додаткові випробування розроблених КАМ на зносостійкість під час їх роботи в промислових умовах. Об'єктами промислового випробування, впровадження та вдосконалення складу і технології виробництва були алмазні відрізні сегментні круги 1A1RSS/C2°320 × 3,0 × 12,0 × 32–AC 160T 400/315–35–M6–14 (ГОСТ 22747–90) (круг 1) та дослідні круги 1A1RSS/C2°320 × 3,0 × 12,0 × 32–AC160T 400/315–35 M6–14 (круг 2) і 1A1RSS/C2°320 × 3,0 × 12,0 × 32 – AC160T 400/315–35 M6–14. Робочі сегменти

розмірами 40,0 мм × 12,0 мм × 3,2 мм для оснащення алмазних відрізнних кругів виготовлені за такими технологічними режимами: для круга 1 — спіканням в прес-формі в печі в середовищі водню при температурі 800 °С впродовж 1 год з наступним гарячим допресовуванням при тиску 100 МПа (СТП 90.502–85); для круга 2 — гарячим пресуванням гарячим пресуванням при тиску 0,5–40 МПа в інтервалі температур 20–800 °С; для круга 3 — гарячим пресуванням гарячим пресуванням при тиску 0,5–40 МПа в інтервалі температур 20–800 °С. Випробування інструментів проводили при розпилюванні граніту Капустянського родовища на стаціонарному верстаті Breton FR 800 на фірмі ООО «Інстех» (м. Київ, Україна) за таких умов: глибина однопрохідного різання 0,010 м; швидкість поздовжньої подачі — від 3,0 до 4,0 м/хв.; об'ємна витрата охолоджувальної рідини (звичайна вода) 20 л/хв. Порівняльні результати (табл. 4) показали, що зносостійкість алмазного відрізного сегментного круга, сегменти якого розроблені гарячим пресуванням при тиску 40 МПа (круг 3), в 2,4 рази перевищують зносостійкість круга, сегменти якого розроблені спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячим допресовуванням (круг 1).

Це можна пояснити наступним чином. Металева зв'язка в оточенні алмазних зерен КАМ круга 3 складається з фаз Cu і α -Fe при відсутності графітових включень (див. рис. 6 і 7). В цьому випадку границі між зернами тонкі, чітко сформовані із щільним контактом, без видимих пор та тріщин, проявляється висока адгезія алмазних зерен до металевої зв'язки, що суттєво покращує

Таблиця 4

Результати промислових випробувань алмазних кругів на зносостійкість

Номер круга	Швидкість поздовжньої прорізки, м/хв	Продуктивність різання, см ² /хв	Об'єм спостереження, м ² пл. різ.	Знос алмазовмісного шару по радіусу, мм	Питома витрата алмазів, карат/м ² пл. різ.
1	3,0	300	10	4,0	0,66
	4,0	400	10	4,8	0,80
2	3,0	300	10	2,6	0,44
	4,0	400	10	3,2	0,53
3	3,0	300	10	1,6	0,27
	4,0	400	10	1,7	0,28

алмазоутримання та підвищує механічні властивості КАМ. В той же час перехідна зона в КАМ для круга 1 складається з фаз γ -Cu, Ni₃Sn з графітовими включеннями (див. рис. 8, а, б), що є причиною її передчасного руйнування за механізмом інтенсивного розтріскування і випадіння зерен алмазів із зв'язки та інтенсивного зношування КАМ (див. рис. 8, в). Крім того, розроблений інструмент (3) під час різання граніту забезпечує надійну роботу в умовах підвищеної продуктивності весь термін експлуатації без видимих сколів оброблювальної поверхні. На робочій поверхні інструмента не виявлено ділянок, зруйнованих за механізмом інтенсивного розтріскування зв'язки композита в околиці алмазних зерен, а також відривів робочих елементів ні від корпусу круга, ні від підкладки композита. Результати випробувань свідчать про якість розроблених КАМ та конкурентоспроможність інструментів на їх основі.

Таким чином, одержані результати свідчать про те, що застосована технологія забезпечує поліпшення структури і механічних властивостей композитів системи алмаз–(Fe-Cu-Ni-Sn) формування металевої зв'язки з підвищеними параметрами міцності. Встановлені закономірності є актуальними і вагомими як для теорії, оскільки вони поглиблюють вже відомі підходи щодо прогнозування фізичного стану алмазовмісних композицій під час їх формування, так і для технології, бо дозволяють впливати на взаємодію елементів у потрібному напрямку та одержувати КАМ з новими корисними властивостями.

ВИСНОВКИ

Проведено порівняльне дослідження структури та властивостей композиційних матеріалів складу алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn), отриманих методами гарячого пресування при тиску 0,5–40 МПа в інтервалі температур 20–800 °С та спіканням в прес-формі в печі в середовищі водню за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячим допресуванням за різного тиску. Встановлено переваги гарячого пресування перед спіканням в прес-формах в печі з гарячим допресуванням:

1. Гаряче пресування дозволяє сформувати

структуру металевої зв'язки, яка складається з твердих розчинів на основі заліза і міді змінного складу і фаз Cu_{40,5}Sn₁₁ і Cu₉NiSn₃, що забезпечує високу адгезію алмазних зерен до металевої зв'язки, покращення механічних властивостей та суттєве підвищення зносостійкості композиційних матеріалів.

2. Збільшення тиску гарячого допресування від 100 до 200 МПа композиції алмаз–(51Fe-32Cu-9Ni-8Sn) після спікання в прес-формі за температури 800 °С впродовж 1 год дозволяє отримувати в перехідній зоні алмаз–металева зв'язка взамін часточок структурно вільного графіту, що утворюється при графітизації поверхні алмазних зерен, нанокарбіди Fe₃C, присутність яких забезпечує істотне підвищення зносостійкості композитів.
3. Міцність на згин і зносостійкість зразків композиційних алмазовмісних матеріалів, отриманих гарячим пресуванням, в 1,3 і 2,4 рази відповідно вищі, ніж при спіканні в прес-формах в печі з гарячим допресуванням.
4. Суттєве підвищення зносостійкості композиційних алмазовмісних матеріалів, отриманих гарячим пресуванням, зумовлено застосуванням тиску 40 МПа при швидкості нагрівання 200 °С/хв.

ЛІТЕРАТУРА

1. Бондаренко Н. А. Основы создания алмазосодержащих композиционных материалов для породоразрушающих инструментов / Н. А. Бондаренко, А. Н. Жуковский, В. А. Мечник; под ред. Н. В. Новикова. — К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2008. — 456 с.
2. Новиков Н. В. Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 1. Математическая модель / Н. В. Новиков, Н. А. Бондаренко // Физическая мезомеханика. — 2004. — Т. 7, № 3. — С. 71–77.
3. Новиков Н. А., Бондаренко Н. А., Кулик О. Г., Мечник В. А., Жуковский А. Н. Физико-математическое моделирование процессов спекания многокомпонентных алмазосодержащих композиций. 2. Физико-химические особенности формирования структуры и свойств // Физическая мезомеханика. — 2004. — Т. 7, № 3. — С. 79–87.
4. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Анализ основных теорий спекания

- материалов. 1. Спекание в изотермических и неизотермических условиях (обзор) // *Сверхтвердые материалы*. — 2005. — № 6. — С. 3–17.
5. Бондаренко Н. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Анализ основных теорий спекания материалов. 2. Химические реакции и процессы зародышеобразования. Основные положения моделирования спекания сверхтвердых композиционных алмазосодержащих материалов (обзор) // *Сверхтвердые материалы*. — 2006. — № 1. — С. 3–15.
 6. Бондаренко М. О. Мечник В. А., Супрун М. В. Особливості усадки і її швидкості в системі Салмаз — Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ при гарячому пресуванні зразків, попередньо отриманих вільним спіканням // *Сверхтвердые материалы*. — 2009. — № 4. — С. 29–39.
 7. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Енергетичний стан і механізми перенесення маси при гарячому пресуванні сплавів Fe-Cu-Ni-Sn і Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ // *Фізика і хімія твердого тіла*. — 2009. — Т. 10, № 2. — С. 463–472.
 8. Мечник В. А. Оцінка впливу взаємодії вуглецю із сполуками карбідів, боридів, нітридів і силіцидів на структуру і властивості композитів алмаз — Fe-Cu-Ni-Sn // *Проблемы машиностроения*. — 2011. — Т. 11, № 5. — С. 72–75.
 9. Мечник В. А. Вплив домішок CrB₂, TiB₂ і WC на структуроутворення в системі алмаз — Fe-Cu-Ni-Sn: Отримання, властивості, застосування // *Физическая инженерия поверхности*. — 2013. — Т. 11, № 4. — С. 378–392.
 10. Мечник В. А. Композиційні алмазовмісні матеріали алмаз — Fe-Cu-Ni-Sn з прогнозовано стабільними характеристиками // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. — 2012. — № 5. — С. 34–42.
 11. Геворкян Э. С., Тимофеева Л. А., Чишкала В. А., Кислый П. С. Горячее прессование нанопорошков монокарбида вольфрама при нагревании электрическим током // *Наноструктурное материаловедение*. — 2006. — № 2. — С. 46–51.
 12. Геворкян Э. С., Мельник О. М., Чишкала В. А., Сирота В. В. Фазовые и структурные состояния в нанокристаллических порошках на основе диоксида циркония // *Огнеупоры и техническая керамика*. — 2012. — № 7–8. — С. 26–31.
 13. Кислый П. С., Геворкян Э. С., Шкуропатенко В. А., Гуцаленко Ю. Г. Получение материалов из нанопорошков оксида алюминия с применением современных методов консолидации // *Сверхтвердые материалы*. — 2010. — № 5. — С. 28–35.
 14. Геворкян Э. С., Мельник О. М., Чишкала В. А. Некоторые особенности структурообразования циркониевой керамики с добавками нано-WC // *Огнеупоры и техническая керамика*. — 2013. — № 7–8. — С. 22–26.
 15. Мечник В. А. Одержання композиційних матеріалів алмаз-Fe-Cu-Ni-Sn підвищеної зносостійкості // *Порошкова металургія*. — 2013. — № 9/10. — С.115–127.
 16. Бондаренко Н. А., Новиков Н. В., Мечник В. А., Олейник Г. С., Верещака В. М. Структурные особенности сверхтвердых композитов системы алмаз-твердый сплав ВК6, отличающихся износостойкостью // *Сверхтвердые материалы*. — 2004. — № 6. — С. 3–14.
 17. 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.
 18. Мечник В. А. Структурные особенности и свойства композитов алмаз-(51Fe + 32Cu + 9Ni + 8Sn), отличающихся способами спекания // *Науковий вісник національного гірничого університету*. — 2007. — № 7. — С. 10–14.
 19. Майстренко А. Л., Иванов С. А., Переяслов В. П., Волошин М. Н. Интенсивное электроспекание алмазосодержащих композиционных материалов // *Сверхтвердые материалы*. — 2000. — № 5. — С. 39–45.
 20. Куц В. И., Иванов С. А., Майстренко А. Л., Переяслов В. П. Исследование механизма и кинетики уплотнения при интенсивном электроспекании. Сообщение 1. Лабораторные исследования // *Сверхтвердые материалы*. — 2007. — № 2. — С. 18–25.
 21. Куц В. И., Иванов С. А., Майстренко А. Л., Переяслов В. П. Исследование механизма и кинетики уплотнения при интенсивном электроспекании. Сообщение 2. Теоретическая модель и ее проверка // *Сверхтвердые материалы*. — 2007. — № 4. — С. 21–29.
 22. Пат. 72841 Україна, МПК (2012.01) B22F3/00. Пристрій для гарячого пресування порошків шляхом прямого пропускання електричного струму / М. О. Азаренков,

- Е. С. Геворкян, С. В. Литовченко та інші; заявник і патентовласник Е. С. Геворкян. — № 201203031. — Заяв. 15.03.2012; опубл. 27.08.2012; Бюл. № 116. — 6 с.
23. Пат. 64274 Україна, МПК В24D3/04, В22F3/12, E21B10/46, C22C29/14. Шихта для виготовлення абразивного матеріалу / М. О. Бондаренко, В. А. Мечник, О. М. Жуковський та інші; заявник і патентовласник ІНМ ім. В. М. Бакуля НАН України. — Заяв. 24.02.2003; опубл. 15.12.2005; Бюл. № 12. — 5 с.
 24. Пат. 63989 Україна, МПК В24D3/04, В24D3/06. Надтвердий композиційний матеріал / М. О. Бондаренко, А. Ф. Лисовський, В. А. Мечник; заявник і патентовласник ІНМ ім. В. М. Бакуля НАН України. — Заяв. 04.04.2011; опубл. 25.10.2011; Бюл. № 20. — 4 с.
 25. Kraus W. and Nolze G. Powder Cell-A program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns // J. Appl. Cryst. — 1996. — No. 29. — P. 301–303.
 26. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). Published by the International Centre for diffraction data. USA, 1988. — 432 p.
 27. Selig R. P. Fundamentals of pressing of metal powder; ed. by W. E. Kingston // The Physics of Powder Metallurgy. — McGraw — Hill, Book Comp. Inc, 1951. — P. 344–371.
 28. Свойства элементов. В 2-х ч. Ч. 1. Физические свойства: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. — М.: Металлургия, 1976. — 600 с.
- LITERATURA**
1. Bondarenko N. A. Osnovy sozdaniyaalmazosoderzhaschih kompozicionnyh materialov dlya porodorazrushayuschih instrumentov / N. A. Bondarenko, A. N. Zhukovskij, V. A. Mechnik; pod red. N. V. Novikova. — К.: ISM ім. V. N. Bakulya NAN Ukrainy, 2008. — 456 p.
 2. Novikov N. V. Fiziko-matematicheskoe modelirovanie processov spekaniya mnogokomponentnyhalmazosoderzhaschih kompozicij. 1. Matematicheskaya model' / N. V. Novikov, N. A. Bondarenko // Fizicheskaya mezomehanika. — 2004. — Vol. 7, No. 3. — P. 71–77.
 3. Novikov N. A., Bondarenko N. A., Kulik O. G., Mechnik V. A., Zhukovskij A. N. Fiziko-matematicheskoe modelirovanie processov spekaniya mnogokomponentnyhalmazosoderzhaschih kompozicij. 2. Fiziko-himicheskie osobennosti formirovaniya struktury i svojstv // Fizicheskaya mezomehanika. — 2004. — Vol. 7, No. 3. — P. 79–87.
 4. Bondarenko N. A., Zhukovskij A. N., Mechnik V. A. Analiz osnovnyh teorij spekaniya materialov. 1. Spekanie v izotermicheskikh i neizotermicheskikh usloviyah (obzor) // Sverhtverdye materialy. — 2005. — No. 6. — P. 3–17.
 5. Bondarenko N. A., Zhukovskij A. N., Mechnik V. A. Analiz osnovnyh teorij spekaniya materialov. 2. Himicheskie reakcii i processy zarodysheobrazovaniya. Osnovnyepolozheniya modelirovaniya spekaniya sverhtverdyh kompozicionnyhalmazosoderzhaschih materialov (obzor) // Sverhtverdye materialy. — 2006. — No. 1. — P. 3–15.
 6. Bondarenko M. O. Mechnik V. A., Suprun M. V. Osoblivosti usadki i її shvidkosti v sistemi Salmaz-Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ pri garyachomu presuvanni zrazkiv, poperedn'o otrimanih vil'nim spikanyam // Sverhtverdye materialy. — 2009. — No. 4. — P. 29–39.
 7. Bondarenko M. O., Mechnik V. A., Suprun M. V. Energetichnij stan i mehanizmi perenesennya masi pri garyachomu presuvanni splaviv Fe-Cu-Ni-Sn i Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ // Fizika i himiya tverdogo tila. — 2009. — Vol. 10, No. 2. — P. 463–472.
 8. Mechnik V. A. Ocinka vplivu vzaemodii vuglecyu iz spolukami karbidiv, boridiv, nitridiv i silicidiv na strukturu i vlastivostikompozitivalmaz-Fe-Cu-Ni-Sn // Problemy mashinostroeniya. — 2011. — Vol. 11, No. 5. — P. 72–75.
 9. Mechnik V. A. Vpliv domishok CrB₂, TiB₂ i WC na strukturoutvorennya v sistemialmaz-Fe-Cu-Ni-Sn: Otrimannya, vlastivostizastovuvannya // Fizicheskaya inzheneriya poverhnosti. — 2013. — Vol. 11, No. 4. — P. 378–392.
 10. Mechnik V. A. Kompozicijnialmazovmisnij materialialmaz-Fe-Cu-Ni-Sn z prognozovano stabil'nimi harakteristikami // Fiziko-himichna mehanika materialiv. — 2012. — No. 5. — P. 34–42.
 11. Gevorkyan E. S., Timofeeva L. A., Chishkala V. A., Kislyj P. S. Goryachee pressovanie nanoporoshkov monokarbida vol'frama pri nagrevanii elektricheskim tokom // Nanostrukturnoe materialovedenie. — 2006. — No. 2. — P. 46–51.
 12. Gevorkyan E. S., Mel'nik O. M., Chishkala V. A., Sirota V. V. Fazovye i strukturnye sostoyaniya v nanokristallicheskih poroshkah na osnove

- dioksida cirkoniya // Ogneupory i tehnikeskaya keramika. — 2012. — No. 7–8. — P. 26–31.
13. Kislyj P. S., Gevorkyan E. S., Shkuropatenko V. A., Gucalenko Yu. G. Poluchenie materialov iz nanoporoshkov oksida alyuminiya s primeneniem sovremennyh metodov konsolidacii // Sverhtverdye materialy. — 2010. — No. 5. — P. 28–35.
 14. Gevorkyan E. S., Mel'nik O. M., Chishkala V. A. Nekotorye osobennosti strukturoobrazovaniya cirkonievoj keramiki s dobavkami nano-WC // Ogneupory i tehnikeskaya keramika. — 2013. — No. 7–8. — P. 22–26.
 15. Mechnik V. A. Oderzhannya kompozitsionnykh materialivalmaz-Fe-Cu-Ni-Sn pidvischenoi znosostijkosti // Poroshkova metalurgiya. — 2013. — No. 9/10. — P. 115–127.
 16. Bondarenko N. A., Novikov N. V., Mechnik V. A., Olejnik G. S., Vereschaka V. M. Strukturnye osobennosti sverhtverdykh kompozitov sistemyalmaz-tverdyj splav VK6, otlichayuschihsia iznosostijkost'yu // Sverhtverdye materialy. — 2004. — No. 6. — P. 3–14.
 17. Novikov N. V., Bondarenko N. A., Zhukovskij A. N., Mechnik V. A. Vliyanie diffuzii i himicheskikh reakcij na strukturu i svojstva burovyyh vstavok. 2. Rezul'taty attestacii strukturnogo sostoyaniya sverhtverdykh materialov sostavaalmaz-tverdyj splav VK6 // Fizicheskaya mezomehanika. — 2006. — Vol. 9, No. 2. — P. 107–116.
 18. Mechnik V. A. Strukturnye osobennosti i svojstva kompozitovalmaz-(51Fe + 32Cu + 9Ni + 8Sn), otlichayuschihsia sposobami spekaniya // Naikovij visnik nacional'nogo gornichogo universitetu. — 2007. — No. 7. — P. 10–14.
 19. Majstrenko A. L., Ivanov S. A., Pereyaslov V. P., Voloshin M. N. Intensivnoe elektrospekanialmazosoderzhaschih kompozitsionnykh materialov // Sverhtverdye materialy. — 2000. — No. 5. — P. 39–45.
 20. Kusch V. I., Ivanov S. A., Majstrenko A. L., Pereyaslov V. P. Issledovanie mehanizma i kinetiki uplotneniya pri intensivnom elektrospekanii. Soobschenie 1. Laboratornye issledovaniya // Sverhtverdye materialy. — 2007. — No. 2. — P. 18–25.
 21. Kusch V. I., Ivanov S. A., Majstrenko A. L., Pereyaslov V. P. Issledovanie mehanizma i kinetiki uplotneniya pri intensivnom elektrospekanii. Soobschenie 2. Teoreticheskaya model' i ee proverka // Sverhtverdye materialy. — 2007. — No. 4. — P. 21–29.
 22. Pat. 72841 Ukraïna, MPK (2012.01) B22F3/00. Pristriy dlya garyachogo presuvannya poroshkiv shlyahom pryamogo propuskannya elektrichnogo strumu / M. O. Azarenkov, E. S. Gevorkyan, S. V. Litovchenko ta inshi; zayavnik i patentovlasnik E. S. Gevorkyan. — No. u 201203031. — Zayav. 15.03.2012; opubl. 27.08.2012; Byul. No. 116. — 6 p.
 23. Pat. 64274 Ukraïna, MPK B24D3/04, B22F3/12, E21B10/46, C22C29/14. Shihta dlya vigotovlennya abrazivnogo materialu / M. O. Bondarenko, V. A. Mechnik, O. M. Zhukovskij ta inshi; zayavnik i patentovlasnik INM im. V. M. Bakulya NAN Ukraïni. — Zayav. 24.02.2003; opubl. 15.12.2005; Byul. No. 12. — 5 p.
 24. Pat. 63989 Ukraïna, MPK B24D3/04, B24D3/06. Nadtverdij kompozitsionnij material / M. O. Bondarenko, A. F. Lisovskij, V. A. Mechnik; zayavnik i patentovlasnik INM im. V. M. Bakulya NAN Ukraïni. — Zayav. 04.04.2011; opubl. 25.10.2011; Byul. No. 20. — 4 p.
 25. Kraus W. and Nolze G. Powder Cell-A program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns // J. Appl. Cryst. — 1996. — No. 29. — P. 301–303.
 26. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). Published by the Internatoinal Centre for diffraction data. USA, 1988. — 432 p.
 27. Selig R. P. Fundamentals of pressing of metal powder; ed. by W. E. Kingston // The Physics of Powder Metallurgy. — McGraw-Hill, Book Comp. Inc, 1951. — P. 344–371.
 28. Svoystva elementov. V 2-h ch. Ch. 1. Fizicheskie svojstva: Sprav. / Pod red. G. V. Samsonova. — M.: Metallurgiya, 1976. — 600 p.