

**М. В. Новіков<sup>1</sup>, В. А. Мечник<sup>1,\*</sup>, М. О. Бондаренко<sup>1</sup>,  
Ю. В. Нестеренко<sup>2</sup>, Б. А. Ляшенко<sup>3</sup>, М. О. Кузін<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,  
м. Київ, Україна

<sup>2</sup>Національний технічний університет України

“Київський політехнічний інститут”, м. Київ, Україна

<sup>3</sup>Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України,  
м. Київ, Україна

<sup>4</sup>Львівська філія Дніпропетровського національного  
університету залізничного транспорту ім. ак. В. Лазаряна,  
м. Львів, Україна

\*vlad.me4nik@ukr.net

**Композиційні матеріали системи алмаз–  
(Co–Cu–Sn) з поліпшеними механічними  
характеристиками. Повідомлення 2. Вплив  
добавки CrB<sub>2</sub> на структуру і властивості  
композиту алмаз–(Co–Cu–Sn)**

*Вивчено зміни структури перехідної зони алмаз–металева зв’язка і металевої зв’язки в композиті алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) після його спікання в прес-формі в середовищі водню за температури 800 °C впродовж 1 год залежно від параметрів гарячої допресовки та досліджено їх вплив на фізико-механічні та трибологічні властивості композитів. Показано, що додавання CrB<sub>2</sub> до складу вихідного композиту алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) в кількості 2 % (за масою) забезпечує підвищення границі міцності під час стискування з 816 до 1720 МПа, згинання з 790 до 1250 МПа, зносостійкості в 2,4 рази. Покращення властивостей композиту та підвищення його зносостійкості забезпечується формуванням нанокарбиду Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> в перехідній зоні і металевої зв’язки з рівномірно розташованими по її об’єму фазами Co, CrB<sub>2</sub> та включень CoSn.*

**Ключові слова:** алмаз, кобальт, мідь, олово, диборид хрому, перехідна зона, фаза, композит, зневуглюювання, тиск, температура, структура, трибологічні властивості.

**ВСТУП**

Результати дослідження композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) складу алмаз–(80Co–12Cu–8Sn)<sup>1</sup> вказують на те, що зразки, одержані спіканням спресованих брикетів у печі за температури 800 °C впродовж 1 год з гарячою допресовкою при тиску 200 МПа, мають вищі фізико-механічні і трибологічні характеристики, ніж отримані при більш низькому

<sup>1</sup> Тут і надалі склад композиту подано в % (за масою) відносно металевої зв’язки Co–Cu–Sn.

тиску [1]. Встановлений результат авторами [1] обґрунтовано тим, що зміна режимів гарячої допресовки дозволяє отримувати в перехідній зоні алмаз–металева зв'язка взамін часточок структурно вільного графіту, який появився в результаті графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання (фазове перетворення алмаз → графіт), нанокарбід  $\text{Co}_3\text{C}$ . Також в [1] доведено, що при цьому не весь графіт зв'язується з  $\text{Co}$ . Тому бажано знайти спосіб більш повного зв'язування утвореного графіту в сполуки під час формування таких КАМ.

В [2, 3] показано, що в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) графіт, який утворюється при графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання композиту в прес-формі, можна зв'язувати в карбіди  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  додаванням дибориду хрому ( $\text{CrB}_2$ ) в кількості 2 %. Це водночас сприяє поліпшенню фізико-механічних властивостей КАМ.

Враховуючи ці результати, можна вважати, що і в системі алмаз–(Co–Cu–Sn) графіт, що утворюється при графітизації поверхневих шарів алмазних зерен, можна зв'язати додаванням до вихідної шихти  $\text{CrB}_2$ . Проте закономірності впливу  $\text{CrB}_2$  на структуроутворення та властивості КАМ системи алмаз–(Co–Cu–Sn) на даний час залишаються не вивченими, хоча для даної системи добавка карбідоутворюючої сполуки  $\text{CrB}_2$  є більш важливою, ніж для системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn), оскільки Fe є більш активним карбідоутворюючим елементом, ніж Co. Тому дослідження впливу добавки дибориду хрому на структуру та властивості КАМ, що містять кобальт, мідь і олово є актуальними як з наукової, так і практичної точок зору. На першому етапі досліджень доцільно ввести в шихту  $80\text{Co}-12\text{Cu}-8\text{Sn}$  таку ж кількість  $\text{CrB}_2$ , як і в шихту  $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$  [3]. Це дасть можливість дослідити вплив добавки  $\text{CrB}_2$  не тільки на структуру і властивості металевої зв'язки  $80\text{Co}-12\text{Cu}-8\text{Sn}$ , а і порівняти її вплив на структуру та властивості КАМ в різних системах.

Мета даної роботи – встановити закономірності зміни структури перехідної зони алмаз–зв'язка і об'єму металевої зв'язки при гарячій допресовці композиту алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) з добавкою 2 % дибориду хрому ( $\text{CrB}_2$ ) в залежності від тиску та часу після спікання його в прес-формі при температурі 800 °C впродовж 1 год, а також дослідити вплив структурних змін на фізико-механічні та трибологічні властивості одержаних композитів.

### ОБ'ЄКТИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Об'єктами експериментального дослідження були порошкові суміші  $78,4\text{Co}-11,76\text{Cu}-7,84\text{Sn}-2\text{CrB}_2$  і алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>), отримані з них за кімнатної температури при тиску 100 МПа брикети, а також спечені зразки металевої зв'язки і КАМ (діаметр – 10 мм, висота – 8 мм) та тонкі фольги, відрізані від них (товщина – 80–100 нм). Для виготовлення сумішей і зразків КАМ використовували порошки алмазу АС160Т зернистістю 400/315 (ТУ 2-37-344–85), кобальту ПК-1у (ГОСТ 97–97), міді ПМС-1 (ГОСТ 4960–75), олова ПО-1 (ГОСТ 9723–73) і дибориду хрому з вмістом 70,62 % хрому та 29,30 % бору. Способи приготування шихтових матеріалів, технологічні параметри одержання зразків КАМ та методи дослідження їх механічних властивостей детально описано в [1]. Зміна тиску і тривалості гарячої допресовки, а також введення добавки  $\text{CrB}_2$  до складу шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) були критеріями зміни структури та властивостей КАМ.

Мікроструктуру металевої зв'язки і перехідної зони алмаз–зв'язка зразків КАМ та відповідні дифракційні картини досліджували на трансмісійному мікроскопі TEM-125 (SELMІ, Суми, Україна) з потенціалом прискорення 125 кВ (роздільна здатність – 0,18 нм). Кількісний фазовий склад зв'язки розраховували методом щільно профільного аналізу з використанням пакета програм MAUD.

Тонкі фольги для дослідження отримали поліруванням зразків металевої зв'язки і КАМ в електроліті  $20\text{HClO}_4 + 30\text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$ . Дифрактограми отримували за допомогою дифрактометра ДРОН 4.13С у випромінюванні мідного анода в геометрії Брега-Бретано в діапазоні кутів  $20^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ . Рентгенофазовий аналіз зроблено за стандартною методикою з використанням програмного пакета X-powder [4].

Дифракційний спектр зразків у вигляді набору уточнених значень міжплощинної відстані  $d_i$  кристалічної ґратки фази та відносної інтенсивності рефлексів цієї фази  $I_i$  ідентифікували, зіставляючи з еталонним, за допомогою картотеки ICPDS-ASTM [5]. Морфологію поверхні перехідної зони та її хімічний склад вивчали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106ІІ (SELMІ, Суми, Україна) з потенціалом прискорення 30 кВ. Кількісні розрахунки хімічного складу проведено з використанням методики ZAF-корекції та програмного пакету magelanes 3.1. Похибки визначення складу для важких елементів – ~ 0,01 % і легких – ~ 1,0 %. Мікротвердість зразків вимірювали за допомогою приладу ПМТ-3 з використанням індентора Віккерса при навантаженні 4,91 Н. Відбитки отримували у ділянках, що не містять зерен алмазу. Розміри відбитків вимірювали при збільшенні у 25 разів. Твердість розраховували за формулою

$$H_b = 0,4636P/x^2,$$

де  $P$  – навантаження,  $x$  – діагональ відбитка. Міцність під час згинання та стиску досліджували за стандартною методикою (похибка  $\leq 5\%$ ).

Трибологічні властивості зразків КАМ в умовах абразивного зношування досліджували на багатофункціональній установці для випробування матеріалів тертям без мащення за схемою диск–зразок КАМ<sup>2</sup>, яка створена на базі серійної машини ИМАШ-20-75 [6]. Нормальне навантаження зразка на диск становило 500 Г, швидкість обертання диска – 300 об/хв, тривалість етапів припрацювання та усталеного зношування складала 0,5 і 4 год відповідно, що відповідає шляху тертя 1,7 і 13,6 км. За величину масового зносу приймали втрату ваги зразка за 0,5 і 4 год. Зважували зразки на аналітичних вагах ВЛА-20г-М з точністю  $\pm 4$  мг. Мікроструктуру зношеної поверхні зразків вивчали на растровому мікроскопі РЕММА-102 А (SELMІ, Суми, Україна).

## РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

### Структура $\text{CrB}_2$ і стан пресовки до спікання композитів

На рис. 1 представлена рентгенограма частинок порошку  $\text{CrB}_2$  у початковому (насіпному) стані. Зареєстровані на рентгенограмі інтерференційні максимуми від площин (001), (100), (101), (110) для фази  $\text{CrB}_2$  (параметри елементарної комірки  $a = 0,2972$  нм,  $c = 0,3069$  нм,  $V = 0,0235$  нм<sup>3</sup>) добре корелюють з даними картотеки ICPDS-ASTM [5] та відповідним параметром для масивного дибориду хрому [7].

<sup>2</sup> Диск – це контргіло з електрокорунду середньом'якої твердості СМ-2 на керамічній зв'язці 7К15 діаметром 60 мм і шириною 8 мм.

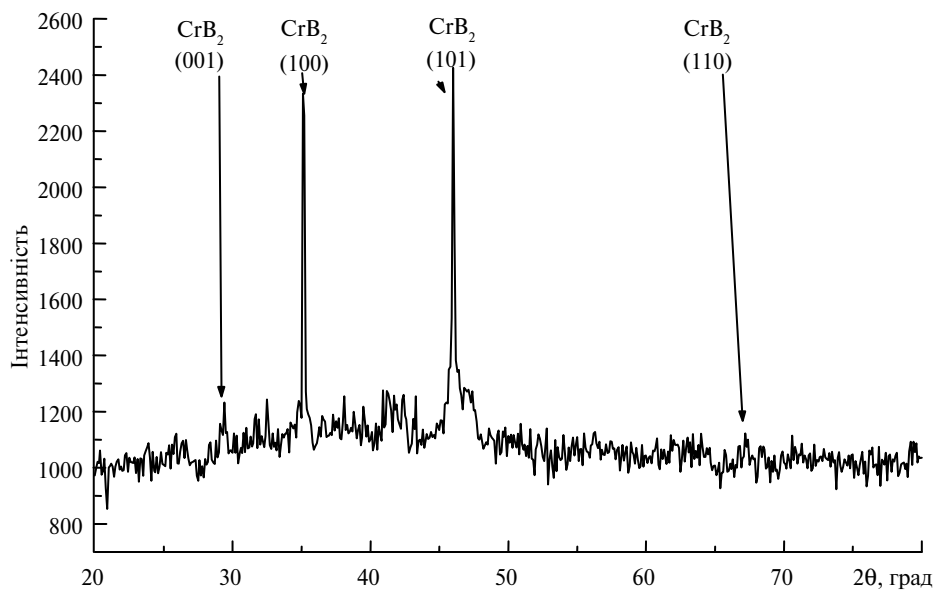


Рис. 1. Рентгенограма з порошку  $\text{CrB}_2$  у початковому стані.

Дифракційні дані (міжплощинна відстань  $d$ , інтенсивність  $I_i$  (абсолютні одиниці), кути  $2\theta$ , а також параметри кристалічної ґратки, що відповідають рентгенівським лініям) для  $\text{CrB}_2$  представлено в табл. 1. Отже вихідні порошки дибориду хрому знаходяться в однофазному стані.

**Таблиця 1. Дифракційні дані та параметри кристалічної ґратки  $\text{CrB}_2$**

Розрахункові значення			Просторова група	Параметри кристалічної ґратки		
Міжплощинна відстань $d$ , нм	$2\theta$	Інтенсивність $I_i$		$a$ , нм	$c$ , нм	$V$ , нм <sup>3</sup>
0,30399	29,3819	1250,55	<i>P6/mmm</i>	0,2972	0,3069	0,0235
0,25548	35,1273	2360,90				
0,19745	45,9636	2430,30				
0,14913	68,2545	1100,04				

На рис. 2 наведено зображення, отримані методом скануючої електронної мікроскопії (SEM), окремих частинок порошку  $\text{CrB}_2$ , що використовували для спікання зразків КАМ, у вихідному (насіпному) стані і поверхні брикету з частинок порошку  $\text{CrB}_2$ , одержаного за кімнатної температури та тиску 100 МПа. З рис. 2, *a* видно, що частинки порошку дибориду хрому ( $\text{CrB}_2$ ) з розмірами 5–20 мкм мають неправильну форму з розвиненою поверхнею і щільну структуру. Вони схильні до агломерування. В процесі брикетування частинки порошку дибориду хрому не змінюють форму і розміри (див. рис. 2, *б*), хоча, у порівнянні з початковим станом, вони ущільнені краще.

У пресовці з порошку дибориду хрому між частинками спостерігаються щілини і несучільності, що обумовлено недостатнім тиском холодного пресування. Виявлено, що форма і розміри частинок кобальту, міді, олова і дибориду хрому при виготовленні вихідної суміші з них не змінюються. У вихід-

дній суміші спостерігається відносно рівномірний розподіл компонентів, що важливо для наступного спікання метало-алмазних композитів.

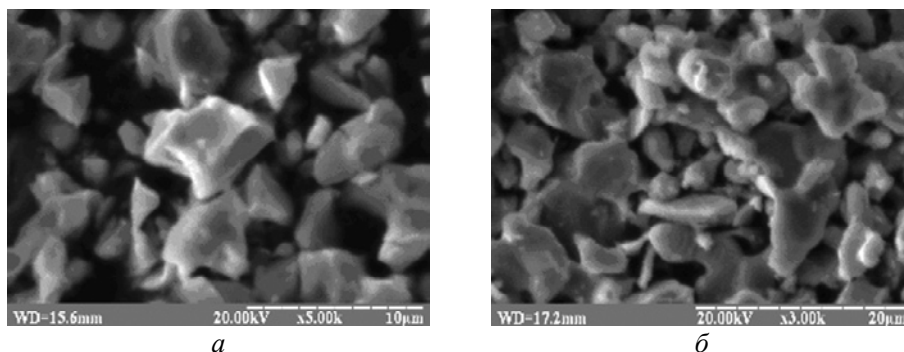


Рис. 2. Мікрознімки (SEM-зображення) частинок  $\text{CrB}_2$  у початковому стані (а) і поверхня брикету з порошку  $\text{CrB}_2$ , одержаного за кімнатної температури та тиску 100 МПа (б).

### Структура металевої зв'язки КАМ

Результати дослідження методом SEM зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) спіканням в прес-формі за температури 800 °С впродовж 1 год наведено на рис. 3. Структура зразків КАМ є гетерофазною, складається із крупних зерен алмазу (темного кольору), більш дрібніших включень кобальту (сірого кольору), а також, імовірно, фаз на основі кобальту і олова (світлі дрібнозернисті включення) (див. рис. 3, а–г). У зразку 1, одержаного при тиску 100 МПа впродовж 3 хв, на границі алмаз–металева зв'язка спостерігаються щілини і несучільності, а на міжфазних границях простежуються пори (див. рис. 3, а). При підвищенні тиску гарячої допресовки до 160 МПа пори на міжфазних границях зникають, а контакт на границі поділу алмаз–металева зв'язка стає не щільним (див. рис. 3, б). При подальшому підвищенні тиску з 160 до 200 МПа в металевій зв'язці біля границі алмаз–зв'язка (зразки 3 і 4) відбулося подрібнення елементів структури (див. рис. 3, в), унаслідок чого збільшується поверхня розділу і утворюються дисперсні фази. У цьому разі контакт алмаз–зв'язка щільний при відсутності несучільностей (див. рис. 3, г). При збільшенні тривалості гарячої допресовки з 3 до 5 хв глибина ділянки, де відбулося подрібнення елементів металевої зв'язки, зростає (зразок 4).

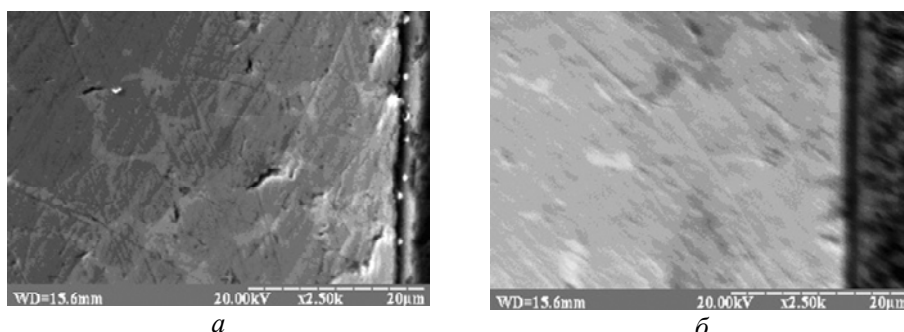


Рис. 3. SEM-зображення поверхонь зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячою допресовкою при  $p = 100$  МПа,  $t = 3$  хв (а, зразок 1);  $p = 160$  МПа,  $t = 3$  хв (б, зразок 2);  $p = 200$  МПа,  $t = 3$  хв (в, зразок 3);  $p = 200$  МПа,  $t = 5$  хв (г, зразок 4).

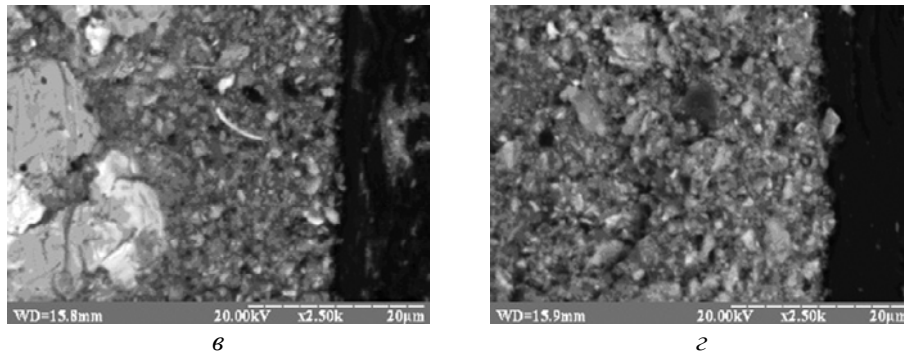


Рис. 3. (Продовження).

Порівняння одержаних даних з результатами [1] свідчить про те, що при введенні добавки  $\text{CrB}_2$  в кількості 2 % до шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) в металевій зв'язці біля границі поділу алмаз–зв'язка складові елементи структури здрібнюються від 5–10 до 1–2 мкм.

На рис. 4 показана мікроструктура зразка металевій зв'язки, одержаного з шихти 78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub> спіканням в прес-формі за температури 800 °С впродовж 1 год, в залежності від параметрів гарячої допресовки. На міжфазних границях зразка зв'язки, одержаного при тиску 100 МПа, спостерігаються щілини, несучільності та пори (див. рис. 4, а). Основною відмінністю структури металевій зв'язки зразка, одержаного при тиску 200 МПа, від структури зразка металевій зв'язки, виготовленого при меншому (100 МПа) тиску, є відсутність на міжфазних границях щілин, порожнин і пор, границі між зернами тонкі, чітко сформовані (див. рис. 4, б).

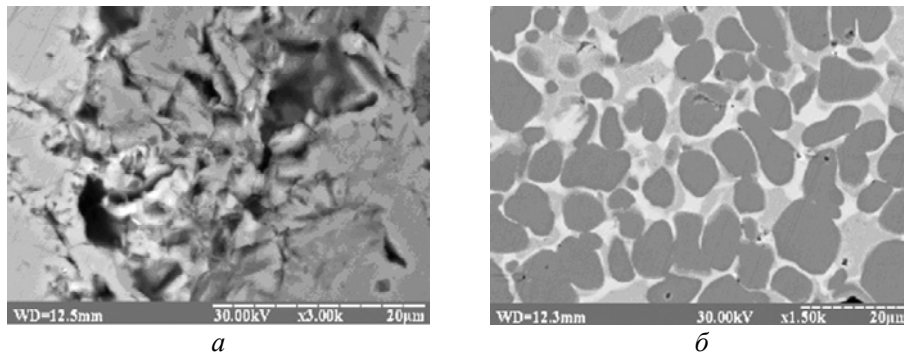


Рис. 4. СЕМ-зображення структури металевій зв'язки зразків складу 78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>, одержаних спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячою допресовкою при  $p = 100$  МПа,  $t = 3$  хв (а, зразок 1);  $p = 200$  МПа,  $t = 3$  хв (б, зразок 4).

Утворені фази мають різноманітну конфігурацію, розмір найбільших не перевищує 10 мкм, що набагато менше від розмірів вихідних порошоків.

З одержаних результатів (див. рис. 3 і 4) випливає, що структура зразків металевій зв'язки відрізняється від структури зразків КАМ. Згідно з результатами рентгеноструктурного аналізу структура отриманих зразків складається з фаз  $\alpha$ -Co (сірого кольору) з параметрами елементарної комірки  $a = 0,251$  нм,  $c = 0,412$  нм, гексагональної фази CoSn (дрібнозернисті світлі включення) з параметрами елементарної комірки  $a = 0,258$  нм,  $c = 0,426$  нм і твердого розчину міді в кобальті (дрібнозернисті світло-сірі включення) (див. рис.

4, б). Ці дані підтверджується зміною параметрів елементарної комірки порівняно з чистим елементом – кобальтом ( $a = 0,2505$  нм,  $c = 0,4089$  нм) [8], а також добре узгоджуються з експериментальними даними [1].

Дослідження зразків методом просвічувальної електронної мікроскопії (ПЕМ) показали, що структура об'єму металевої зв'язки залежить як від їх складу, так і від параметрів гарячої допресовки (рис. 5). Так, мікроструктура об'єму металевої зв'язки зразків, одержаних з шихти 80Co–12Cu–8Sn спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 1 год [1], в залежності від параметрів гарячої допресовки виглядає по-різному (див. рис. 5, а, б). Зразок металевої зв'язки, одержаний при тиску гарячої допресовки 100 МПа, складається з матричної фази Co, розмір зерен якої не перевищує 1 мкм, і включень по межах зерен кобальту і фази CoSn, яка утворилася внаслідок взаємодії елементів (див. рис. 5, а).

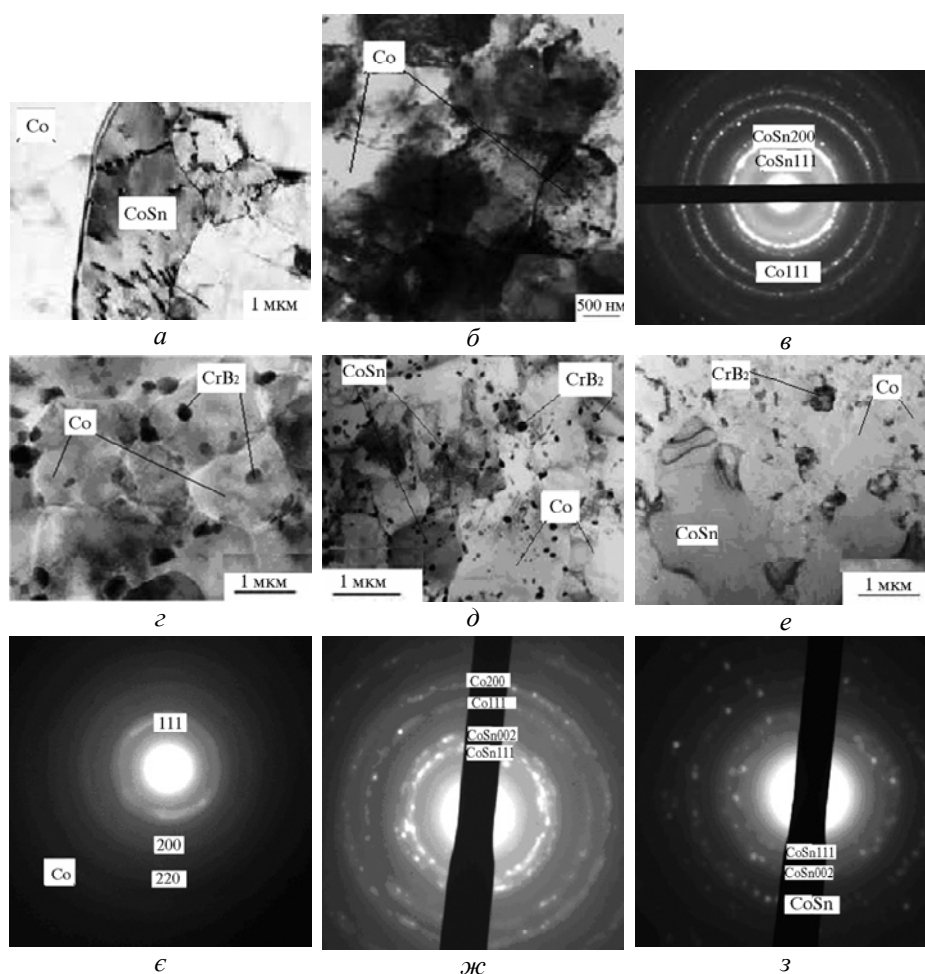


Рис. 5. ПЕМ-зображення мікроструктури ділянок зразка металевої зв'язки складу 80Co–12Cu–8Sn [1] (а, б) і складу 78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub> (г–е); мікроелектронограми зразків складу 80Co–12Cu–8Sn (в) і 78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub> (є–з); зразки одержано спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячою допресовкою впродовж 3 хв при  $p = 100$  (а, в, г, є), 160 (д, ж), 200 (б, е, з) МПа.

На кільцевих відбитках мікроелектронограми цього зразка чітко видно присутність фаз Co і CoSn, що вказує на двофазну структуру. Зерна фази Co текстуровані за напрямком (111), а зерна фази CoSn – за напрямками ( $\bar{1}11$ ) і (200) (див. рис. 5, в).

Слід відмітити, що металева зв'язка цього зразка характеризується присутністю пор на міжфазних границях, що негативно впливає на його теплофізичні та механічні властивості. При підвищенні тиску гарячої допресовки до 200 МПа пори на міжфазних границях зникають, а границі між зернами стають більш тонкими (див. рис. 5, б).

Встановлено, що додавання CrB<sub>2</sub> в кількості 2 % до шихти 80Co–12Cu–8Sn поліпшує структуру зв'язки (див. рис. 5, з–е).

Так, зразок металевої зв'язки, одержаний за тиску гарячої допресовки 100 МПа (див. рис. 5, з) на відміну від зразка, одержаного з шихти 80Co–12Cu–8Sn за таких самих умов (див. рис. 5, а), характеризується наявністю включень CrB<sub>2</sub>, які досить рівномірно розподілені в основному на границях фаз Co і CoSn, відсутністю пор на міжфазних границях, щільним контактом зерен Co. На кільцевих відбитках мікроелектронограми (МЕГ) цього зразка чітко видно фазу кобальта (див. рис. 5, е), зерна якої текстуровані за напрямками (111), (200) і (220).

При підвищенні тиску гарячої допресовки композиту від 100 до 160 МПа в металевій зв'язці спостерігається рівномірний розподіл фаз Co, CoSn і CrB<sub>2</sub> по усьому об'єму зразка (див. рис. 5, д). При цьому розміри включень CrB<sub>2</sub> суттєво зменшилися і значна їх кількість розташована не на границях, а в об'ємі зерен Co і CoSn. Електронограма зразка у цьому разі змінилася – інтенсивність окремих рефлексів для фаз Co і CoSn зросла, а кількість рефлексів на кільцях помітно збільшилась (рис. 6, ж). Це додатково підтверджує зменшення розмірів кристалів не тільки CrB<sub>2</sub>, а також Co і CoSn. За подальшого підвищення тиску гарячої допресовки від 160 до 200 МПа у зв'язці з'явилися дислокаційні петлі (див. рис. 6, е), що вказує на інтенсивну пластичну деформацію елементів структури при спіканні. При цьому відбувається міграція міжфазних границь, що спричиняє ріст зерен зв'язки. Поверхня крупних зерен зв'язки залишається гладкою, без пошкоджень, причому сколи та видимі мікропори і мікротріщини на міжфазних границях не спостерігаються. На мікроелектронограмі (МЕГ) на кільцевих відбитках цього зразка чітко видно фази Co і CoSn (див. рис. 6, в). Рефлексів стало значно менше, що вказує на підвищену монокристалічність зерен Co і CoSn. Зерна фази кобальту текстуровані за напрямками (111), а фази CoSn – за напрямками (111) і (002).

Отже, згідно з отриманими даними просвічуваної електронної мікроскопії та результатами [1], додавання 2 % CrB<sub>2</sub> до металевої зв'язки складу 80Co–12Cu–8Sn приводить до суттєвих змін структури зв'язки композиту алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>), що може суттєво вплинути та механічні та трибологічні властивості КАМ.

### **Структура перехідної зони алмаз–металева зв'язка**

Результати структурного дослідження перехідної зони алмаз–металева зв'язка зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) [1] і алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) (зразки 1–3) спіканням в прес-формі при температурі 800 °С вповодж 1 год з гарячою допресовкою при тиску 100 МПа, наведено на рис. 6. Мікроструктура перехідної зони алмаз–металева зв'язка одержаних зразків КАМ (див. рис. 6) радикально відрізняється від вищеописаної мікроструктури металевої зв'язки спечених зраз-



ків (див. рис. 5), оскільки на її формування чинить вплив взаємодія вуглецю, який виділяється при графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання композиту, з його іншими складовими.

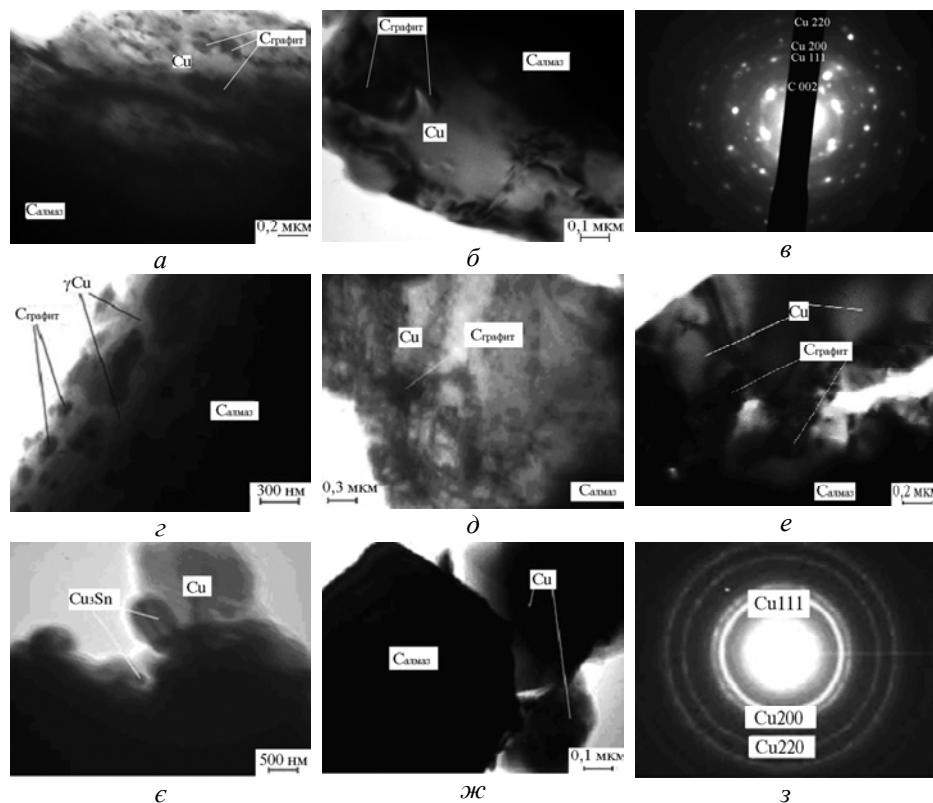


Рис. 6. ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони алмаз–металева зв’язка зразка складу алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) [1] (а, б) і зразків 1 (г–е), 2 (е), 3 (ж) складу алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) (г–ж); мікроелектронограма зразка складу алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) (в) і зразка 3 (з); зразки одержано спіканням в прес-формі в печі за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячою допресовкою при тиску 100 МПа і  $t = 2$  (а, г–е), 3 (е), 5 (ж) хв.

Мікроструктура перехідної зони зразків КАМ, одержаних з шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) (див. рис. 6, а–в) [1], практично не відрізняється від мікроструктури перехідної зони зразків КАМ, виготовлених з шихти алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) (див. 6, г–з). Так, структури перехідної зони зразків складу алмаз–(80Co–12Cu–8Sn), і зразка 1, одержаних при тиску гарячої допресовки 100 МПа впродовж 2 хв, ідентичні. Вони складається з фаз С<sub>алмаз</sub> і Cu з графітовими включеннями, які розміщуються переважно біля поверхні алмазних зерен (див. рис. 6, а–в, г–е, відповідно).

Під час спікання композиту евтектична рідина в системі Cu–Sn контактує з алмазом і перешкоджає взаємодії вуглецю, який виділяється внаслідок графітизації поверхневих шарів алмазів на етапі спікання, з твердими фазами Co та CrB<sub>2</sub>. Це є причиною утворення графітових включень в перехідній зоні. Видно (див. рис. 6, е), що при збільшенні тривалості гарячої допресовки з 2 до 3 хв в перехідній зоні зразка 2 виявлено фазу Cu<sub>3</sub>Sn ( $a = 0,434$  нм,  $b = 0,556$  нм,  $c = 3,810$  нм), яка утворилася в даних умовах. Зазначимо, що при збільшенні тривалості гарячої допресовки до 5 хв по периметру контакту

алмаз–металева зв’язка трапляються ділянки, на яких відсутні графітові включення (зразок 3) (див. рис. 6, *ж*). Це може бути результатом того, що на даній ділянці поверхні алмазного зерна були відсутні дефекти, які є джерелом для утворення графітових включень. На мікроелектронограмі цього зразка на кільцевих відбитках (див. рис. 6, *з*) виявлені рефлекси (111), (200) і (220) для міді. Дифракційні дані (міжплощинна відстань  $d_{hkl}$ , фази та індекси кристалічної ґратки ( $hkl$ )) для зразків 1 і 3 наведено відповідно в табл. 2 і 3.

**Таблиця 2. Характеристика перехідної зони зразка КАМ (зразок 1)**

$d_{hkl}$ розрахунок, НМ	$d_{hkl}$ табл., НМ	фаза	$hkl$
0,2224	0,2222	C <sub>графіт</sub>	100
0,2079	0,2081	Cu	111
0,1814	0,1808	Cu	200
0,1283	0,1270	Cu	220

**Таблиця 3. Характеристика перехідної зони зразка КАМ (зразок 3)**

$d_{hkl}$ розрахунок, НМ	$d_{hkl}$ табл., НМ	фаза	$hkl$
0,1295	0,1267	Cu	220
0,2075	0,2080	Cu	111
0,1822	0,1808	Cu	200

Слід відмітити, що розраховані значення  $d_{hkl}$  для фаз в цих зразках добре узгоджуються з даними картотеки ASTM [5] та експериментальними даними для міді [8], що свідчить про достовірність одержаних результатів. Отже, основними елементами будови перехідної зони досліджуваних зразків КАМ є зерна міді, Cu<sub>3</sub>Sn і графіту.

В [1] було встановлено, що зміна тиску від 100 до 200 МПа та тривалості гарячої допресовки від 2 до 3 хв дозволяє отримувати в перехідній зоні алмаз–металева зв’язка взамін часточок структурно вільного графіту, який з’являється в результаті графітизації поверхневих шарів алмазних зерен, нанокарбід Co<sub>3</sub>C, присутність якого забезпечує істотне підвищення зносостійкості композитів алмаз–(80Co–12Cu–8Sn). Так, при підвищенні тиску гарячої допресовки від 100 до 160 МПа спостерігається щільний контакт алмазних зерен з металевою зв’язкою, а перехідна зона цих зразків складається з кобальту (рис. 7, *а, б*).

Основною відмінністю структури перехідної зони зразка КАМ, одержаного при тиску 200 МПа протягом 3 хв (див. рис. 7, *в*), від зразків, виготовлених при меншому тиску (див. рис. 7, *а, б*), є присутність включень Co<sub>3</sub>C та відсутність графітових включень.

При цьому щільний контакт алмазних зерен з металевою зв’язкою зберігається. Перехідна зона зразка 4 (див. рис. 7, *г*), одержаного з шихти з добавкою CrV<sub>2</sub>, вже при тиску гарячої допресовки 160 МПа складається з фаз Cu і CrV<sub>2</sub> за відсутності графітових включень, а розміри зерен основних складників перехідної зони, зокрема міді, мають менші значення, ніж відповідні параметри у зразків, отриманих при меншому тиску (див. рис. 6, *з*).

Крім цього границі між зернами більш тонкі, чітко сформовані, зі щільним контактом, без тріщин і пор. При збільшенні тривалості гарячої допресовки в перехідній зоні КАМ (зразки 5 і 6) крім фази міді виявили ще й фазу кобальту, а також карбиду Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> (див. рис. 7, *д, е*). Відзначимо, що вміст фаз Co і

$\text{Cr}_3\text{C}_2$  по товщині перехідної зони зростає, тоді як вміст фази  $\text{Cu}$  зменшується. В перехідній зоні зразків, одержаних на основі шихти алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) (зразки 5 і 6), утворюється фаза  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , тоді як в перехідній зоні зразків, виготовлених на основі шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn), утворюється фаза  $\text{Co}_3\text{C}$ . Це можна пояснити тим, що хром є більш активним карбідоутворюючим елементом, ніж кобальт. Механізм утворення наноструктури з  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  в перехідній зоні цих зразків полягає в тому, що вуглець, який з'являється при графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання композиту, взаємодіє з CrB<sub>2</sub> або Cr під час гарячої допресовки, а евтектична рідина в системі Cu–Sn мігрує в середину зв'язки, заповнюючи пори. Це є причиною зневуглицювання в перехідній зоні. При подальшому підвищенні тиску гарячої допресовки з 160 до 200 МПа структура перехідної зони алмаз–металева зв'язка КАМ зразків 7–9 (див. рис. 7, *ε–з*) має аналогічну будову, як і зразків 5 і 6, виготовлених при нижчому тиску (див. рис. 7, *δ, е*). Розміри кристалів практично не змінилися, проте границі між ними стали більш чіткими і в перехідній зоні спостерігається більш рівномірний розподіл фаз.

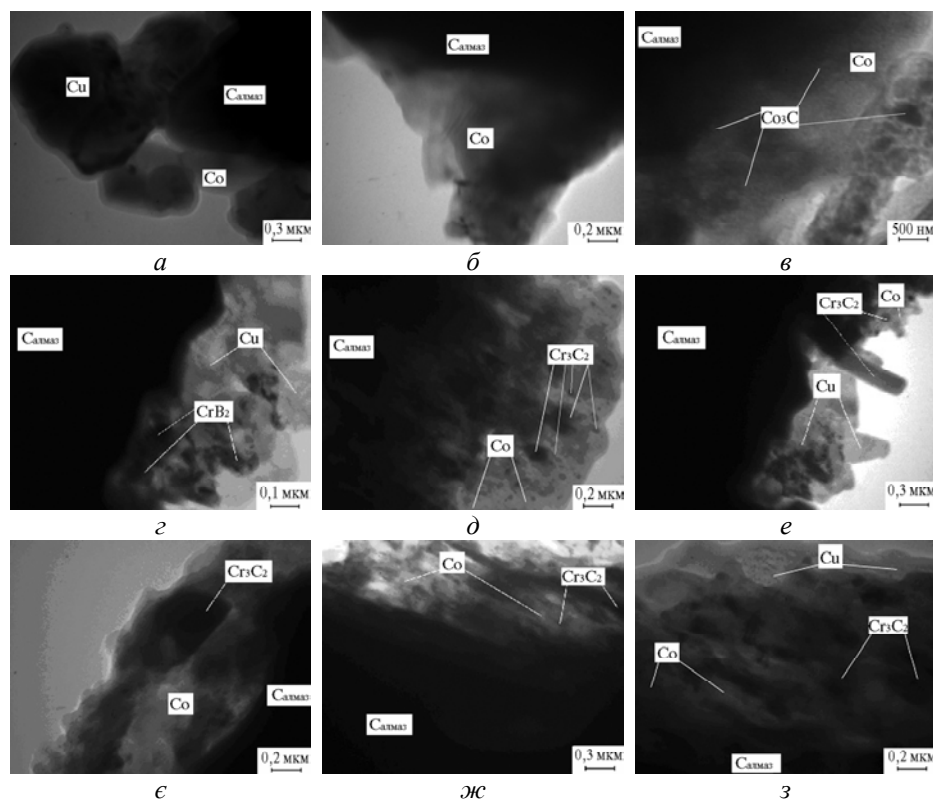


Рис. 7. ПЕМ-зображення ділянок перехідної зони алмаз–металева зв'язка зразків 1–3 складу алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) [1] (*a–в*) і зразків 4 (*г*), 5 (*д*), 6 (*е*), 7 (*є*), 8 (*ж*), 9 (*з*) складу алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>), одержаних спіканням в прес-формах в печі за температури 800 °С впродовж 1 год з гарячою допресовкою при  $p = 160$  МПа,  $t = 2$  хв (*a, г*);  $p = 160$  МПа,  $t = 3$  хв (*б, д*);  $p = 160$  МПа,  $t = 5$  хв (*в, е*);  $p = 200$  МПа,  $t = 2$  хв (*є*);  $p = 200$  МПа,  $t = 3$  хв (*ж*);  $p = 200$  МПа,  $t = 5$  хв (*з*).

Порівняння одержаних даних з результатами [1] свідчить про те, що використання CrB<sub>2</sub> в необхідній кількості у складі шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn)

дозволило сформувати в перехідній зоні алмаз–металева зв'язка нанотворення з  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , що забезпечило повне її знеуглецювання (див. рис. 7,  $\delta$ – $\varepsilon$ ) та зміцнення металевої зв'язки композиту. Тут  $\text{CrB}_2$  відіграє роль легувальної домішки до цих композитів і спричиняє при цьому структурно-фазові перетворення, що активує процес спікання таких систем.

Зазначені ефекти максимально виражені при раціональному вмісті  $\text{CrB}_2$  у складі вихідної шихти та оптимальних параметрах гарячої допресовки композиту. В такому випадку висота зношених алмазів перевищує половину їх діаметра (рис. 8, *a*), що свідчить про підвищене утримання їх металевою зв'язкою. Зауважимо, що при не правильному визначенні одного з параметрів службові властивості КАМ погіршуються. Так, зокрема, в зразках 10 і 11, одержаних з шихти, що містить 6 %  $\text{CrB}_2$ , поблизу алмазного зерна спостерігається відшарування металевої зв'язки від алмазних зерен, несучільності (див. рис. 8, *b*, *в*), а також тріщини по всій висоті алмазовмісного шару (див. рис. 8, *г*) що спричиняє її передчасне руйнування (рис. 9, *a*) і випадіння алмазних зерен зі зв'язки композиту (рис. 9, *b*) під час роботи інструмента.

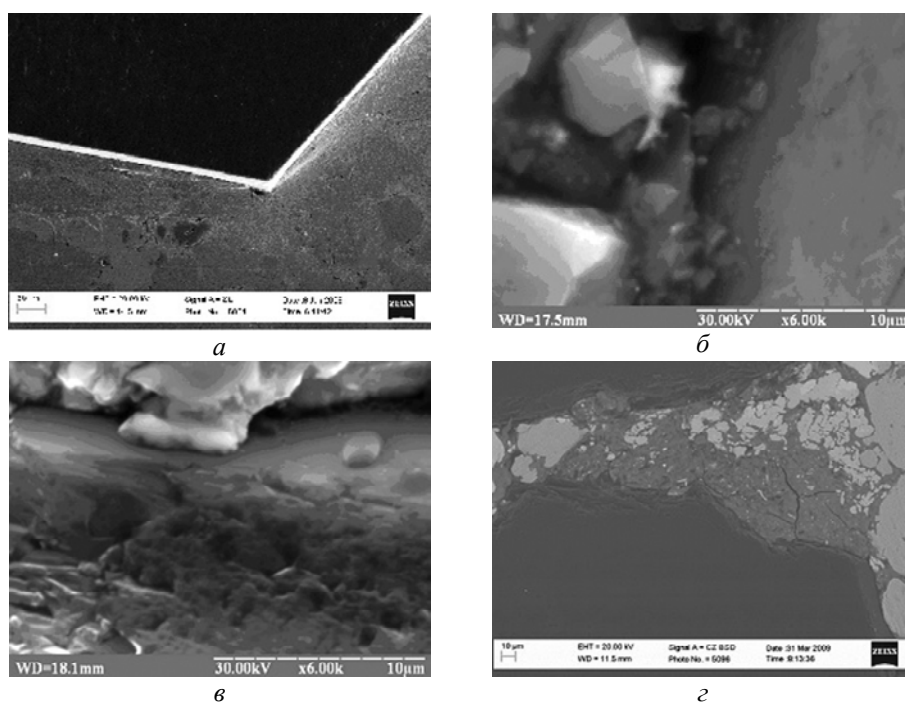


Рис. 8. СЕМ-зображення поверхні КАМ зразків 9 (*a*), 10 (*b*), 11 (*в*) і 12 (*г*), одержаних з вихідної шихти (*a*) та аналогічної шихти, що містить 6 %  $\text{CrB}_2$  (*b*).

Отже, добавка 2 %  $\text{CrB}_2$  при оптимальних параметрах гарячої допресовки більш ефективно поліпшує структуру як перехідної зони, так і металевої зв'язки композиту. Тому подальші дослідження проводили лише при добавленні 2 %  $\text{CrB}_2$  до складу КАМ.

### Трибологічні властивості зразків КАМ

Експериментальні дані визначення мікротвердості  $H_\mu$  ділянок металевої зв'язки, що не містять алмазних зерен, границі міцності під час стиску  $R_{cm}$  і згинання  $R_{bm}$  зразків КАМ спечених з шихти алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–

2CrB<sub>2</sub>) в прес-формі у печі при температурі 800 °С впродовж 1 год з подальшою гарячою допресовкою, наведено в табл. 4. Їх аналіз наочно демонструє, що оптимізація технологічних режимів гарячої допресовки сприяє поліпшенню механічних властивостей КАМ. Зі збільшенням тривалості гарячої допресовки композиту алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) з 2 до 5 хв спостерігається підвищення мікротвердості фаз Cu і Co відповідно з 0,352 до 0,360 ГПа та з 1,09 до 1,12 ГПа (зразки 1 і 3). При цьому спостерігалось підвищення границі міцності під час стиску від 770 до 830 МПа і згинання з 745 до 770 МПа.

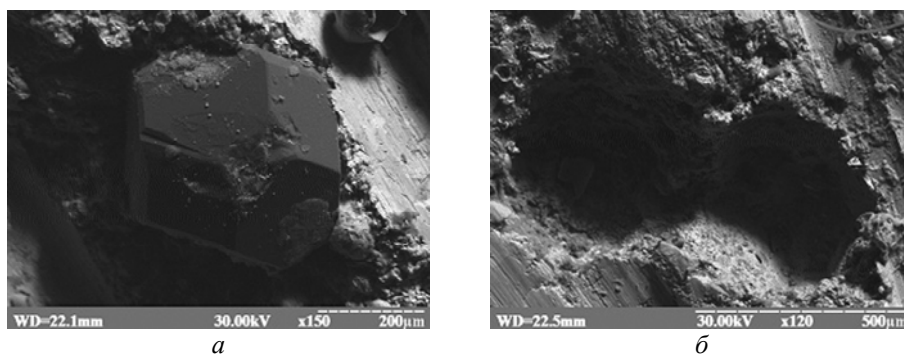


Рис. 9. СЕМ-зображення робочій поверхні зразків 11 (а) і 12 (б) після їх випробування на зносостійкість.

**Таблиця 4. Механічні властивості отриманих зразків КАМ**

Зразок	Тиск, МПа	Тривалість гарячої допресовки, хв	Мікротвердість $H_{\mu}$ , ГПа		Границя міцності під час стиску $R_{cm}$ , МПа	Границя міцності під час згинання $R_{bm}$ , МПа
			Cu	Co		
1	100	2	0,352	1,109	770	745
2		3	0,355	1,112	780	750
3		5	0,360	1,112	830	770
4	160	2	0,388	1,153	910	820
5		3	0,390	1,154	1080	870
6		5	0,396	1,155	1290	930
7	200	2	0,401	1,238	1410	1060
8		3	0,419	1,295	1590	1110
9		5	0,435	1,308	1720	1250

При підвищенні тиску гарячої допресовки від 100 до 200 МПа мікротвердість ділянок металевої зв'язки та міцність під час стиску і згинання помітно зростають, особливо для зразків 8 і 9, одержаних при тривалості гарячої допресовки 3 і 5 хв. Найкращі показники механічних властивостей має зразок 9. При цьому мікротвердість фаз Cu і Co відповідно становить 0,435 і 1,308 ГПа, границя міцності під час стиску підвищується до 1720 МПа, а границя міцності на згинанні – до 1250 МПа.

Слід зазначити, що суттєве підвищення механічних характеристик зразків 8 і 9 у порівнянні зі зразками 1 і 2 обумовлено додатковим ущільненням компонентів системи під час її гарячої допресовки та утворенням карбиду Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>

(див. рис. 7,  $\partial$ –з), механічні характеристики якого значно перевищують аналогічні параметри складових компонентів металевої зв'язки, яка формується в перехідній зоні алмаз–металева зв'язка [2, 3]. Це, в свою чергу, може покращити експлуатаційні властивості КАМ. У зв'язку з цим в роботі проводили випробування розроблених КАМ саме за умов, коли їхня перевага буде максимально відчутною.

Дослідження показали, що трибологічні характеристики КАМ (коефіцієнт тертя  $\eta$ , масовий знос  $\Delta m$ , інтенсивність зношування  $I$ ) так само, як і їх механічні властивості, залежать від параметрів гарячої допресовки (табл. 5).

**Таблиця 5. Результати випробувань на тертя та зношування зразків КАМ за сухого тертя**

Зразок	Тиск, МПа	Коефіцієнт тертя, $\eta$		Масовий знос $\Delta m$ , г		Інтенсивність зношування $I$ , г/км	
		припрацювання	усталене зношування	припрацювання	усталене зношування	припрацювання	усталене зношування
1	100	0,33	0,13	0,128	0,186	0,0753	0,0137
2		0,30	0,12	0,120	0,179	0,0759	0,0132
3		0,28	0,11	0,119	0,170	0,0700	0,0125
4	160	0,25	0,11	0,101	0,154	0,0594	0,0113
5		0,22	0,10	0,100	0,145	0,0588	0,0107
6		0,20	0,09	0,095	0,140	0,0559	0,0102
7	200	0,19	0,08	0,090	0,133	0,0529	0,0098
8		0,20	0,07	0,080	0,120	0,0471	0,0088
9		0,18	0,06	0,076	0,100	0,0447	0,0074

Так, в результаті збільшення тривалості гарячої допресовки композиту від 2 до 5 хв коефіцієнт тертя в парі зразок 3–абразивний диск з електрокорунду за умов сухого тертя на етапі припрацювання (тривалість – 0,5 год, що відповідає шляху тертя 1,7 км) є меншим ( $\eta = 0,20$ ), ніж для пари тертя зразок 1–контртіло ( $\eta = 0,33$ ). При цьому зменшується масовий знос  $\Delta m$  з 0,128 до 0,119 г, а інтенсивність зношування  $I$  – з 0,0753 до 0,0700 г/км.

Схожа тенденція залежності трибологічних властивостей від тривалості гарячої допресовки композиту спостерігається для зразків КАМ під час їх випробування на етапі усталеного зношування, хоча тут є відмінності. При збільшенні тривалості гарячої допресовки композиту від 2 до 5 хв коефіцієнт тертя  $\eta$ , масовий знос і інтенсивність зношування  $I$ , відповідно зменшуються з 0,13 до 0,11, з 0,186 до 0,170 г і з 0,0137 до 0,0125 г/км (див. табл. 5, зразки 1 і 3).

Особливістю одержаних результатів є те, що інтенсивність зношування  $I$  під час випробування зразків 1 і 3 на етапі усталеного зношування в 5,5 рази менша, ніж на етапі припрацювання. Така закономірність пов'язана із тим, що під час випробувань зразків на етапі усталеного зношування алмазні зерна достатньо виступають над поверхнею зв'язки, що суттєво зменшує коефіцієнт тертя та захищає зв'язку від абразивного зношування [1].

Встановлено, що трибологічні характеристики КАМ в залежності від тиску гарячої допресовки змінюються значніше. Так, в результаті підвищення тиску гарячої допресовки композиту від 100 до 200 МПа коефіцієнт тертя  $\eta$ ,

масовий знос  $\Delta m$  і інтенсивність зношування в парі зразок 9–абразивний диск з електрокорунду за умов сухого тертя на етапі припрацювання (тривалість – 0,5 год, що відповідає шляху тертя 1,7 км) є значно меншим, ніж для пари тертя зразок 1–контртіло (див. табл. 5, зразки 9 і 1). Така ж тенденція спостерігається під час випробування зразків на етапі усталеного зношування.

Порівняння отриманих результатів з даними [1] свідчить про те, що додавання  $\text{CrB}_2$  до шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) забезпечує підвищення границі міцності під час стиску  $R_{cm}$  з 816 до 1720 МПа і згинання  $R_{bm}$  з 790 до 1250 МПа, що обумовлено поліпшенням утримання алмазних зерен металевою зв'язкою композиту та підвищенням його зносостійкості.

Електронно-мікроскопічне дослідження поверхні зношування зразка 8 в залежності від шляху тертя (рис. 10) показало, що на поверхні зразка після пройденого шляху 1,7 км (етап припрацювання) спостерігаються кратери великої площі, а також широкі безперервні лінії в напрямку руху (див. рис. 10, *a, б*), які утворилися внаслідок абразивного зношування металевої зв'язки. Це вказує на частковий контакт металевої зв'язки з абразивом. Під час аналізу доріжок тертя виявлено, що на поверхні зразка 8 після усталеного зношування (шлях тертя – 13,6 км) проявляються лише невеликі локальні кратери малої глибини (див. рис. 10, *в, г*), зумовлені руйнуванням окремих зон металевої зв'язки. Порівняння результатів досліджень з даними [1] показало, що введення дибориду хрому в кількості 2 % до складу шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) забезпечує зменшення інтенсивності зношування з 0,01765 до 0,00880 г/км і, як наслідок, підвищення в 2 рази зносостійкості КАМ.

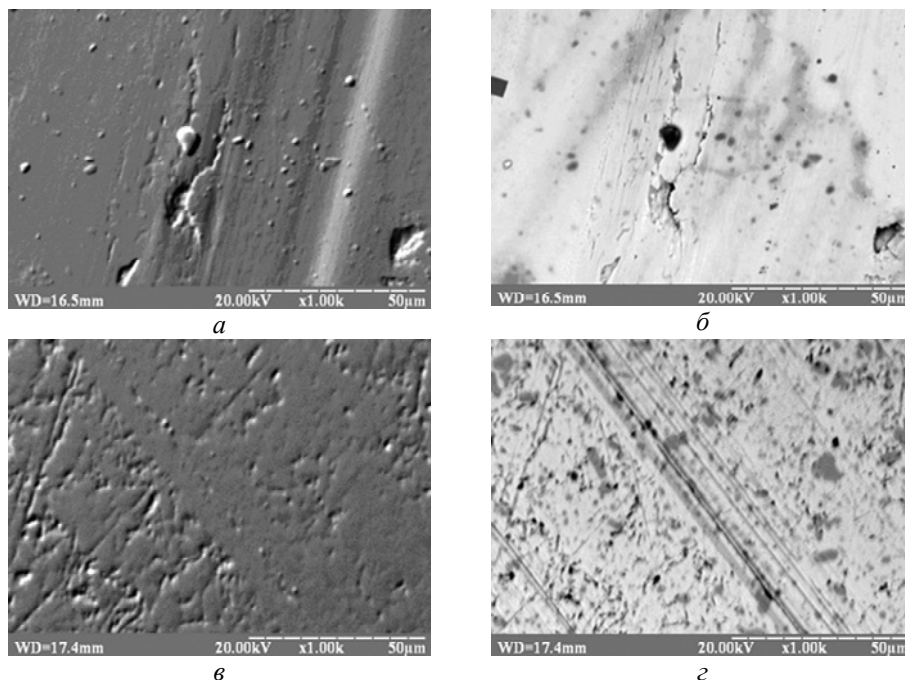


Рис. 10. Електронно-мікроскопічні зображення поверхні зношування КАМ зразка 8 після випробування в умовах сухого тертя на етапі припрацювання (*a, б*) і усталеного зношування (*в, г*): топографічні зображення (*a, в*) і зображення у фазовому контрасті (*б, г*).

На основі одержаних даних можемо зробити висновок, що основними причинами суттєвого зменшення коефіцієнта тертя  $\eta$  та інтенсивності зношування

зразків КАМ з добавкою 2 %  $\text{CrB}_2$  під час їх усталеного зношування є присутність в перехідній зоні карбіду  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , поліпшення здатності утримання алмазних зерен металевою зв'язкою та підвищення їх механічних характеристик.

Отримані результати свідчать про те, що структура перехідної зони алмаз–металева зв'язка суттєво відрізняється від структури металевої зв'язки, оскільки на її формування впливає взаємодія вуглецю, який виділяється внаслідок графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання композиції, з хромом під час гарячої допресовки, яка супроводжується утворенням наноструктурних часточок з  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  та суттєвим здрібненням структурних елементів металевої зв'язки. Це поліпшує здатність до утримання алмазних зерен металевою зв'язкою та підвищує механічні та експлуатаційні властивості КАМ.

### ВИСНОВКИ

При вивченні зміни структури перехідної зони алмаз–металева зв'язка і металевої зв'язки в композиті алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) після його спікання в прес-формі в середовищі водню за температури 800 °С впродовж 1 год залежно від параметрів гарячої допресовки і дослідження їх впливу на фізико-механічні та трибологічні властивості спечених композитів встановлено, що металева зв'язка складу 78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub> незалежно від технологічних параметрів гарячої допресовки складається з рівномірно розподілених фаз Co, CoSn і CrB<sub>2</sub> по усьому об'єму зразка, а при підвищенні тиску гарячої допресовки від 100 до 160 МПа відбувається суттєве зменшення розмірів включень CrB<sub>2</sub>. При цьому значна кількість CrB<sub>2</sub> розташована не на міжфазних границях, а в об'ємі зерен Co і CoSn.

Доведено, що структура перехідної зони алмаз–металева зв'язка зразків КАМ алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) на відміну від структури металевої зв'язки суттєво залежить від технологічних параметрів гарячої допресовки. Перехідна зона зразків, одержаних за недостатніх (100 МПа) тисків складається з фаз Cu і Cu<sub>3</sub>Sn з графітовими включеннями, що є причиною її передчасного руйнування і випадіння зерен алмазів зі зв'язки та інтенсивного зношування КАМ. Перехідна зона зразків, одержаних при тиску гарячої допресовки щонайменше 200 МПа, складається з фаз Co і Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> при відсутності включень графіту, що забезпечує підвищення зносостійкості таких композитів.

Встановлено, що композити алмаз–(80Co–12Cu–8Sn), леговані CrB<sub>2</sub>, мають дрібнозернисту структуру металевої зв'язки з рівномірно розташованими по об'єму матеріалу фазами Co і CrB<sub>2</sub>, на границях яких утворюються включення CoSn, а в їх перехідній зоні алмаз–металева зв'язка взамін часточок карбіду Co<sub>3</sub>C формується карбід Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, що забезпечує повне зневуглицювання і підвищення фізико-механічних і трибологічних властивостей.

Показано, що додавання CrB<sub>2</sub> в кількості 2 % до складу вихідного композиту алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) забезпечує підвищення границі міцності під час стиску з 816 до 1720 МПа, згинання з 790 до 1250 МПа та зносостійкості в 2,4 рази. Механізм підвищення механічних та трибологічних властивостей композиту полягає в тому, що вуглець який виділяється внаслідок графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання, легко взаємодіє з хромом, утворюючи карбід Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> в перехідній зоні, а також подрібненням структурних складових металевої зв'язки.

Введення дихориду хрому в кількості 2 % до складу вихідної шихти алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) та оптимізація параметрів гарячої допресовки є перспективними для одержання композиційних алмазовмісних матеріалів для



каменеобробної промисловості, де утримання алмазних зерен металевою зв'язкою є важливим параметром.

Автори вдячні чл.-кор. НАН України В. П. Бондаренку за творче обговорення результатів, проведення окремих експериментів і корисні зауваження, які значно покращили статтю.

*Изучены изменения структуры переходной зоны алмаз–металлическая связка и металлической связки в композитах алмаз–(78,4Co–11,76Cu–7,84Sn–2CrB<sub>2</sub>) после его спекания в пресс-форме в среде водовода при температуре 800 °С в течение 1 ч в зависимости от параметров горячей допрессовки и исследованы их влияние на физико-механические и трибологические свойства. Показано, что добавление CrB<sub>2</sub> в состав композита алмаз–(80Co–12Cu–8Sn) в количестве 2 % (по массе) обеспечивает повышение пределов прочности при сжатии с 816 до 1720 МПа и изгибе с 790 до 1250 МПа и износостойкости в 2,4 раза. Улучшение свойств композита и повышение его износостойкости обеспечивается формированием нанокарбида Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> в переходной зоне и металлической связки с равномерно расположенными в объеме фазами Co, CrB<sub>2</sub> и включениями CoSn.*

**Ключевые слова:** алмаз, кобальт, медь, олово, диборид хрома, взаимодействие, прослойка, переходная зона, фаза, композит, обезуглероживания, давление, температура, структура, трибологические свойства.

*The structural alterations in the diamond–metallic binder transition zone in the diamond–(78.4Co–11.76Cu–7.84Sn–2CrB<sub>2</sub>) composite upon its sintering in a mold in hydrogen atmosphere at 800 °C for 1 h have studied versus the hot re-pressing parameters, and the influence of such alterations on physical-mechanical and tribological properties of the composites has been clarified. Adding 2 wt % CrB<sub>2</sub> to the starting diamond–(80Co–12Cu–8Sn) composite is shown to raise the ultimate compression strength from 816 to 1720 MPa, bending strength from 790 to 1250 MPa, and wear resistance by a factor of 2.4. The improvement of properties of the composite and the increase of its wear resistance are provided due to the formation of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> nanocarbide in the transition zone and the uniform distribution of Co, CrB<sub>2</sub> phases and CoSn inclusions in the volume of the metallic binder.*

**Keywords:** diamond, cobalt, copper, tin, chromium diboride, interaction interlayer transition zone phase composite decarburization, pressure, temperature, structure, tribological properties

1. Novikov M. V., Mechnyk V. A., Bondarenko M. O. et al. Composite materials of diamond–(Co–Cu–Sn) system with improved mechanical characteristics. Part 1. The Influence of hot re-pressing on the structure and properties of diamond–(Co–Cu–Sn) composite // J. Superhard Mater. – 2015. – **37**, N 6. – P. 402–416.
2. Mechnyk V. A. Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub> systems // Mater. Sci. – 2013. – **49**, N 1. – P. 93–101.
3. Mechnik V. A. Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub>) composites // Powder Metall. Met. Ceram. – 2014. – **52**, N 11. – P. 709–721.
4. Kraus W., 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. – N 29. – P. 301–303.
5. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). – USA: Published by the International Centre for diffraction data, 1988. – 432 p.
6. Чичинадзе А. В., Браун Э. Д., Буше Н. А. и др. Основы трибологии (трение, износ, смазка). – М.: Машиностроение, 2001. – 526 с.
7. Тугоплавкие соединения: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова, И. М. Виницкого. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
8. Свойства элементов. В 2-х ч. Ч. 1. Физические свойства: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.

Надійшла 18.02.15