

В. А. Мечник^{1,*}, М. О. Бондаренко¹, В. М. Колодніцький^{1,},
В. І. Закієв², І. М. Закієв², Е. С. Геворкян³, В. А. Чишкала⁴,
М. О. Кузін⁵**

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакула

НАН України, м. Київ, Україна

²Національний авіаційний університет, м. Київ, Україна

³Український державний університет залізничного транспорту,
м. Харків, Україна

⁴Харківський національний університет ім. В. Н. Каразіна,
м. Харків, Україна

⁵Львівська філія Дніпровського національного університету
залізничного транспорту ім. акад. В. Лазаряна, м. Львів, Україна

*vlad.me4nik@ukr.net

**vasylkolod56@gmail.com

Вплив CrB₂ на мікроструктуру, властивості і зносостійкість спеченого композита та алмазоутримання в матриці Fe–Cu–Ni–Sn

Методом порошкової металургії досліджено вплив добавки CrB₂ (в інтервалі від 0 до 8 % (за масою)) на формування структури перехідної зони алмаз–матриця і матеріалу матриці, мікротвердість, модуль пружності, закріпленість алмазних зерен в матеріалі матриці Fe–Cu–Ni–Sn та зносостійкість спечених композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ). Мікромеханічні і трибологічні випробування проводили на зразках композитів діаметром 10 мм і товщиною 5 мм. Встановлено, що структура перехідної зони суттєво залежить від вмісту CrB₂ у складі композита і має іншу природу, ніж структура матеріалу матриці. Структура перехідної зони КАМ на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn складається з фаз Cu, α-Fe і Ni₃Sn з графітовими включеннями, а з добавкою CrB₂ – з фази α-Fe і карбідних прошарків Fe₃C, Cr₇C₃, Cr₃C₂ без графітових включень.

Показано, що твердість і модуль пружності матеріалу матриці спечених композитів лінійно зростають зі збільшенням концентрації CrB₂ в їх складі, а швидкість зносу зменшується. Додавання 2 % (за масою) CrB₂ до складу композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn привело до підвищення твердості від 4,475 до 7,896 ГПа і модуля пружності від 86,6 до 107,5 ГПа та зменшення швидкість зносу від 21,61·10⁻⁶ до 10,04·10⁻⁶ мм³ Н¹ м⁻¹. Механізм підвищення механічних властивостей і зносостійкості зразків КАМ, що містять у складі добавку CrB₂, полягає в здрібненні матричних фаз заліза і міді з 5–40 до 2–10 мкм і в зв'язуванні вуглецю, що виділяється при графітізації алмазних зерен, в нанорозмірні карбіди Fe₃C, Cr₇C₃, Cr₃C₂. Це, в свою чергу, підвищує здатність матеріалу матриці утримувати алмазні зерна від їх випадіння в процесі роботи КАМ. Низькі значення механічних і трибологічних властивостей вихідного (51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) композита пояснюються крупнозернистою структурою та формуванням в перехідній зоні алмаз–матриця графітових включень, що спричиняє передчасне її руйнування та випадіння алмазних зерен з матриці КАМ.

Ключові слова: композит, перехідна зона алмаз–матриця, склад, концентрація, структура, твердість, модуль пружності, швидкість зносу.

© В. А. МЕЧНИК, М. О. БОНДАРЕНКО, В. М. КОЛОДНІЦЬКИЙ, В. І. ЗАКІЄВ, І. М. ЗАКІЄВ, Е. С. ГЕВОРКЯН,
В. А. ЧИШКАЛА, М. О. КУЗІН, 2021

ВСТУП

Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) широко використовуються в різних галузях промисловості, в тому числі при розробці високоефективних відрізних кругів, канатних пилок, свердл-коронки, шліфувальних та інших інструментів [1–3]. Особливе місце серед зазначених матеріалів займають КАМ на основі металевих матриць, що мають в своєму складі залізо, мідь, нікель і олово [4–11]. Це пов'язано з тим, що КАМ на основі матриць Fe–Cu–Ni–Sn характеризуються широким спектром фізико-механічних властивостей, хімічною інертністю до реагентів охолоджувальної рідини, невисокою вартістю вихідних матеріалів, а також здатністю складників матриці до холодного пресування [12–14]. Властивості таких КАМ обумовлено хімічним складом, структурою і морфологією, які, в свою чергу, залежать від властивостей їх складових, способів і технологічних режимів спікання [15–17], а також від розмірів зерна [18, 19] і щільності дислокацій [20]. В промислових умовах КАМ, що розглядали, спікають методами гарячого пресування, холодного пресування з подальшим спіканням з гарячим допресуванням, вакуумного спікання та ін. Такі КАМ, в залежності від їх складу і способу формування, спікаються при температурі від 700 до 1000 °С і тиску від 20 до 1000 МПа [21].

Водночас зазначені КАМ мають недоліки: недостатню твердість матеріалу матриці та низьку міцність на стиск; наявність перехідної зони алмаз–матриця, в якій з'являються графітові включення внаслідок графітизації алмазних зерен під час спікання [10, 13, 22]. Це спричиняє руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасне випадіння з матриці алмазів і, як наслідок, зношування КАМ [3, 6, 22, 23]. У зв'язку з цим матеріал матриці КАМ з трибологічним призначенням повинен мати високу стійкість проти абразивного зношування, стійкість проти випадіння алмазних зерен і міцність від утомленості, а також високі пружні й пластичні властивості [24–27]. Для оптимізації та прогнозування властивостей КАМ також потрібно враховувати, що пружні характеристики матриці змінюються в залежності від об'ємного вмісту компонентів [27, 28], контактних навантажень [29] і температур [30–34], а також “ступеня” оснащення робочої поверхні інструменту композиційними матеріалами [35]. У зв'язку з цим особливо актуальними є дослідження зносостійкості існуючих і створення нових КАМ з необхідним комплексом фізико-механічних властивостей.

Для підвищення рівня механічних властивостей КАМ, що розглядаються, до їх складу вводять добавки сполук перехідних металів в малій кількості порівняно з основними компонентами [36, 37]. В [38] розглянуті три основні зміцнюючих чинники, що пояснюють підвищення механічних властивостей композитів при введенні твердих частинок в їх обсяг. В [39] виявлено, що додавання нанопорошку VN до вихідної шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з розмірами порошоків 5–50 мкм дозволило сформувати гарячим пресуванням при температурі 1000 °С структуру з розміром зерна 20–400 нм з щільними міжзереними границями. За допомогою сучасних методів аналізу і наноіндентування було досліджено елементний та фазовий склад, морфологія, механічні (твердість, модуль пружності) і трибологічні (сила тертя, швидкість зношування) властивості матеріалу 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN, що використовується в якості матриці для КАМ, в залежності від температури вакуумного спікання [40, 41]. В [42] показано, що завдяки наявності наноструктури в матриці Fe–Cu–Ni–Sn–VN обумовлює підвищення твердості та зменшення коефіцієнта тертя і швидкості зносу. Механізм поліпшення властивостей цих

композитів полягає в тому, що VN розчиняється в γ -Fe в процесі спікання, а при охолодженні виділяється у вигляді дрібнозернистої фази.

В [43] виявлено, що додавання порошку нітриду VN в кількості 2 %¹ до складу КАМ на основі матриці Fe–Cu–Ni–Sn забезпечує підвищення границь міцності при стиску та згині, а також зниження в 2 рази інтенсивності зношування. В [44] досліджено вплив вмісту VN (в інтервалі від 0 до 4 %) на структуру, твердість, міцність на згин, відносну густину, закріпленість алмазів в матриці та коефіцієнт тертя КАМ на основі матриці Fe–Cu, спеченого методом порошкової металургії. Зокрема, в [44] встановлено, що додавання VN у кількості 2 % до складу КАМ на основі Fe–Cu спричинило підвищення його міцності на згин і твердість на 25 і 20 % відповідно, а також зносостійкості внаслідок зменшення ширини зазору між алмазним зерном і матрицею від 3,99 до 2,06 мкм. Перевищення вмісту VN в складі композита призводить до погіршення його механічних властивостей. Однак недослідженими залишаються процеси формування нанонеоднорідностей в перехідній зоні алмаз–матриця та їх вплив на механічні і трибологічні властивості КАМ.

В [45, 46] показано, що додавання мікропорошку CrB₂ в кількості 2 % до складу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn забезпечує знеуглецювання в перехідній зоні алмаз–матриця шляхом утворення наноструктурних прошарків Cr₃C₂, Cr₇C₃, Fe₃C і Cr_{1,65}Fe_{0,35}B_{0,96} та підвищення зносостійкості КАМ. В [47] досліджено вплив вмісту добавки CrB₂ (в інтервалі від 0 до 8 %) на структуру, мікротвердість, модуль пружності, коефіцієнт тертя і зносостійкість матеріалу матриці Fe–Cu–Ni–Sn композита, сформованого методом холодного пресування з подальшим спіканням з гарячим допресуванням. Встановлено, що збільшення концентрації CrB₂ в складі композита супроводжується ростом його твердості і модуля пружності. При цьому коефіцієнт тертя і швидкість зносу зменшуються при збільшенні вмісту CrB₂ до 2 %, а далі зростає. Значне підвищення зносостійкості в зразку, що містить 2 % CrB₂, в порівнянні з вихідним зразком, обумовлено формуванням дрібнозернистої структури і оптимальним поєднанням твердості й модуля пружності. В літературних джерелах відсутні дані про вплив вмісту добавки CrB₂ на формування структури перехідної зони алмаз–матриця КАМ, яка може істотно впливати на закріплення алмазних зерен в матриці Fe–Cu–Ni–Sn, властивості та зносостійкість композиційних матеріалів, спечених методами порошкової металургії. Крім того, дослідження взаємозв'язку між структурою перехідної зони алмаз–матриця з механічними властивостями і зносостійкістю матеріалу матриці КАМ, що розглядаються, на даний час не проводили. Через відсутність необхідних знань у цій галузі неможливо цілеспрямовано впливати на структуроутворення та сформувати тим чи іншим методом КАМ з високими експлуатаційними характеристиками.

Метою цієї роботи було дослідження впливу добавки порошку CrB₂ (в інтервалі від 0 до 8 %) на формування структури, фізико-механічних властивостей, закріпленість алмазних зерен в матеріалі матриці Fe–Cu–Ni–Sn і зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів, сформованих методом холодного пресування з подальшим спіканням з гарячим допресуванням.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Вихідні матеріали і спосіб спікання зразків

Для приготування вихідних сумішей для спікання зразків матриць і КАМ діаметром 10 мм і товщиною 5 мм методом пресування при кімнатній темпе-

¹ Тут і далі склад КАМ приведено в % (за масою).

ратурі з подальшим спіканням в печі SNOL 72/100 з гарячим допресуванням при тиску 200 МПа використовували порошки заліза ПЖ1М2, міді ПМС-1, нікелю ПНЕ, олова ПО-1 (ДП “Завод порошкової металургії”, Україна, м. Запоріжжя) і дибориду хрому CrB_2 (70,62 % Cr і 29,30 % B). Вихідні порошки мали дисперсність 5–50 мкм. Склад вихідних сумішей для спікання зразків матеріалу матриць КАМ наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Склад вихідних сумішей для спікання зразків матеріалу матриць КАМ, % (за масою)

Зразок	Fe	Cu	Ni	Sn	CrB_2
1	51	32	9	8	–
2	49,98	31,36	8,82	7,84	2
3	48,96	30,72	8,64	7,68	4
4	47,94	30,08	8,46	7,52	6
5	46,92	29,44	8,28	7,36	8

Суміші порошків змішували насуху в змішувачі зі зміщеною віссю обертання впродовж 8 год. Питома потужність змішувача становила 8 Вт/г. Пресування готових сумішей здійснювали при кімнатній температурі на гідравлічному пресі в формах з жаростійкого сплаву ХН77ТЮР (ГОСТ 5632–72) при тиску 500 МПа. Спікання пресовок в цих же формах проводили в печі SNOL 72/100 при температурі 800 °С впродовж 1 год з подальшим гарячим допресуванням при тиску 200 МПа. Алмазовмісні суміші для спікання зразків КАМ одержали в такий спосіб: до готових порошкових сумішей (див. табл. 1) додавали змочений гліцериним алмазний порошок марки АС160Т зернистістю 400/315 в кількості 1,54 карата на 1 см³ шихти (що відповідає відносній концентрації $K = 35$ %) та рівномірно перемішали у спиртовому середовищі. Щоб запобігти різкому зниженню температури під час гарячого допресування композита, поверхні преса, що контактують, ізолювали азбестовим матеріалом. Температура системи під час гарячого допресування знижувалася з 800 до 750 °С (швидкість охолодження – ~ 10 °С/хв). Після спікання заготовки зразків матриць і КАМ шліфували для отримання циліндрів діаметром 9,62 мм і товщиною 4, 84 мм. Перед проведенням мікроструктурних, механічних і трибологічних досліджень поверхню спечених зразків відполіровували алмазною пастою з частинками розміром 1 мкм і колоїдним розчином з частинками оксиду кремнію розміром 0,04 мкм до отримання дзеркальної поверхні.

Мікроструктура і мікромеханічна характеристика зразків

Морфологію вихідних порошків і мікроструктуру спечених КАМ досліджували методом скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106И (SELMІ, Суми, Україна) з потенціалом прискорення 30 кВ. Розрахунки хімічного складу виконували за методикою ZAF-корекції і програмного пакету Magelanes 3.1. Електронно-мікроскопічні дослідження тонких фольг, отриманих зі спечених зразків, проводили на трансмісивному електронному мікроскопі ТЕМ-125 (Суми, Україна) з потенціалом прискорення 125 кВ при роздільній здатності 0,18 нм. Рентгенограми від зразків отримували за допомогою дифрактометра ДРОН 4.1С у випромінюванні мідного анода в геометрії Брега-Бретано в діапазоні кутів $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$. Рентгенофазний аналіз здійснювали за стандартною методикою з використанням програмного пакета X-powder [48]. Дифракційний спектр зразків у

вигляді набору уточнених значень міжплощинної відстані d_i кристалічної решітки фази композита і відносної інтенсивності рефлексів цієї фази I_i ідентифікували, порівнюючи з еталонним зразком, за допомогою картотеки ASTM-ICPDS [49].

Тести мікроідентування проведено на полірованих спечених зразках. Вимірювання виконано з використанням універсального комплексу для мікро-механічних випробувань Micron-gamma [50, 51] в режимі безперервного вдавлення індентора Берковича. Діаграми навантаження $P-h$ отримано в режимі реєстрації сили вдавлення P і глибини h відбитка в процесі ідентування [52]. Максимальне навантаження на індентор складало 0,5 Н, а швидкість навантаження 50 мН/с. На кожному зразку проводили по 12 вимірювань з кроком 50 мкм між відбитками індентора. Мікротвердість H і модуль пружності E знаходили при аналізі кривої розвантаження індентора за методом Олівера і Фарра [53]. Корекцію результатів вимірювання здійснювали за методикою, представленою в [54].

Трибологічні випробування зразків

Трибологічні випробування спечених зразків проводили при температурі навколишнього повітря 25 °С і відносній вологості 50 % на приладі Micron-gamma, принципова схема якого представлена в [51], в режимі тестування палець-зразок (pin-on-disk) при зворотно-поступальному терті [55] і на машині тертя в режимі тестування куля-шліф (calo-test) [40]. Поверхні зразків попередньо полірували з використанням матеріалів SiC до 5 мкм і оксидної суспензії на основі колоїдних частинок диоксиду кремнію розміром 100 нм.

Випробування при зворотно-поступальному терті спечених зразків проводили алмазним конічним індентором з радіусом закруглення при вершині 50 мкм при навантаженні 500 мН і швидкості ковзання 20 мкм/с. Число циклів становить 300. Знос доріжок тертя вимірювали на безконтактному інтерференційному 3D профілометрі Micron-alpha [56, 57], який реєструє нерівності поверхні з нанометричною точністю [58]. Це дозволяє виміряти об'єм V доріжки тертя. Виходячи з одержаних експериментальних даних визначали швидкість зносу за формулою [59]

$$I = \frac{V}{P_N Ln},$$

де V – об'єм доріжки тертя (втрата об'єму зносу зразка), мкм³; P_N – прикладена нормальна сила, Н; L – довжина доріжки (відстань, пройдена індентором при одному циклі), мкм; n – число циклів. Випробування відповідають міжнародним стандартам ASTM G99-959, DIN50324 і ISO 20808 [60, 61].

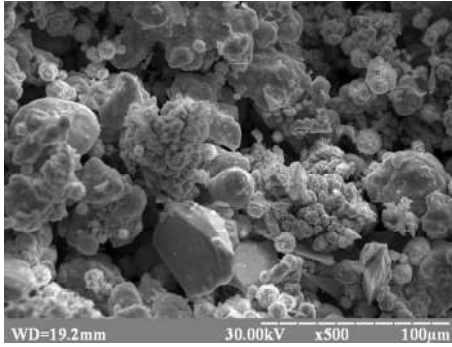
Випробування спечених зразків в режимі тестування куля-шліф при абразивному зношуванні зразків кулькою зі сталі 100Cr6 радіусом 10 мм проводили при навантаженні 1 Н з додаванням суспензії, яка містила 20 % алмазного порошку дисперсністю 0,5–1,0 мкм. Швидкість обертання кульки і тривалість процесу становили 72 об/хв і 1500 с відповідно. Абразивну зносостійкість і об'єм зношеної лунки V визначали за діаметром відбитка D кульки при її терті по поверхні зразка. Об'єм лунки зносу V розраховували з умови рівності радіуса кривизни лунки радіусу кулі R за формулою $V = \pi D^4 / (64R)$. Знос доріжки тертя вимірювали на безконтактному інтерференційному 3D-профілометрі Micron-alpha [56].

Тестер Micron-gamma використовували в [41, 42, 62] при дослідженні кінетики зносу композиційних матеріалів на багатокomпонентних металевих матрицях і керамічних матеріалів при зворотно-поступальному терті.

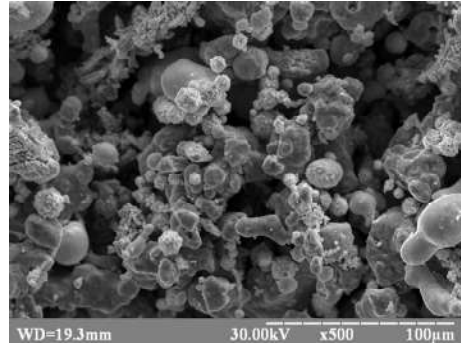
РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Морфологія вихідних матеріалів

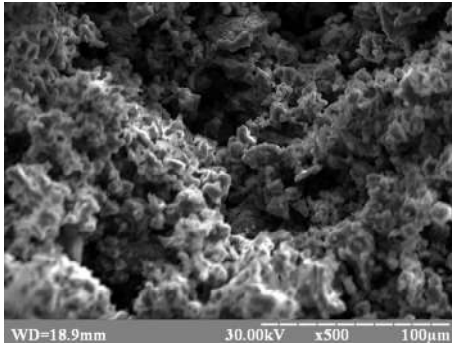
На рис. 1, *a* представлено СЕМ-зображення вихідної суміші порошків заліза, міді, нікелю та олова для спікання зразків. Компоненти у суміші характеризуються відносно рівномірним розподілом, їх розмір змінюється в інтервалі 5–25 мкм. Частинки порошку заліза – більш крупні темно-сірі частинки на фоні більш світлих дрібних частинок із середнім розміром 10–25 мкм, мають неправильну (каменеподібну) форму. Спостерігаються також частинки заліза більших розмірів, які утворилися внаслідок злипання більш дрібних частинок агломерату.



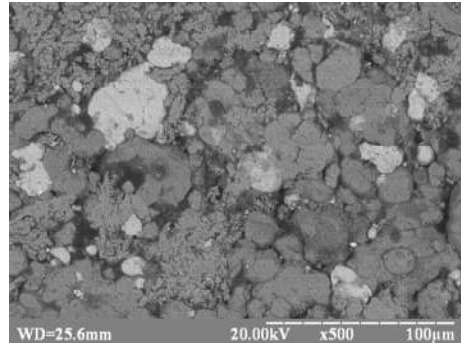
a



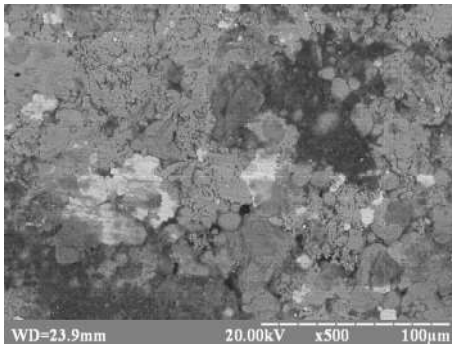
б



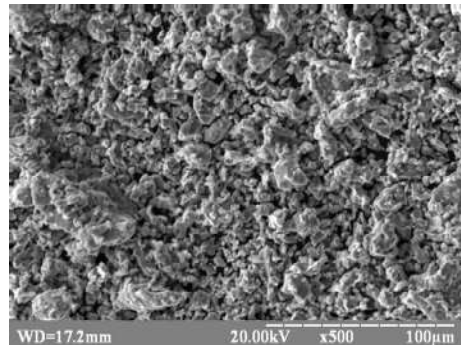
в



з



д



е

Рис. 1. СЕМ-зображення сумішей 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (*a*), 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ (*б*) і порошку CrB₂ (*в*) у вихідному стані та холодних брикетів (*з*), (*д*) і (*е*) відповідно, одержаних із сумішей при тиску 500 МПа.

Частинки порошку міді розміром 5–15 мкм мають менш щільну і більш тонку просторову дендритну структуру з яскраво вираженими гілками, що обумовлює зменшення відносної насипної густини та перешкоджає їх щільній укладці у насипному стані. Частинки порошку нікелю із середнім розміром 5–10 мкм мають округлу форму з дуже щільною структурою, що обумовлює, як і в порошках заліза, високу щільність упаковки у насипному стані. Частинки порошку олова мають кулясту форму, хоча зустрічаються частинки видовженої форми. На їх поверхні спостерігаються напливи металу, а також частинки малого розміру (сателіти). Округла форма частинок добре сприяє їх щільній укладці у насипному стані.

Частинки порошку CrB_2 у вихідній суміші $49,98\text{Fe}-31,36\text{Cu}-8,82\text{Ni}-7,84\text{Sn}-2\text{CrB}_2$ досить рівномірно розподілені на поверхні частинок заліза, міді, нікелю і олова і не утворюють суцільного каркаса або значних за обсягом агломератів (рис. 1, б). Морфологія вихідного порошку CrB_2 , внесеного в суміш порошків заліза, міді, нікелю і олова, показана на рис. 1, в. Розмір зерен порошку CrB_2 знаходиться в інтервалі від 0,5 до 7 мкм. Спостерігали частинки порошку CrB_2 більших розмірів, які утворилися, швидше за все, внаслідок злипання більш дрібних частинок. Згідно [46], частинки CrB_2 мають однофазну структуру з параметри решітки $a = 0,2972$ нм, $c = 0,3069$ нм.

В процесі пресування суміші $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ усі її складові деформуються внаслідок контактування між собою (рис. 1, з). При цьому форма і розміри частинок заліза (крупні зерна світлого і сірого кольору) і нікелю (більш дрібні частинки сірого кольору) не змінюються, тоді як частинки міді і олова змінили як форму, так і розміри. В цьому випадку ущільнення складових суміші відбувається шляхом підстроювання поверхонь суміжних частинок одна до іншої. Такий механізм пресування порошків сприяє збільшенню площі контакту, що важливо для спікання цих систем. Структура брикету, отриманого на основі суміші $49,98\text{Fe}-31,36\text{Cu}-8,82\text{Ni}-7,84\text{Sn}-2\text{CrB}_2$, характеризується рівномірним розподілом зерен CrB_2 (дрібні зерна світлого кольору) по всьому об'єму матеріалу (рис. 1, д). В цьому випадку частинки CrB_2 щільно контактують із компонентами шихти, що може поліпшити взаємну розчинність і вплинути на утворення нових фаз і, як наслідок, фізико-механічні властивості матеріалу. На фрактограмі пресовки порошку CrB_2 відсутні ознаки зварювання (рис. 1, е). Форма частинок порошку CrB_2 практично не змінилася

Мікроструктура і особливості контакту алмаз–матриця спечених зразків

На рис. 2 представлено СЕМ-зображення ділянок спечених зразків КАМ, що ілюструють особливості контакту алмаз–матриця.

В зразках КАМ алмазні зерна розташовані неоднорідно, їх розміри знаходяться в діапазоні 300–450 мкм. У зразку 1 на границі поділу алмаз–матриця є зазори і несущільності, а також спостерігали ямки, які утворилися внаслідок випадіння алмазних зерен з матриці КАМ (див. рис. 2, а). Водночас в зразках 2–4, що містять у складі добавки CrB_2 контакт алмаз–матриця був щільним без видимих зазорів і несущільностей (див. рис. 2, б–г). На поверхні їх зламу також не виявлено ямок від випавших алмазних зерен. Механізм зчеплення алмазних зерен з металевою матрицею КАМ ще недостатньо вивчено. Адгезія контакту алмаз–матриця пояснюється молекулярною, електростатичною і хімічною взаємодією, зміною енергетичного і структурного станів, а також металевим затисненням. Найчастіше міцність зчеплення обумовлена одночасною дією декількох вказаних факторів. При цьому вплив кожного з них змі-

нуються в залежності від природи матеріалів, їх фізико-механічних і хімічних властивостей і умов отримання.

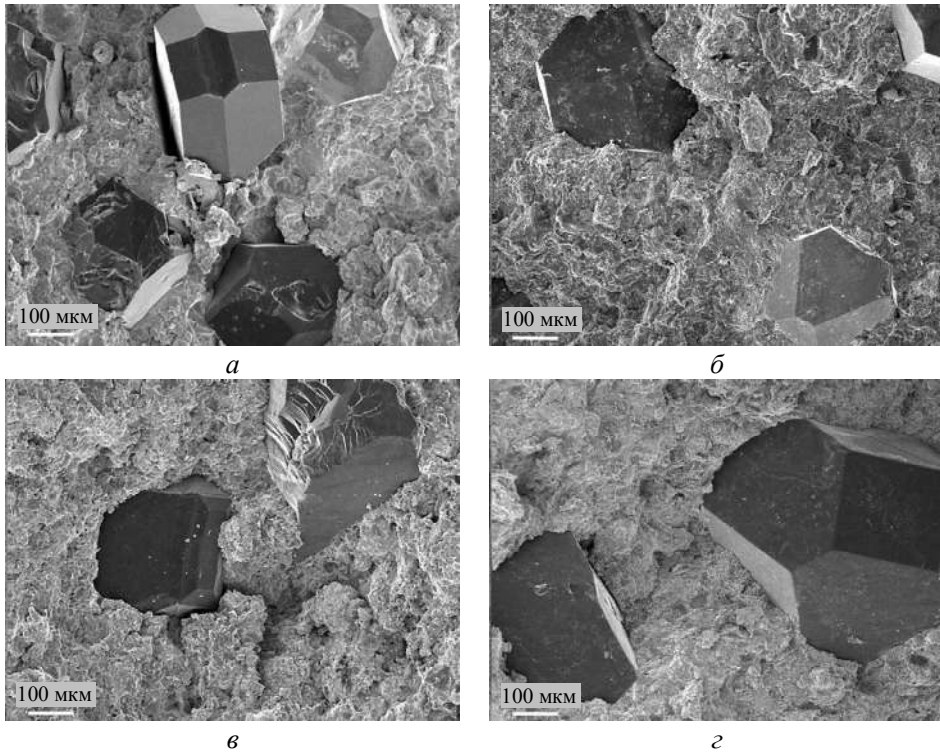


Рис. 2. Зображення мікроструктури поверхні зламу спечених зразків КАМ без добавок (а) і з додаванням CrB_2 в кількості 2 (б), 4 (в), 6 (г) %.

Структура досліджуваних зразків розрізняється. Розміри зерен матриці $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ КАМ (зразок 1) становлять $5-40$ мкм, між зернами є тонкі, добре сформовані границі, на яких присутні пори, а на границі поділу алмаз-матриця спостерігаються порожнини, несучільності і зазори (рис. 3, а).

На основі даних мікрорентгеноспектрального аналізу можна вважати, що структура цього зразка складається з ОЦК твердого розчину на основі $\alpha\text{-Fe}$, що містить невелику кількість нікелю, міді і олова (An1, табл. 2), ГЦК твердого розчину на основі Cu (An2, табл. 2) і твердого розчину нікелю і заліза в подвійному з'єднанні системи Cu-Sn (γ -фаза, An3, табл. 2).

Введення порошку CrB_2 в кількості 2 % до складу композита $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ (зразок 2) приводить до подрібнення структури (розміри основних складових, зокрема, заліза і міді зменшилися з $5-40$ мкм до $2-10$ мкм (див. рис. 3, б). В цьому разі контакт алмаз-матриця стає щільним і не містить видимих зазорів і пор. Структура цього КАМ сформована з ОЦК твердого розчину на основі $\alpha\text{-Fe}$ (An4, An7, табл. 2), ГЦК твердого розчину з різним вмістом елементів (з переважанням міді) (An1, An6, An8, An10) чи заліза (An5) і твердого розчину на основі CrB_2 (An2). В зразках 3 і 4, що містять CrB_2 4 і 6 % відповідно, спостерігали β - і γ -фази в подвійному з'єднанні системи Cu-Sn – An5 і An7 відповідно (див. табл. 2), але розмір основних фаз в них більший, ніж в зразку 2 і досягає 15 мкм (див. рис. 3, в, г). Фазовий склад зразка 5, що містить 8 % CrB_2 , аналогічний складу зразка 4 і відрізняється лише вмістом компонентів у твердих розчинах.

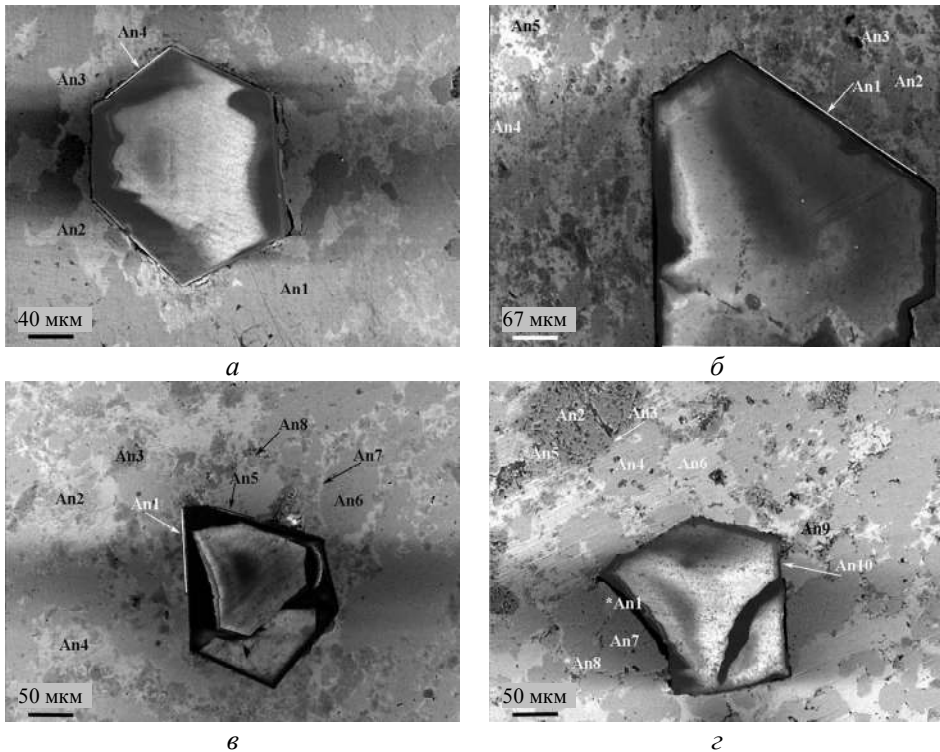


Рис. 3. СЕМ-зображення поверхні спечених зразків КАМ з різним вмістом CrB_2 : 0 (а), 2 (б), 4 (в), 6 (г) %.

Ці результати добре узгоджуються з результатами дослідження [46]. Так, згідно [46] структура зразка 1 складається з фаз α -Fe (параметр кристалічної решітки $a = 0,28680$ нм), Cu ($a = 0,36087$ нм), Cu_9NiSn_3 ($a = 1,8020$ нм), NiSn_3 ($a = 0,5296$ нм, $c = 0,4283$ нм) з розміром зерен 5–20 мкм. Визначено кристалічну структуру компонентів і фазовий склад композита (Cu – $47,2 \pm 4,6$ %, Fe – $30,6 \pm 3,8$ %, Cu_9NiSn_3 – $15,1 \pm 2,1$ %, Ni_3Sn – $7,1 \pm 2,5$ %). Введення порошку 2 % CrB_2 до складу композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn приводить до подрібнення структури (розміри основних складових, зокрема, заліза і міді зменшилися з 5–50 до 2–4 мкм). Структура цього композита складається з фаз α -Fe ($a = 0,2877$ нм), Cu ($a = 0,3689$ нм), Cu_9NiSn_3 ($a = 1,801$ нм), NiSn_3 ($a = 0,52958$ нм, $c = 0,4281$ нм) і CrB_2 ($a = 0,2972$ нм, $c = 0,3069$ нм). Ізольовані включення CrB_2 розташовуються як по границям зерен, так і в об'ємі, а пори на міжфазних границях практично зникають.

Таким чином, з аналізу отриманих даних випливає, що додавання порошку CrB_2 від 2 до 6 % до складу композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (зразки 2–4) спричиняє подрібнення структури і утворення щільного контакту на границі поділу алмаз–матриця, на якому відсутні пори і зазори (див. рис. 3, б–г). Подібні закономірності вивчали і для КАМ на основі матриці Fe–Cu [44]. Згідно [44], додавання 2 % VN до складу КАМ на основі Fe–Cu спричинило підвищення міцності на згин на 25 % і твердості на 20 %, а зносостійкості внаслідок подрібнення структури та зменшення ширини зазору між алмазним зерном і матрицею від 3,99 до 2,06 мкм. В [44] також зазначено, що перевищення вмісту VN в складі КАМ призводить до погіршення його механічних властивостей. Однак природу зчеплення алмазних зерен з металевою матрицею КАМ не встановлено. Недослідженими залишається процеси формування

нанонеоднорідностей в перехідній зоні алмаз–матриця та їх вплив на закріпленість алмазних зерен в матриці та механічні і трибологічні властивості КАМ.

Таблиця 2. Рентгеноспектральний аналіз спечених зразків КАМ з різним вмістом CrB₂

Зразок	Позначення виміру	Вміст елементів, % (за масою)					Фази
		Fe	Ni	Cu	Sn	Cr	
1	An1	99,3	0,3	0,4	–	–	α_{Fe}
	An2	3,3	1,0	85,4	12,3	–	γ_{Cu}
	An3	1,2	9,2	54,1	35,5	–	$\gamma_{\text{Cu-Sn}}$
	An4*	40,4	9,3	30,0	20,3	–	
2	An1	16,4	5,7	74,0	1,8	2,1	γ_{Cu}
	An2	3,9	0,8	2,7	0,8	91,8	CrB ₂
	An3*	5,2	19,0	44,2	8,1	23,5	
	An4	98,0	1,0	1,0	–	–	α_{Fe}
	An5	45,8	4,6	39,2	6,2	4,2	α_{Fe}
	An6	–	1,5	96,3	2,2	–	γ_{Cu}
	An7	95,3	1,5	2,6	–	0,6	α_{Fe}
	An8	10,4	8,5	71,4	7,9	1,8	γ_{Cu}
	An9	18,8	8,5	37,5	15,0	20,2	γ_{Cu}
	An10	6,9	4,2	69,2	12,8	7,1	γ_{Cu}
3	An1	2,4	10,6	69,3	11,0	6,7	γ_{Cu}
	An2	96,8	1,7	0,9	–	0,6	α_{Fe}
	An3*	1,3	16,5	34,7	5,8	41,7	
	An4*	12,3	12,7	39,6	13,3	22,1	
	An5*	21,5	10,7	30,0	21,8	16,0	
	An6	1,9	–	1,3	–	96,8	CrB ₂
	An7	0,7	14,7	45,6	37,9	1,1	$\gamma_{\text{Cu-Sn}}$
	An8	0,6	58,6	17,1	13,8	9,9	γ_{Ni}
4	An1*	2,2	24,9	24,0	6,9	42,0	
	An2	–	4,2	85,4	6,4	4,0	γ_{Cu}
	An3	2,7	5,6	5,5	1,0	85,2	CrB ₂
	An4	4,1	5,4	73,2	11,8	5,5	γ_{Cu}
	An5*	39,8	7,1	41,2	8,9	3,0	
	An6	99,3	0,7	–	–	–	α_{Fe}
	An7	5,6	16,5	39,7	38,2	–	$\gamma_{\text{Cu-Sn}}$
	An8*	1,2	15,2	39,4	7,7	36,5	
	An9	–	3,1	82,0	12,8	2,1	γ_{Cu}
	An10	1,5	–	2,6	–	95,9	CrB ₂

*Результати аналізу табл. 2, що позначено зірочками, допускають неоднозначне трактування. Можливо, сканування проводили в області, що включає суміш фаз.

На рис. 4 показано зображення ділянок мікроструктури на границі поділу алмаз–матриця, одержаних методом просвічуваної електронної мікроскопії (ПЕМ), для спечених зразків 1 і 2. Структура перехідної зони зразків 1 (див. рис. 4, а, б) і 2 (див. рис. 4, в, г) істотно відрізняється від структури матеріалу матриці (див. рис. 3, табл. 1). Так, структура перехідної зони зразка 1 складається з фаз Cu, Ni₃Sn з графітовими включеннями (див. рис. 4, а, б), що є причиною передчасного її руйнування та випадіння алмазних зерен з матеріалу матриці (див. рис. 2, а, 3, а, 5, а, б). Водночас структура перехідної зони зразка 2, що містить 2 % CrB₂, складається з фаз α-Fe і нанорозмірних прошарків з Fe₃C, Cr₇C₃, Cr₃C₂ без графітових включень (див. рис. 4, в, г), що підвищує здатність матриці утримувати алмазні зерна проти випадіння в процесі роботи. Це зумовлено тим, що виділений вуглець в результаті графітизації поверхневих шарів алмазів зв'язався в карбіди, що покращує здатність матриці зразків 2–4 утримувати алмази від випадіння (див. рис. 7, б–г і рис. 8, б–г).

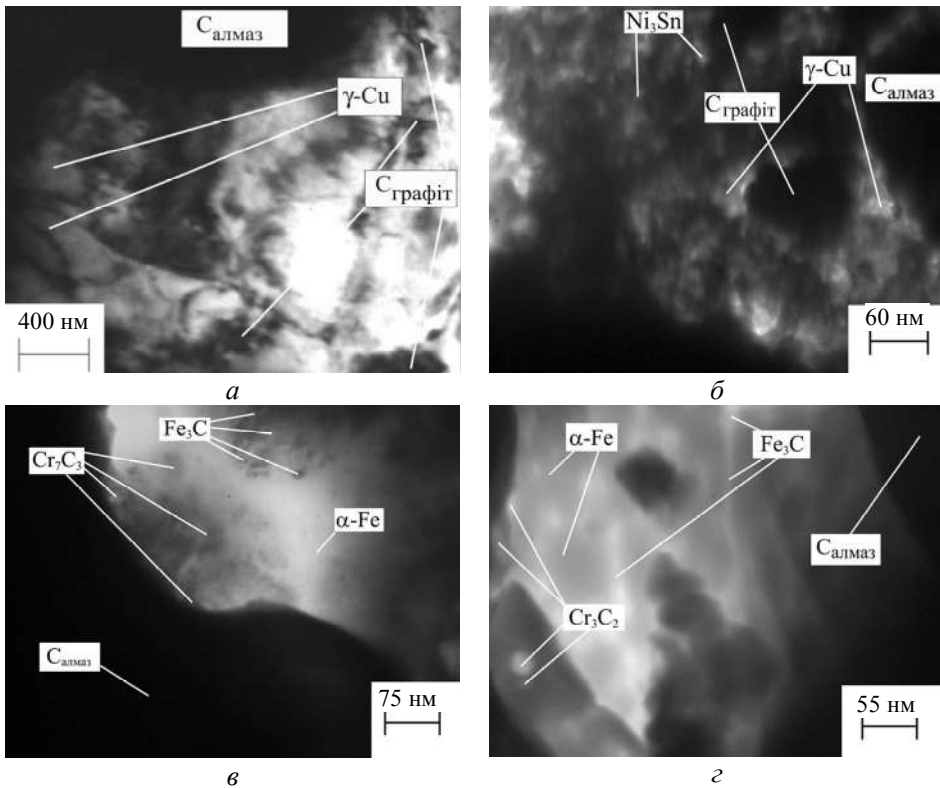


Рис. 4. ПЕМ-зображення ділянок мікроструктури перехідної зони алмаз–матриця КАМ зразків 1 (а, б) і 2 (в, г).

Зазначені ефекти максимально виражені при оптимальному вмісті CrB₂ у складі композита. При неправильному чи (або) невдалому визначенні вмісту CrB₂ у складі вихідної шихти службові властивості КАМ погіршуються. Так, зокрема, у матриці зразка 5, що містить 8 % CrB₂, поблизу алмазного зерна спостерігаються тріщини по всій висоті алмазовмісного шару (рис. 5, в). Отримані дані дозволяють припустити, що для зразка 2, на відміну від зразків 1, 3–5, слід очікувати підвищену зносостійкість.

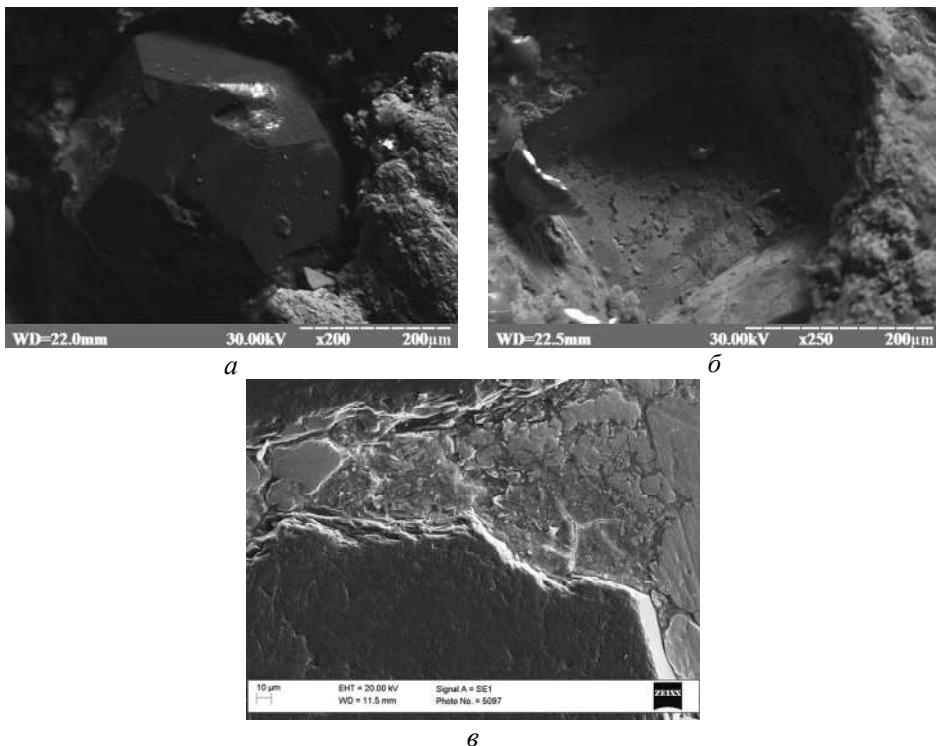


Рис. 5. СЕМ-зображення робочої поверхні КАМ зразка 1 (а, б) після його працювання і зразка 5 (в).

Механічні і трибологічні властивості зразків

Результати дослідження фізико-механічних властивостей (твердості і модуля пружності) матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn КАМ з різним вмістом CrV_2 наведено на рис. 6. Аналіз цих залежностей показав, що для зразка 1 ($\text{CrV}_2 = 0\%$) (рис. 6, а) значення твердості і модуля пружності складають 4,475 і 86,6 ГПа відповідно. В зразку 2 при збільшенні вмісту CrV_2 від 0 до 2% твердість і модуль пружності зростають до значень 7,896 і 107,5 ГПа відповідно. При збільшенні вмісту CrV_2 від 2 до 4% (зразок 3) і від 4 до 6% (зразок 4) значення твердості зростають менш інтенсивно, ніж у зразку 2, що містить 2% CrV_2 . При подальшому збільшенні вмісту CrV_2 від 6 до 8% (зразок 5) твердість зростає від 8,586 до 10,201 ГПа, а модуль пружності – від 115,6 до 168,6 ГПа. Виявлене зростання механічних властивостей зі збільшенням вмісту CrV_2 може бути викликано двома причинами, кожна з яких могла привести до такого результату окремо, або це результат їх спільного впливу. Перша причина – пряий вплив добавки CrV_2 на властивості композита. Механічні (мікротвердість, модуль пружності, границя міцності під час стиску) властивості CrV_2 суттєво вищі від аналогічних властивостей основних складників композита (заліза, міді, нікелю і олова). Друга причина – відмінність структури композитів, що містять добавку CrV_2 [46]. Результати визначення твердості спечених зразків узгоджуються з даними твердості для зразків КАМ, одержаних на основі матриці Fe–Cu–Ni–Sn з добавками CrV_2 гарячим пресуванням [12].

Зміна топографії доріжок тертя (ширини і глибини канавки зносу) при зворотньо-поступальному терті матеріалу матриці спечених зразків 1 і 2 в залежності від вмісту CrV_2 ілюструє рис. 7. Видно, що ширина і глибина канавки

зносу для зразка КАМ 1 (див. рис. 7, *а*) значно більші від зразка КАМ 2 (див. рис. 7, *б*). При подальшому збільшенні концентрації CrB_2 (C_{CrB_2}) глибина і ширина канавки зносу змінюється по іншому. Результати дослідження швидкості зносу I матеріалу матриці спечених зразків в залежності від концентрації CrB_2 (C_{CrB_2}) наведено в табл. 3. Значення цих параметрів в залежності від концентрації CrB_2 (C_{CrB_2}) у вихідній суміші різняться. Так, у зразку 1 ($C_{\text{CrB}_2} = 0\%$) (див. табл. 3) значення швидкості зносу складає $21,61 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$. В зразку 2 при збільшенні C_{CrB_2} від 0 до 2 % швидкість зносу зменшується від $21,61 \cdot 10^{-6}$ до $10,04 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$.

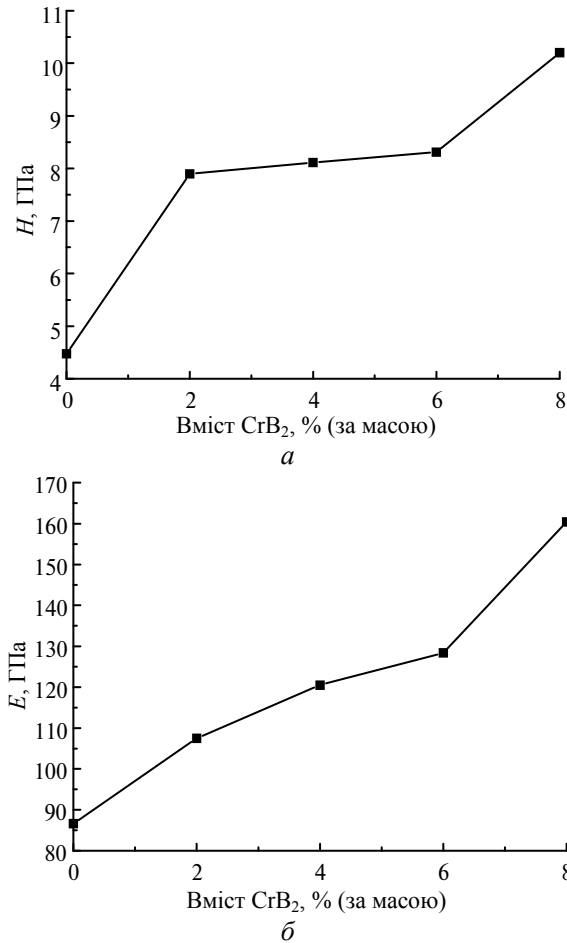


Рис. 6. Залежності твердості H (*а*) і модуля пружності E (*б*) від вмісту CrB_2 в композиті 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn.

Підвищену зносостійкість зразка 2 в порівнянні зі зразком 1 обумовлено більш дрібним зерном (див. рис. 3, *б* і *а*) і більш високими значеннями твердості і модуля пружності. При збільшенні C_{CrB_2} від 2 до 4 % (зразок 3) значення швидкості зносу I починає поступово збільшуватися. При подальшому збільшенні C_{CrB_2} в складі вихідної шихти (зразки 4 і 5) швидкість зносу продовжує поступово збільшуватися.

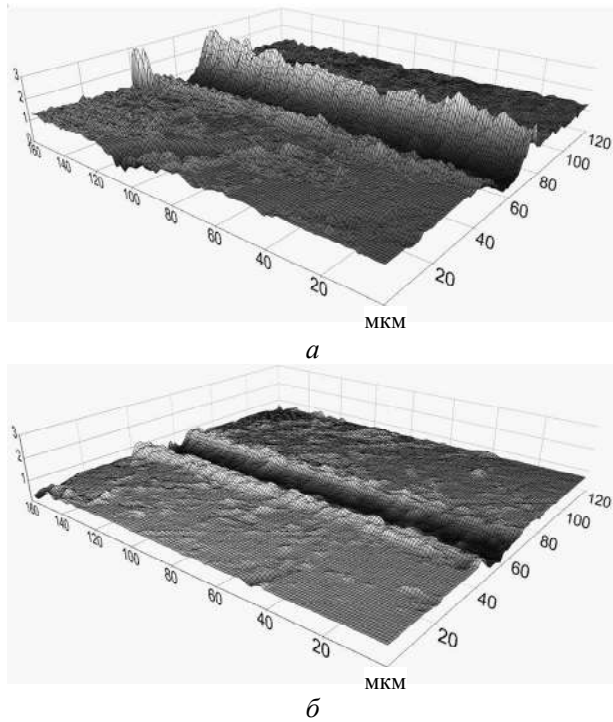


Рис. 7. 3D-зображення ділянок доріжок тертя матеріалу матриці спечених зразків 1 (а) і 2 (б).

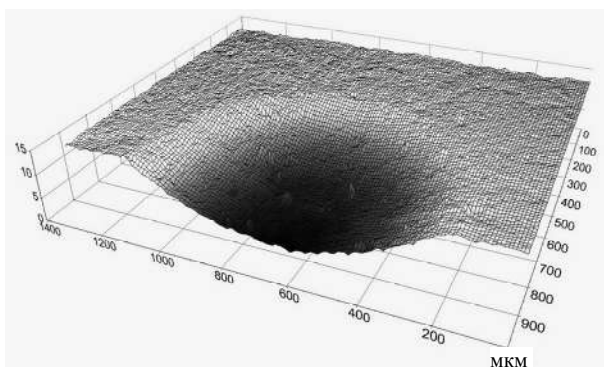
Таблиця 3. Трибологічні характеристики матеріалу матриці спечених зразків

Зразок	Концентрація C_{CrB_2} , %	V , 10^{-6} мм^3	I , $10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$
1	0	5,84	21,61
2	2	2,08	10,04
3	4	3,22	12,10
4	6	3,54	13,26
5	8	4,20	15,66

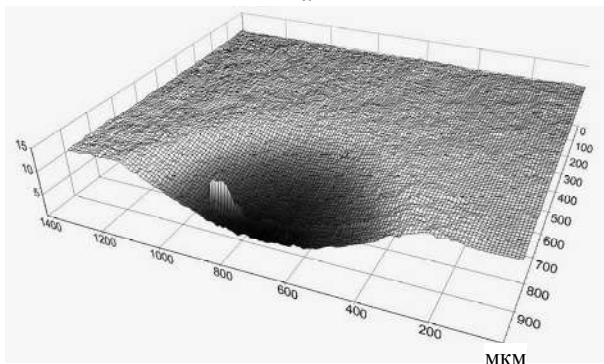
Максимальну швидкість зносу $21,61 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ було зафіксовано для зразка 1, який не містить у складі добавки CrB_2 , що корелює з твердістю і модулем пружності.

Трибологічні випробування спечених зразків в режимі тестування куля-шліф при абразивному зношенні також показали істотну зміну властивостей, обумовлену фізичною природою і структурою. Характерні знімки областей зносу спечених зразків 1 і 2 після тертя сталевією кулькою діаметром 10 мм при навантаженні 1 Н і швидкості обертання 72 об/хв впродовж 1500 с представлено на рис. 8, де видно, що розміри лунки зносу цих зразків також різняться. Найбільший діаметр лунки зносу спостерігається для зразка 1 (див. рис. 8, а), а найменший – для зразка 2 (див. рис. 8, б). При подальшому збільшенні концентрації CrB_2 (C_{CrB_2}) діаметр лунки зносу для зразків 3–5 дещо зростає порівняно зі зразком 2. Результати дослідження швидкості зносу I матеріалу матриці спечених зразків в залежності від концентрації CrB_2 (C_{CrB_2}) наведено

в табл. 4, де видно, що збільшення концентрації C_{CrB_2} також зменшує швидкість зносу I . Введення C_{CrB_2} в кількості 2 % до складу вихідної шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn зменшує швидкість зносу від $3,38 \cdot 10^{-3}$ до $1,59 \cdot 10^{-3}$ $mm^3 \cdot H^{-1} \cdot m^{-1}$. Підвищену зносостійкість зразка 2 в порівнянні зі зразком 1 обумовлено, як було вже відмічено вище, більш дрібним зерном (див. рис. 3, б і а) і більш високими значеннями твердості і модуля пружності. При збільшенні C_{CrB_2} у вихідній шихті 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn до 4 % (зразок 3) швидкість зносу поступово зростає до $1,59 \cdot 10^{-3}$ $mm^3 \cdot H^{-1} \cdot m^{-1}$. При подальшому збільшенні C_{CrB_2} в складі вихідної шихти (зразки 4 і 5) швидкість зносу продовжує поступово збільшуватися до $2,12 \cdot 10^{-3}$ і $2,65 \cdot 10^{-3}$ $mm^3 \cdot H^{-1} \cdot m^{-1}$ відповідно. Підвищення зносостійкості з врахуванням додавання CrB_2 до складу композиту обумовлено тими ж причинами, що і при зворотньо-поступальному терті, розглянутому вище.



a



б

Рис. 8. 3D топографії лунок зносу, отримані методом куля-шліф, після тертя сталеву кулькою по поверхні зразків 1 (а) і 2 (б).

Таким чином, проведені дослідження показали, що використання добавки CrB_2 в залежності від її концентрації у складі композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn забезпечує зменшення в 2 рази швидкості зносу. Механізм підвищення механічних (твердості і модуля пружності) властивостей і зносостійкості зразків КАМ, що містять у складі добавки CrB_2 , полягає в тому, що вуглець, який виділяється при графітизації поверхневих шарів алмазних зерен, зв'язується в карбіди Fe_3C , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 (див. рис. 4, в, з). Саме це підвищує здатність матеріалу матриці утримувати алмазні зерна від їх випадіння в процесі роботи

КАМ (див. рис. 2, б-г і 3, б-г). Так, структура перехідної зони зразка 1 складається з фаз Cu, Ni₃Sn з графітовими включеннями (див. рис. 4, а, б), що є причиною передчасного її руйнування та випадіння алмазних зерен з матеріалу матриці (див. рис. 2, а; 3, а; 5, а, б). Водночас структура перехідної зони зразка КАМ, що не містить у складі добавки CrB₂ (зразок 1), складається з фаз Cu, Ni₃Sn з графітовими включеннями (див. рис. 4, а, б), що є причиною передчасного її руйнування та випадіння алмазних зерен з матеріалу матриці (див. рис. 2, а; 3, а; 5, а, б).

Таблиця 4. Трибологічні характеристики матеріалу матриці спечених зразків, визначені в режимі тестування куля-шліф

Зразок	Концентрація C_{CrB_2} , %	Об'єм лунки зносу V , мм ³	Швидкість зносу I , 10 ⁻³ мм ³ ·Н ⁻¹ ·м ⁻¹
1	0	0,38	3,38
2	2	0,18	1,59
3	4	0,20	1,77
4	6	0,24	2,12
5	8	0,30	2,65

ВИСНОВКИ

Дослідження впливу добавки CrB₂ (в інтервалі від 0 до 8 %) на формування структури перехідної зони алмаз-матриця і матеріалу матриці, фізико-механічних властивостей, закріпленість алмазних зерен в матеріалі матриці Fe-Cu-Ni-Sn та зносостійкість спечених композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) методом порошкової металургії встановило наступне.

Структура перехідної зони алмаз-матриця суттєво залежить від вмісту CrB₂ у складі вихідної шихти 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn КАМ і має іншу природу, ніж структура матеріалу матриці. Структура перехідної зони КАМ на основі матриці 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn складається з фаз Cu, α-Fe і Ni₃Sn з графітовими включеннями. Водночас структура перехідної зони КАМ на основі матриці 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn з добавками CrB₂ складається з матричної фази α-Fe і наноструктури з Fe₃C, Cr₇C₃, Cr₃C₂ без графітових включень.

Твердість і модуль пружності матеріалу матриці композита лінійно зростають зі збільшенням концентрації CrB₂ в її складі. При цьому швидкість зносу зменшується. Найменше значення твердості (4,475 ГПа), модуля пружності (86,6 ГПа) і найбільше значення швидкості зносу (21,61·10⁻⁶ мм³·Н⁻¹·м⁻¹) має композит, що не містить у складі добавки CrB₂. Низькі механічні і трибологічні властивості цього композита пояснюються крупнозернистою структурою матриці та формуванням в перехідній зоні алмаз-матриця графітових включень, що спричиняє передчасне її руйнування та випадіння алмазних зерен з матриці в процесі роботи КАМ.

Додавання 2 % CrB₂ до складу композита 51Fe-32Cu-9Ni-8Sn спричиняє підвищення твердості до 7,896 ГПа і модуля пружності до 107,5 ГПа та зменшення швидкості зносу від 21,61·10⁻⁶ до 10,04·10⁻⁶ мм³·Н⁻¹·м⁻¹. Механізм підвищення механічних властивостей і зносостійкості зразків КАМ, що містять у складі добавки CrB₂, полягає в тому, що вуглець, який виділяється при графітизації алмазних зерен, зв'язується в карбідні прошарки Fe₃C, Cr₇C₃, Cr₃C₂, а також в зменшенні розмірів зерен заліза й міді з 5-40 до 2-10 мкм та

присутності дискретних зон вищої твердості з більшими значеннями модуля пружності.

Це, в свою чергу, підвищує здатність матеріалу матриці утримувати алмазні зерна від їх випадіння в процесі роботи КАМ. Додатковим джерелом підвищення механічних властивостей і зносостійкості КАМ з добавками CrB_2 є здрібнення зерна заліза і міді з міді з 5–40 мкм до 2–10 мкм. Трибологічні випробування спечених композитів в режимах тестування палець–диск при зворотно-поступальному терті й куля–шліф при абразивному терті на додаток до вимірювання мікротвердості й модуля пружності свідчать про розширення функціональних можливостей розробленого композита, що містить 2 % CrB_2 .

ФІНАНСУВАННЯ

Робота виконана в рамках держбюджетних науково-дослідних тем відповідно до координаційних планів Міністерства освіти і науки України (номер державної реєстрації № 0120U100105).

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють, що у них немає конфлікту інтересів.

V. A. Mechnik¹, N. A. Bondarenko¹, V. M. Kolodnitskyi¹,
V. I. Zakiev², I. M. Zariiev², E. S. Gevorkyan³, V. A. Chishkala⁴,
N. O. Kuzin⁵

¹Bakul Institute for Superhard Materials,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

²National Aviation University, Kyiv, Ukraine

³Ukrainian State Academy of Railway Transport, Kharkiv, Ukraine

⁴V. N. Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, Ukraine

⁵Dnipro National University of Railway Transport
named after Academician V. Lazaryan, Dnipro, Ukraine

Effect of CrB_2 on microstructure, properties and wear
resistance of sintered composite and the diamond retention
in Fe–Cu–Ni–Sn matrix

The effect of CrB_2 additive (in the range from 0 to 8 % wt) on the formation of the structure of the diamond–matrix transition zone and the matrix material, microhardness, elastic modulus, fixation of diamond grains in the material of the Fe–Cu–Ni–Sn matrix and wear resistance of sintered composite diamond-containing materials (DCM) by powder metallurgy has been investigated. Micromechanical and tribological tests were performed on the composites samples with a diameter of 10 mm and a thickness of 5 mm. It was found that the structure of the transition zone significantly depends on the content of CrB_2 in the composition of the composite and has a different nature than the structure of the matrix material. The structure of the DCM transition zone based on the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn matrix consists of Cu, α -Fe, and Ni_3Sn phases with graphite inclusions and with CrB_2 additive consists of the α -Fe phase and carbide layers of Fe_3C , Cr_7C_3 , and Cr_3C_2 without graphite inclusions.

It is shown that the hardness and elastic modulus of the matrix material of sintered composites increase linearly with increasing concentration of CrB_2 in their composition, and the wear rate decreases. Addition of 2 % wt CrB_2 to the composition of the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn composite led to an increase in hardness from 4,475 to 7,896 GPa and elastic modulus from 86.6 to 107.5 GPa and a decrease in wear rate from $21,61 \cdot 10^{-6}$ to $10,04 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot \text{H}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$. The mechanism of increasing the mechanical properties and wear resistance of the DCM samples containing CrB_2 additive is to grind the matrix phases of iron and copper from 5–40 to 2–10 μm and to bind carbon released during graphitization of diamond grains, in nanosized carbides Fe_3C , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 . This, in turn, increases the ability of the matrix material to keep diamond grains from falling out during DCM operation. The low values of the mechanical and tribological properties of the initial (51Fe–32Cu–9Ni–8Sn) composite are explained by the coarse-grained struc-

ture and the formation of the graphite inclusions in the diamond–matrix transition zone, which causes its premature destruction and loss of the diamond grains.

Keywords: composite, diamond–matrix transition zone, composition, concentration, structure, hardness, elastic modulus, wear rate.

1. Bondarenko N.A., Zhukovsky A.N., Mechnik V.A. Analysis of the basic theories of sintering of materials. 1. Sintering under isothermal and nonisothermal conditions (a review). *Sverkhtrverdye Materialy*. 2006. Vol. 28, no 6. P. 3–17.
2. Borowiecka-Jamrozek J. Microstructure and mechanical properties a new iron-base material used for the fabrication of sintered diamond tools. *Adv. Mater. Res.* 2014. Vol. 1052. P. 520–523.
3. Kolodnits'kyi V.M., Bagirov O.E. On the structure formation of diamond containing composites used in drilling and stone working tools (A review). *J. Superhard Mater.* 2017. Vol. 39, no. 1. P. 1–17.
4. Dai Q.L., Luo C.B., Xu X.P., Wang Y.C. Effects of rare earth and sintering temperature on the transverse rupture strength of Fe-based diamond composites. *J. Mater. Process. Technol.* 2002. Vol. 129. P. 427–430.
5. Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Rupasov S.I., Andreev V.A., Sevast'yanov P.V. Development and application of the Cu–Ni–Fe–Sn based dispersion hardened bond for cutting tools of superhard materials. *J. Superhard Mater.* 2012. Vol. 34, no. 4. P. 270–280.
6. Mechnyk V.A. Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics. *Mater. Sci.* 2013. Vol. 48, no. 5. P. 591–600.
7. Dai H., Wang L., Zhang J., Liu Y., Wang Y., Wang L., Wan X. Iron based partially pre-alloyed powders as matrix materials for diamond tools. *Powder Metall.* 2015. Vol. 58. P. 83–86.
8. Wang Z., Gao K., Sun Y., Zhang Z., Ren L. Effects of bionic units in different scales on the wear behavior of bionic impregnated diamond bits. *J. Bionic Eng.* 2016. Vol. 13, no. 4. P. 659–668.
9. Li M., Sun Y., Meng Q., Wu H., Gao K., Liu B. Fabrication of Fe-based diamond composites by pressureless infiltration. *Materials*. 2016. Vol. 9. P. 1006.
10. Gevorkyan E., Mechnik V., Bondarenko N., Vovk R., Lytovchenko S., Chishkala V., Melnik O. Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) hot pressing. *Funct. Mater.* 2017. no. 24. P. 31–45.
11. Hou M., Guo S., Yang L., Gao J., Peng J., Hu T., Wang L., Ye X. Fabrication of Fe–Cu matrix diamond composite by microwave hot pressing sintering. *Powder Technology*. 2018. Vol. 338. P. 36–43.
12. Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Suprun M.V. Shrinkage and shrinkage rate behavior in $C_{\text{diamond}}\text{–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB}_2$ system during hot pressing of pressureless-sintered compacts. *J. Superhard Mater.* 2009. Vol. 31, no. 4. P. 232–240.
13. Mechnik V.A. Production of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composites with high wear resistance. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2014. Vol. 52, nos. 9–10. P. 577–587.
14. Borowiecka-Jamrozek J. M., Konstanty J., Lachowski J. The application of a ball-milled Fe–Cu–Ni powder mixture to fabricate sintered diamond tools. *Arch. Found. Eng.* 2018. Vol. 18, no. 1. P. 5–8.
15. Nitkiewicz Z., Swierzy M. Tin influence on diamond-metal matrix hot pressed tools for stone cutting. *J. Mater. Proc. Tech.* 2006. Vol. 175, nos. 1–3. P. 306–315.
16. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kuzin N.O., Lyashenko B.A. The role of structure formation in forming the physicomechanical properties of composites of the diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) system. *J. Frict. Wear.* 2016. Vol. 37, no. 4. P. 377–384.
17. Dinaharan I., Sathiskumar R., Murugan N. Effect of ceramic particulate type on microstructure and properties of copper matrix composites synthesized by friction stir processing. *J. Mater. Res. Technol.* 2016. Vol. 5, no. 4. P. 302–316.
18. Hodge A.M., Wang Y.M., Barbee T.W. Large-scale production of nano-twinned, ultrafine-grained copper. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2006. Vol. 429, nos 1–2. P. 272–276.
19. Levashov E., Kurbatkina V., Zaytsev A. Improved mechanical and tribological properties of metal-matrix composites dispersion-strengthened by nanoparticles. *Materials*. 2010. Vol. 3, no. 1. P. 97–109.
20. Shaw L.L., Villegas J., Huang J.-Y., Chen S. Strengthening via deformation twinning in a nickel alloy. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2008. Vol. 480, no. 1–2. P. 75–83.
21. Konstanty J. *Powder Metallurgy Diamond Tools*. Amsterdam: Elsevier, 2005, 152 p.

22. Uemura M. An analysis of the catalysis of Fe, Ni, or Co on the wear of diamonds. *Tribology Int.* 2004. Vol. 37. P. 887–892.
23. Sidorenko D.A., Zaitsev A.A., Kirichenko A.N., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Loginov P.A., Rupasov S.I., Andreev V.A. Interaction of diamond grains with nanosized alloying agents in metal–matrix composites as studied by Raman spectroscopy. *Diamond Relat. Mater.* 2013. Vol. 38. P. 59–62.
24. Yilmaz N.G., Goktan R.M., Kibici Y. An investigation of the petrographic and physico-mechanical properties of true granites influencing diamond tool wear performance and development of a new wear index. *Wear.* 2011. Vol. 271. P. 960–969.
25. del Villar M., Muro P., Sanchez J. M., Iturriza I., Castro F. Consolidation of diamond tools using Cu–Co–Fe based alloys as metallic binders. *Powder Metall.* 2001. Vol. 44. P. 82–90.
26. Li W., Zhan J., Wang S., Dong H., Li Y., Liu Y. Characterizations and mechanical properties of impregnated diamond segment using Cu–Fe–Co metal matrix. *Rare Metals.* 2012. Vol. 31. P. 81–87.
27. Zhukovskij A.N., Majstrenko A.L., Mechnik V.A., Bondarenko N.A. The stress-strain state of the bonding around the diamond grain exposed to normal and tangent loading components. Part 1. Model. *Trenie i Iznos.* 2002. Vol. 23, no. 2. P. 146–153.
28. Zhukovskij A.N., Majstrenko A.L., Mechnik V.A., Bondarenko N.A. Stress-strain state of the matrix around the diamond grain exposed to the normal and tangent loading components. Part 2. Analysis. *Trenie i Iznos.* 2002. Vol. 23, no. 4. P. 393–396.
29. Aleksandrov V.A., Akekseenko N.A., Mechnik V.A. Study of force and energy parameters in cutting granite with diamond disc saws. *Sov. J. Superhard Mater.* 1984. Vol. 6, no. 6. P. 46–52.
30. Aleksandrov V.A., Zhukovsky A.N., Mechnik V.A., Temperature field and wear of inhomogeneous diamond wheel at convective heat exchange. *Trenie i Iznos.* 1994. Vol. 15, no. 1. P. 27–35.
31. Aleksandrov V.A., Zhukovskij A.N., Mechnik V.A. Temperature field and wear of heterogeneous diamond wheel under conditions of convectional heat transfer. Part 2. *Trenie i Iznos.* 1994. Vol. 15, no. 2. P. 196–201.
32. Aleksandrov V.A., Mechnik V.A. Effect of heat conduction of diamonds and heat-exchange coefficient on contact temperature and wear of cutting disks. *Trenie i Iznos.* 1993. Vol. 14, no. 6. P. 1115–1117.
33. Dutka V.A., Kolodnitskij V.M., Zabolotnyj S.D., Sveshnikov I.A., Lukash V.A. Simulation of the temperature level in rock destruction elements of drilling bits. *Sverkhтвердые Materialy.* 2004, no. 2. P. 66–73.
34. Dutka V.A., Kolodnitskij V.M., Mel'nichuk O.V., Zabolotnyj S.D. Mathematical model for thermal processes occurring in the interaction between rock destruction elements of drilling bits and rock mass. *Sverkhтвердые Materialy.* 2005, Vol. 27, no. 1. P. 67–77.
35. Sveshnikov I.A., Kolodnitsky V.N. Optimization of the hard alloy cutter arrangement in the drilling bit body. *Sverkhтвердые Materialy.* 2006. Vol. 28, no. 4. P. 70–75.
36. Franca L.F.P., Mostofi M., Richard T. Interface laws for impregnated diamond tools for a given state of wear. *Int. J. Rock Mech. Mining Sci.* 2015. Vol. 73. P. 184–193.
37. Jialiang W., Shaohe Z., Fenfei P. Influence mechanism of hard brittle grits on the drilling performance of diamond bit. *J. Annales de chimie Science des Matériaux.* 2018. Vol. 42, no. 2. P. 209–220.
38. Zhang Z., Chen D.L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength. *Scripta Mater.* 2006. Vol. 54, no. 7. P. 1321–1326.
39. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Dub S.N., Kolodnitskyi V.M., Nesterenko Yu.V., Kuzin N.O., Zakiev I.M., Gevorkyan E.S. A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites. *Mater. Charact.* 2018. Vol. 146. P. 209–216.
40. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Storchak M., Dub S.N., Kuzin N.O. Physico-mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods. *Tribology Ind.* 2019. Vol. 41, no. 2. P. 188–198.
41. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Dub S.N., Kuzin N.O. Formation of Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocrystalline matrix by vacuum hot pressing for diamond-containing composite. Mechanical and tribological properties. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, no. 6. P. 388–401.
42. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Dub S.N., Kuzin N.O. Effect of vacuum hot pressing temperature on the mechanical and tribological properties of the Fe–Cu–Ni–Sn–VN composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2020. Vol. 58, nos. 11–12. P. 679–691.

43. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kuzin N.O., Gevorkian E.S. Influence of the addition of vanadium nitride on the structure and specifications of a diamond-(Fe-Cu-Ni-Sn) composite system. *J. Frict. Wear*. 2018. Vol. 39, no. 2. P. 108–113.
44. Han Y., Zhang S., Bai R., Zhou H., Su Z., Wu J., Wang J. Effect of nano-vanadium nitride on microstructure and properties of sintered Fe-Cu-based diamond composites. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater*. 2020. Vol. 91, art. 105256.
45. Mechnyk V.A. Regularities of structure formation in diamond-Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂ systems. *Mater. Sci*. 2013. Vol. 49, no. 1. P. 93–101.
46. Mechnik V.A. Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond-(Fe-Cu-Ni-Sn-CrB₂) composites. *Powder Metall. Met. Ceram*. 2014. Vol. 52, nos. 11–12. P. 709–721.
47. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskiy V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M. Ignatovich S.R., Yutskevych S.S.. Mechanical and tribological properties of Fe-Cu-Ni-Sn materials with different amounts of CrB₂ used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater*. 2020. Vol. 42, no. 4. P. 251–263.
48. 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. Vol. 29. P. 301–303.
49. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). International Centre for diffraction data. USA. 1988. 432 p.
50. Zakiev I., Aznakayev E. Micro Gamma: The device for the estimation of physico-mechanical properties of materials. *J. Assoc. Lab. Autom.* 2002. Vol. 7, no. 5. P. 44–45.
51. Storchak M., Zakiev I., Träris L. Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti₁₀V₂Fe₃Al. *J. Mech. Sci. Technol*. 2018. Vol. 32. P. 315–322.
52. Vasylyev M.O., Mordiyuk B.M., Voloshko S.M., Zakiyev V.I., Burmak A.P., Pefti D.V. Hardening of surface layers of Cu-39Zn-1Pb brass at holding and high-frequency impact deformation in liquid nitrogen. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*. 2019. Vol. 41, no 11. P. 1499–1517.
53. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res*. 1992. Vol. 7, no. 6. P. 1564–1583.
54. Firstov S.A., Ignatovich S.R., Zakiev I.M. Size effect in the micro- and nanoindentation and its compensation with regard for the specific features of initial contact. *Strength Mater*. 2009. Vol. 41, no. 2. P. 147–155.
55. Vasylyev M.A., Mordiyuk B.N., Sidorenko S.I., Voloshko S.M., Burmak A.P., Kruhlov I.O., Zakiev V.I. Characterization of ZrN coating low-temperature deposited on the preliminary Ar⁺ ions treated 2024 Al-alloy. *Surf. Coat. Technol*. 2019. Vol. 361. P. 413–424.
56. Zakiev V., Markovsky A., Aznakayev E., Zakiev I., Gursky E. Micro-mechanical properties of bio-materials. Proc. SPIE 5959, Medical Imaging, 595916 (23 September 2005), Event: Congress on Optics and Optoelectronics, 2005, Warsaw, Poland.
57. Okipnyi I.B., Maruschak P.O., Zakiev V.I., Mocharskiy V.S. Fracture mechanism analysis of the heat-resistant steel 15Kh2MFA(II) after laser shock-wave processing. *J. Fail. Anal. Prev*. 2014. Vol. 14, no. 5. P. 668–674.
58. Zakiev I., Gogotsi G.A., Storchak M., Zakiev V. Glass fracture during micro-scratching. *Surfaces*. 2020. Vol 3. P. 211–224.
59. Fuertes V., Cabrera M.J., Seores J., Muñoz D., Fernández J.F., Enríquez E. Enhanced wear resistance of engineered glass-ceramic by nanostructured self-lubrication. *Mater. Des*. 2019. Vol. 168. art. 107623.
60. ASTM G99-17, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
61. ASTM G171-03. Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
62. Kovalchenko A.M., Goel S., Zakiev I.M., Pashchenko E.A., Al-Sayegh R. Suppressing scratch-induced brittle fracture in silicon by geometric design modification of the abrasive grits. *J. Mater. Res. Technol*. 2019. Vol. 8, no. 1. P. 703–712.

Надійшла до редакції 04.11.20

Після доопрацювання 20.11.20

Прийнята до опублікування 25.11.20