

В. А. Мечник^{1,*}, М. О. Бондаренко¹, В. М. Колодніцький^{1,},
В. І. Закієв², І. М. Закієв², С. Р. Ігнатович², С. С. Юцкевич²**

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

²Національний авіаційний університет, м. Київ, Україна

*vlad.me4nik@ukr.net

**stmj@ism.kiev.ua

Механічні і трибологічні властивості матеріалів Fe–Cu–Ni–Sn з різним вмістом CrB₂, що використовуються в якості матриць для алмазовмісних композитів

Досліджено вплив вмісту добавки CrB₂ (в інтервалі від 0 до 8 % (за масою)) на мікроструктуру, мікротвердість, модуль пружності, коефіцієнт тертя і зносостійкість матеріалу матриці Fe–Cu–Ni–Sn композиційного матеріалу, сформованого методом холодного пресування і подальшого спікання 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, а також параметри H/E і H³/E², що описують стійкість матеріалу матриці композиційного матеріалу до пружної деформації і опір його пластичній деформації, відповідно, зменшуються при вмісті CrB₂ 2 % (за масою), а при підвищенні концентрації добавки – зростають. Значне підвищення зносостійкості в зразку, що містить 2 % (за масою) CrB₂, в порівнянні з вихідним зразком, обумовлено формуванням дрібнозернистої мікроструктури і оптимальним поєднанням твердості і модуля пружності. Трибологічні випробування спечених зразків в режимах тестування палець–диск і куля–шліф свідчать про суттєве розширення функціональних можливостей розробленого композита, який містить 2 % CrB₂.

Ключові слова: композит, концентрація, структура, дисперсність, твердість, модуль пружності, коефіцієнт тертя, зносостійкість.

ВСТУП

Відрізні круги, канатні пили, шліфувальні та інші інструменти для каменеобробної промисловості виготовляють в основному з композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) на основі металевих матриць, що мають в своєму складі залізо, мідь, нікель і олово [1–4]. Фізико-механічні властивості КАМ обумовлені хімічним складом, структурою і морфологією, які, в свою чергу, залежать від властивостей їх складових, способів і технологічних режимів спікання [5–9]. Крім того, властивості цих КАМ залежать від розмірів зерна, щільності дислокацій і двійників [10, 11]. Каменеобробні інструменти працюють в умовах високих навантажень [12], напружень [13, 14] і температур [15–18], що викликає інтенсивний знос металеві матриці [1, 2, 19, 20] і пред'являє високі вимоги до механічних і трибологічних характеристик КАМ. У зв'язку з цим, особливо актуальними є дослідження підвищення

зносостійкості існуючих і створення нових КАМ з необхідним комплексом фізико-механічних властивостей.

В [21–28] проаналізовано стан досліджень в області спікання композитів на основі металевих матриць, що містять залізо, кобальт, мідь, нікель, олово. В основі цих досліджень лежить вивчення складу і структурних особливостей матеріалів, що пов'язано з існуванням для них залежності склад–структура–дисперсність–властивість. В [29] відзначено, що в результаті цілеспрямованої зміни структури і фазового складу вдається впливати на фізико-механічні властивості КАМ на основі матриці Fe–Cu–Ni–Sn. Для поліпшення фізико-механічних і експлуатаційних властивостей таких КАМ в їх склад вводять різні сполуки перехідних металів. При цьому в спеченому композиті може зменшуватися розмір зерна і гомогенізуватися фазовий склад. Відомо позитивний вплив карбиду вольфраму (WC) [30] і деяких нанодисперсних добавок [31] на структуру і властивості КАМ. Структура композиційного матеріалу складу $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ ¹ з добавкою порошку VN у кількості 3 % сформована з дрібніших зерен, ніж структура аналогічного матеріалу, спеченого без добавки VN [32]. Композити, спечені на основі шихти $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ з добавкою порошку VN в кількості 3 %, мають більшу твердість і зносостійкість, ніж композити $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$, спечені в таких самих умовах [33, 34]. Виявлено [35, 36], що введення 2 % CrB_2 до складу металеві матриці $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ при гарячому пресуванні КАМ забезпечує зневуглюцювання в перехідній зоні алмаз–матриця шляхом утворення прошарків Fe_3C , Cr_3C_2 , $\text{Cr}_7\text{C}_3\text{Cr}_{1,65}\text{Fe}_{0,35}\text{B}_{0,96}$ з одночасним підвищенням міцності і зносостійкості. Водночас в літературі відсутні дані про зносостійкість розглянутих добавок з іншим вмістом CrB_2 . При цьому зміна концентрації добавки часто змінює такі важливі властивості, як твердість, модуль пружності та ін. При розробці КАМ нового покоління важливим є комплексне дослідження впливу добавок CrB_2 в широкому інтервалі концентрації на механічні та експлуатаційні властивості композитів, що розглядаються.

Важливими характеристиками обговорюваних матеріалів є мікротвердість H і модуль пружності E , а також відношення H/E і H^3/E^2 , змінюючи які, можна керувати і зносостійкістю. Для оцінки стійкості матеріалу пружній деформації руйнування використовують відношення твердості і модуля пружності – H/E , яку також називають індексом пластичності [37], а для оцінки опору матеріалу пластичній деформації застосовують параметр H^3/E^2 [38, 39]. У недавніх дослідженнях [33, 34] було показано, що зносостійкість матеріалів $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ і $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$ підвищується зі збільшенням параметрів H/E і H^3/E^2 . В [40] досліджено вплив CrB_2 на кінетику усадки в процесі гарячого пресування композитів системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn), що дозволило підвищити їхню мікротвердість та границі міцності при стисненні й згині. Експериментальне визначення мікротвердості H , модуля пружності E , параметрів H/E і H^3/E^2 , а також дослідження зв'язку цих параметрів з трибологічними характеристиками композитів $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ з різним вмістом CrB_2 не було здійснено. Використовуючи цю інформацію, можна в процесі спікання композитів не тільки керувати їхньою структурою і фазовим складом, але і направлено формувати композиційні склади з заданим співвідношенням основних компонентів і добавок.

Метою цієї роботи було дослідження впливу дисперснозміцнюючої добавки порошку CrB_2 на механічні та трибологічні властивості матеріалів, що

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

мають в своєму складі залізо, мідь, нікель, олово і використовуються як матриці для алмазовмісних композитів, спечених методом порошкової металургії.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Вихідні матеріали і спосіб спікання зразків

Для приготування вихідних сумішей для спікання зразків композитів діаметром 10 мм і товщиною 8 мм методом пресування при кімнатній температурі і наступного спікання 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 композитів наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Склад вихідних сумішей для спікання зразків композитів, % (за масою)

№ зразка	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 насухо в змішувачі зі зміщеною віссю обертання впродовж 8 год. Питома потужність змішувача становила 8 Вт/год. Пресування приготованих сумішей здійснювали при кімнатній температурі на гідравлічному пресі в прес-формах з жаростійкого сплаву ХН77ТЮР (ГОСТ 5632–72) при тиску 500 МПа. Потім спікання пресовок в цих же формах проводили в печі SNOL 72/100 при 800 °С впродовж 1 год з наступним гарячим допресуванням при тиску 200 МПа. Щоб запобігти різкому зниженню температури під час гарячого допресування композита, поверхні преса, що контактують, і форми ізолювали азбестовим матеріалом. Температура системи під час гарячого допресування знижувалася з 800 до 750 °С (швидкість охолодження – ~ 10 °С/хв).

Мікроструктурна і мікромеханічна характеристика зразків

Морфологію і розподіл кристалітів за розмірами в частинках порошку дибориду хрому і вихідних сумішах проводили за знімками частинок за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106І (Суми, Україна) з потенціалом прискорення 30 кВ. Для аналізу отримували з кожного зразка не менше двадцяти зображень. Розрахунки хімічного складу виконували за методикою ZAF корекції і програмного пакету Magelanes 3.1.

Похибка визначення для важких елементів складала ~ 0,01 % (за масою), легких – ~ 1 % (за масою). Електронно-мікроскопічні дослідження тонких фольг, отриманих зі спечених зразків, проводили на трансмісійному електронному мікроскопі ТЕМ-125 (Суми, Україна) з потенціалом прискорення 125 кВ при роздільності 0,18 нм.

Оцінку міжплощинних відстаней за мікроелектронограмами (МЕГ) проводили з використанням внутрішнього еталону MgO. Кількісний фазовий

склад композита розраховували методом щільнопрофільного аналізу з використанням пакета MAUD.

Тонкі фольги від спечених зразків для дослідження мікроструктури було отримано методом електрополірування в розчині $\text{HClO}_4 + 30\% \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$.

Рентгенограми від зразків отримували за допомогою дифрактометра ДРОН 4.13С у випромінюванні мідного анода в геометрії Бреґґа–Бретано в діапазоні кутів $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$. Рентгенофазний аналіз здійснювали за стандартною методикою з використанням програмного пакета X-powder [41]. 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 [42].

Мікромеханічні випробування проводили на універсальному мікро/нано-твердомірі Micron-gamma [43] індентором Берковича при навантаженні 0,49 Н. Швидкість зростання навантаження була постійною і рівною 0,2 мН/с. Мікротвердість H і модуль пружності E знаходили при аналізі кривої розвантаження індентора [44] за методом Олівера і Фара [45].

Трибологічні і склерометричні випробування зразків

Трибологічні випробування спечених зразків проводили при температурі навколишнього повітря 25°C і відносній вологості 50 % на приладі Micron-gamma (рис. 1, *a*), принципова схема якого представлена в [46], в режимі тестування палець–зразок (pin-on-disk) при зворотно-поступальному терті (рис. 1, *в*) [47] і на машині тертя (рис. 1, *б*) в режимі тестування куля–шліф (calotest) при абразивному терті (рис. 1, *з*) [33]. 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 заокруглення при вершині 400 мкм при навантаженні 500 мН і швидкості ковзання 20 мкм/с. Час випробування становить 40 с (400 циклів). Знос доріжок тертя вимірювали на безконтактному інтерференційному 3D профілометрі Micron-alpha [48], який реєструє нерівності поверхні з нанометричною точністю. Це дозволило виміряти об'єм доріжки тертя (V). Дані потім були перетворені в швидкість зносу. Швидкість зносу зразків визначали за формулою [49]

$$I = \frac{V}{P_n L n},$$

де V – втрата об'єму зносу зразка, мкм^3 ; F – прикладена нормальна сила, Н; L – довжина доріжки (відстань, пройдена індентором при одному циклі), мкм; n – число циклів (зворотно-поступальних рухів). Випробування відповідають міжнародним стандартам ASTM G99-959, DIN50324 і ISO 20808 [50, 51].

Випробування спечених зразків в режимі тестування куля–шліф при абразивному зношуванні зразків кулькою 2 зі сталі 100Cr6 радіусом 10 мм (див. рис. 1, *б*, *з*)) проводили при навантаженні 1 Н з додаванням суспензії I , яка містила 20 % алмазного порошку дисперсністю 0,5–1,0 мкм. Швидкість обертання кульки і тривалість процесу становили 72 об/хв і 120 с відповідно. Абразивну зносостійкість і об'єм зношеної лунки V визначали за діаметром відбитка D кульки при його терті по поверхні зразка. Об'єм лунки зносу V розраховували з умови рівності радіуса кривизни лунки радіусу кулі R за форму-

люю $V = \pi D^4 / (64R)$. Знос доріжок тертя вимірювали на безконтактному інтерференційному 3D-профілометрі Micron-alpha [48]. Тестер Micron-gamma використовували в [33, 34, 52] при дослідженні кінетики зносу композиційних матеріалів на багатокомпонентних металевих матрицях і керамічних матеріалів при зворотно-поступальному русі алмазного індентора.

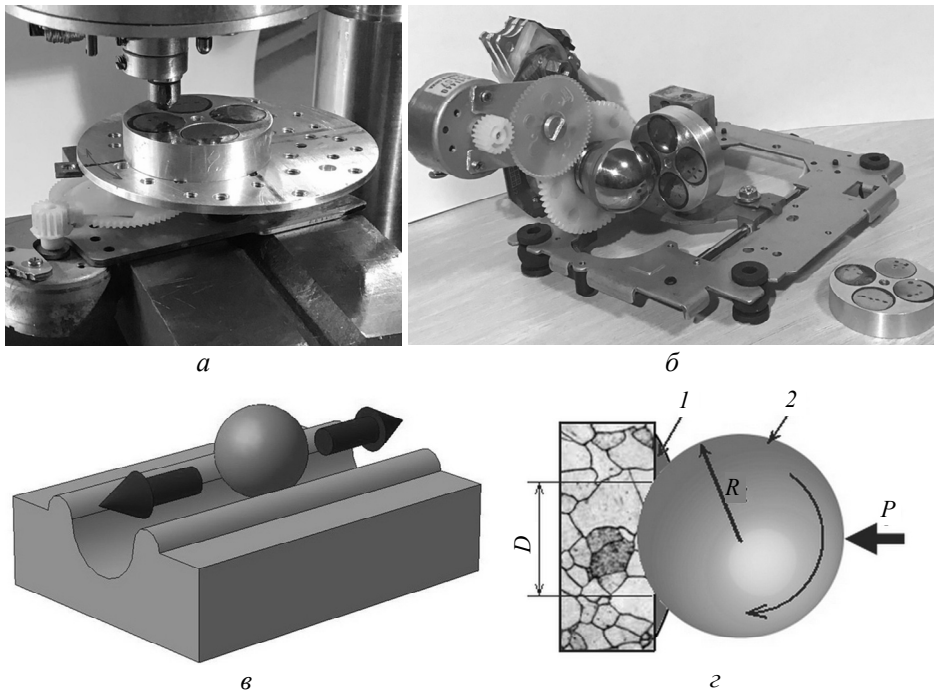


Рис. 1. Тестер Micron-gamma (а), машина тертя (б) для дослідження трибологічних характеристик спечених зразків і схеми їх навантаження (в) і (з) відповідно.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Морфологія вихідних матеріалів

На рис. 2, а представлено СЕМ-зображення вихідної суміші порошків заліза, міді, нікелю та олова для спікання зразків. Компоненти у вихідній суміші характеризуються відносно рівномірним розподілом, їх розмір змінюється в інтервалі 5–25 мкм. Частинки заліза – більш крупні темно-сірі частинки на фоні більш світлих дрібних частинок із середнім розміром 10–25 мкм, мають переважно неправильну форму.

Спостерігаються також частинки заліза більших розмірів, які утворюються внаслідок злипання більш дрібних частинок агломерату. Частинки порошку міді розміром 5–20 мкм мають менш щільну і більш тонку просторову дендритну структуру, що обумовлює зменшення відносної насипної щільності і перешкоджає їх щільній упаковці в 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 їхній поверхні спостерігаються напливи металу, а також частинки малого розміру (сателіти). Округла форма частинок добре сприяє їх щільній укладці у насипному стані.

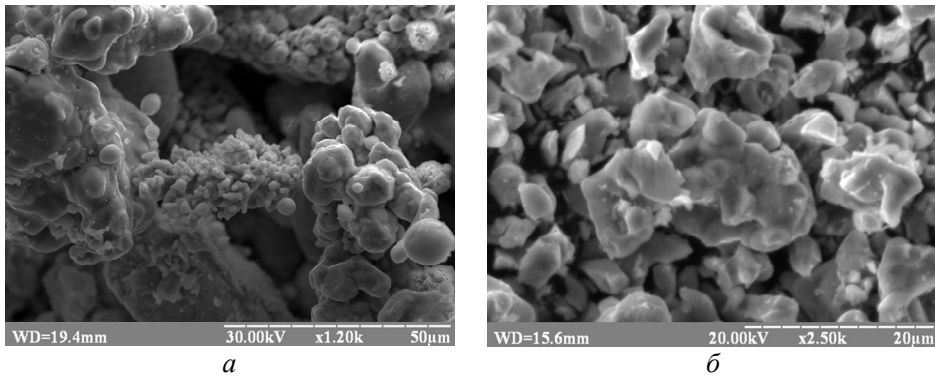


Рис. 2. СЕМ-зображення суміші 51Fe–32Cu–9Ni–8 Sn (а) і порошку CrB₂ (б) в вихідному стані.

Морфологія вихідного порошку CrB₂, внесеного в суміш порошків заліза, міді, нікелю та олова, показана на рис. 1, б. Розмір зерен порошку CrB₂ знаходиться в інтервалі від 0,5 до 8,0 мкм. Спостерігали також частинки порошку CrB₂ більших розмірів, які утворюються, швидше за все, внаслідок злипання більш дрібних частинок. Згідно [36], частинки CrB₂ мають однофазну структуру з параметрами решітки $a = 0,2972$ нм, $c = 0,3069$ нм.

Мікроструктура зразків

СЕМ-зображення мікроструктури зразка 1, спеченого з шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8 Sn при температурі 800 °С, представлено на рис. 3 (а, б). Розмір зерен основних компонентів знаходиться в діапазоні від 5 до 20 мкм.

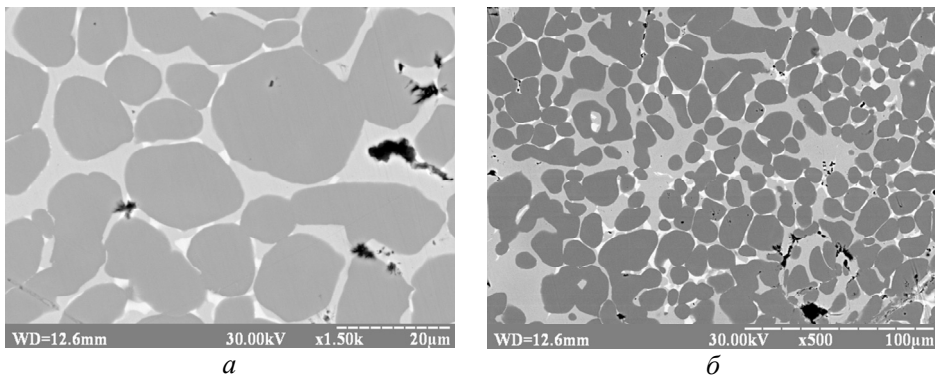


Рис. 3. СЕМ-зображення мікроструктури зразка 1, спеченого з шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn; $\times 1500$ (а) і $\times 500$ (б).

Структура зразка 51Fe–32–Cu–9Ni–8Sn (зразок 1) складається з фаз α -Fe (параметр кристалічної решітки $a = 0,28680$ нм), Cu ($a = 0,36087$ нм), Cu₉NiSn₃ ($a = 1,8020$ нм), NiSn₃ ($a = 0,52958$ нм) з розміром зерен 5–20 мкм [36].

На рис. 4 показана мікроструктура (ПЕМ-зображення) ділянок зразка 2, спеченого з шихти 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂.

Видно (див. рис. 4, а, в, д), що на цих ділянках структури відсутні пори, а границі між зернами – тонкі і чітко сформовані. Особливістю мікроструктури цього зразка є присутність нових фаз Cu₉NiSn₃ і NiSn₃ (див. рис. 4, в), які утворилися внаслідок взаємодії компонентів. Порівняння отриманих даних з результатами, приведеними на рис. 3, свідчить про те, що введення порошку CrB₂ в кількості 2 % до складу композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn приводить до

подрібнення структури. У цьому випадку розміри основних складових, зокрема, заліза і міді зменшилися з 5–25 мкм (див. рис. 3) до 2–4 мкм (див. рис. 4, *a*, *в*, *д*). Субмікроскопічні частинки CrB_2 з середнім розміром $d \approx 200\text{--}300$ нм розташовуються як по границях зерен, так і в об'ємі. На електронограмах цього зразка спостерігаються кільцеві відображення від ОЦК-решітки $\alpha\text{-Fe}$ декількох орієнтировок – (110), (200), (211), (310) (див. рис. 4, *б*), фаз – Cu (111), (200), (220), Cu_2NiSn_3 (600), NiSn_3 (101) (див. рис. 4, *з*) і CrB_2 (002), (110) (див. рис. 4, *е*). Хоча положення кільцевих дифракційних максимумів на електронограмах в межах точності вимірів не змінюється, спостерігається значне розширення ліній, що, насамперед, пов'язано зі зменшенням розміру кристалітів фази CrB_2 . При цьому кільцеві лінії фаз CrB_2 мають велику інтенсивність, що вказує на їх присутність в значній кількості в зразку (див. рис. 4, *е*).

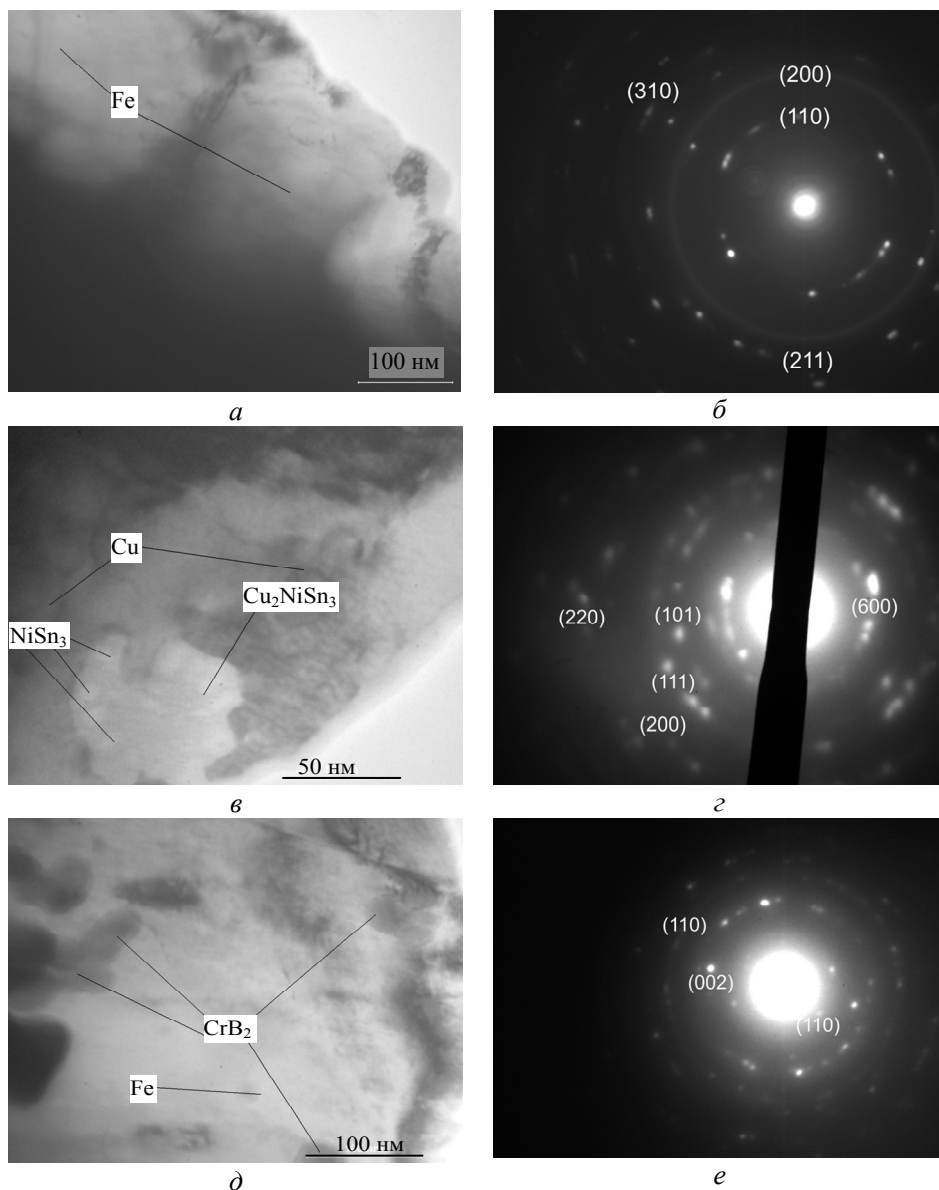


Рис. 4. ПЕМ-зображення ділянок структури зразка 2 (*a*, *в*, *д*) і відповідні їм електронограми (*б*, *з*, *е*).

Таким чином, в зразку 1 сформована крупнозерниста структура. Утворені фази мають різноманітну конфігурацію, розміри яких складають 5–25 мкм (див. рис. 3, а, в, д). У зразку 2, що має в складі добавку CrB_2 в кількості 2 %, відбулося і подрібнення мікроструктури з 5–25 мкм до 2–4 мкм (див. рис. 4). Зменшення розміру зерна в зразку 2 в порівнянні зі зразком 1 може покращити його фізико-механічні властивості. Викладені результати вказують на доцільність досліджувати вплив добавки CrB_2 на механічні і трибологічні властивості композитів 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, що дуже важливо для розробки КАМ нового покоління.

Механічні і трибологічні властивості зразків

Результати дослідження мікротвердості H , модуля пружності E , стійкості матеріалу пружній деформації руйнування H/E і опору матеріалу пластичній деформації H^3/E^2 для спечених зразків, що мають в своєму складі добавку CrB_2 різної концентрації, наведено в табл. 2. Видно, що значення параметрів H , E , H/E і H^3/E^2 для зразків, що розглядаються, істотно різняться. Так, в зразку 1 (без добавки CrB_2) значення H , E , H/E і H^3/E^2 складають 4,475, 86,6 ГПа, 0,0517 і 0,0119 МПа відповідно. У зразку 2, що має в своєму складі добавку CrB_2 в кількості 2 %, значення параметрів H , E , H/E і H^3/E^2 збільшилися від 4,475 до 7,896 ГПа, від 86,6 до 107,5 ГПа, від 0,0517 до 0,0735 і від 0,0119 до 0,0427 МПа відповідно. При збільшенні концентрації CrB_2 від 2 до 4 % (зразок 3) і від 4 до 6 % (зразок 4) значення H , E , H/E і H^3/E^2 ростуть менш інтенсивно, ніж у зразку 2, що містить добавку CrB_2 в кількості 2 %. При подальшого збільшенні кількості CrB_2 від 6 до 8 % (зразок 5) твердість зростає від 8,312 до 10,201 ГПа, а модуль пружності – від 128,4 до 160,4 ГПа. Характерною особливістю отриманих результатів є те, що найбільші значення параметрів H/E і H^3/E^2 спостерігається для зразка 2, що містить в своєму складі добавку CrB_2 в кількості 2 %.

Таблиця 2. Механічні характеристики спечених зразків

Зразок	Концентрація CrB_2 , %	Мікротвердість H , ГПа	Модуль пружності E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , МПа
1	0	4,475	86,6	0,0517	0,0119
2	2	7,896	107,5	0,0735	0,0427
3	4	8,114	120,5	0,0673	0,0366
4	6	8,312	128,4	0,0647	0,0348
5	8	10,201	160,4	0,0636	0,0412

На підвищення значень H/E і H^3/E^2 і, як наслідок, зносостійкості зразка 2 в порівнянні зі зразком 1 ще впливає зменшення розміру зерна (див. рис. 3 і 4). В [33] показано, що введення нітриду ванадію в кількості 3 % до складу композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn привело до зменшення феритного зерна і зниженню швидкості зносу з від $11,31 \cdot 10^{-4}$ до $1,79 \cdot 10^{-4}$ $\text{мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ з одночасним підвищенням параметрів H/E від 0,013 до 0,043 і H^3/E^2 від 0,49 до 9,91 МПа. Подібні значення H/E і H^3/E^2 отримано і при дослідженні багатокомпонентних титанових сплавів [53]. Виявлене збільшення стійкості матеріалу пружній деформації H/E і опору матеріалу пластичній деформації H^3/E^2 в зразку 2 в порівнянні зі зразками 1, 3–5 може бути викликано двома причинами, кожна з яких могла привести до такого результату окремо, або в результаті їх спільної взаємодії. Перша причина – прямий вплив добавки CrB_2 на власти-

вості композита. Твердість, модуль пружності і границя міцності при стисненні в CrB_2 вищі [54], ніж аналогічні показники основних складових зразка (заліза, міді, нікелю та олова) [55]. Друга причина – відмінність структури композитів, що містять добавку CrB_2 [35, 36]. Отримані дані дозволяють припустити, що для зразка 2, на відміну від зразків 1, 3, 4 і 5, слід очікувати підвищену зносостійкість.

Зміна топографії ділянок доріжок тертя (ширини і глибини канавки зносу) при зворотно-поступальному терті спечених зразків в залежності від вмісту CrB_2 ілюструє рис. 5. Видно, що ширина (див. рис. 5, $a-d$) (зверху) і глибина (див. рис. 5, $a-d$) (знизу) канавки зносу для зразків в залежності від вмісту CrB_2 в їх складі істотно відрізняються. Причому зі збільшенням концентрації CrB_2 ширина і глибина канавки зносу змінюється по-різному. Усереднені результати вимірювань значень сили тертя $F_{\text{тр}}$, коефіцієнта тертя μ , об'єму доріжки тертя V і швидкості зносу I для спечених зразків наведено в табл. 3. Значення цих параметрів в залежності від концентрації CrB_2 (C_{CrB_2}) у вихідній суміші різняться.

Для зразка 1 ($C_{\text{CrB}_2} = 0\%$) значення $F_{\text{тр}}$, μ , V і I становлять 90 мН, 0,180, $5,3 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3$ і $5,3 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ відповідно. Для зразка 2 ($C_{\text{CrB}_2} = 2\%$) значення всіх параметрів, що розглядаються, зменшуються: $F_{\text{тр}}$ – від 90 до 65 мН, а μ , V і I – від 0,180 до 0,130; V – від $5,3 \cdot 10^{-6}$ до $2,1 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3$; I – від $5,3 \cdot 10^{-2}$ до $2,1 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ відповідно. Підвищену зносостійкість зразка 2 в порівнянні зі зразком 1 обумовлено більш дрібним зерном (див. рис. 3 і 4) і більш високими значеннями твердості і модуля пружності (див. табл. 2). При збільшенні C_{CrB_2} від 2 до 4 % в складі вихідної шихти (зразок 3) значення $F_{\text{тр}}$, μ , V і I починають поступово збільшуватися. При подальшому збільшенні C_{CrB_2} в складі вихідної шихти (зразки 4 і 5) швидкість зносу продовжує поступово збільшуватися.

Таблиця 3. Трибологічні характеристики спечених зразків

Зразок	Концентрація, %	$F_{\text{тр}}$, мН	μ	V , 10^{-6} мм^3	I , $10^{-2} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ м}^{-1}$
1	0	90	0,180	5,3	5,3
2	2	65	0,130	2,1	2,1
3	4	70	0,140	2,9	2,9
4	6	72	0,144	3,4	3,4
5	8	75	0,150	4,0	4,0

Характерною особливістю отриманих результатів є те, що мінімальна швидкість зносу $2,1 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ була досягнута для зразка 2 з найбільшими значеннями параметрів H/E і H^3/E^2 рівними 0,0735 і 0,0427 МПа відповідно. В [33, 56, 57] також спостерігали поліпшення трибологічних властивостей за рахунок підвищення параметрів H/E і H^3/E^2 .

Максимальну швидкість зносу $5,3 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ було зафіксовано для зразка 1, який не містить в складі добавки CrB_2 , що корелює з параметрами H/E і H^3/E^2 (див. табл. 2).

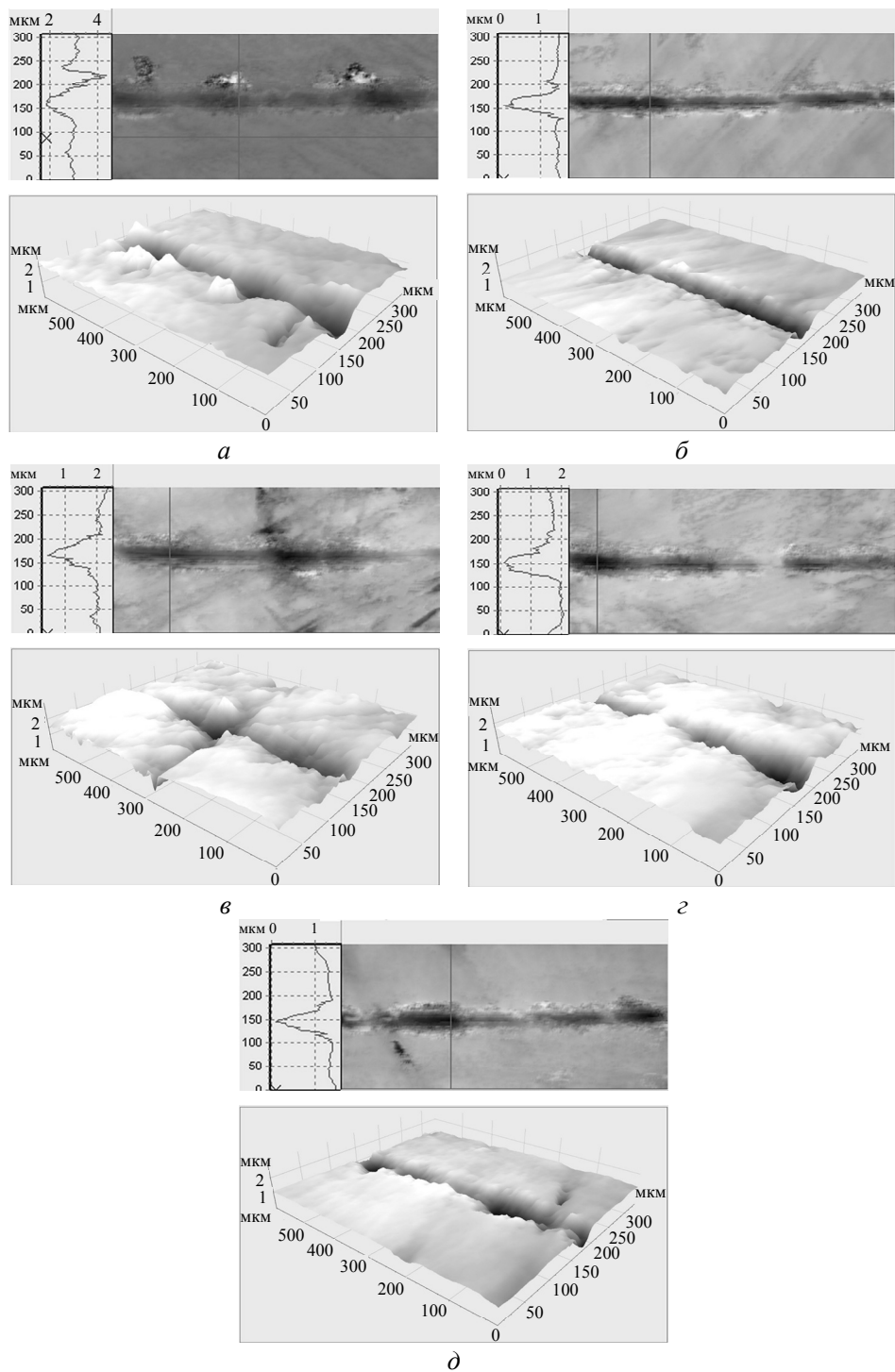


Рис. 5. 2D (зверху) (а, б, в, з, д) і 3D (знизу) (а, б, в, з, д) зображення ділянок доріжок тертя зразків 1 (а), 2 (б), 3 (в) і 4 (з) і 5 (д).

Трибологічні випробування спечених зразків в режимі тестування “куля-шліф” при абразивному зношуванні також показали істотну зміну властивостей, обумовлену фізичною природою і структурою. Характерні фотознімки

областей зносу спечених зразків після тертя сталеву кулькою діаметром 20 мм при навантаженні 1 Н і швидкості обертання 72 об/хв впродовж 120 с представлено на рис. 6.

З рис. 6 випливає, що розміри лунки зносу спечених зразків також різняться. Найбільший діаметр лунки зносу спостерігається для зразка 1 (див. рис. 6, а), а найменший – для зразка 2 (див. рис. 6, б).

Швидкість зносу для зразка 1 ($C_{CrB_2} = 0\%$) становить $2,67 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$, а для зразка 2 ($C_{CrB_2} = 2\%$) швидкість зносу зменшується до $1,25 \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ (табл. 4). При збільшенні C_{CrB_2} від 2 до 4% в складі вихідної шихти (зразок 3) швидкість зносу збільшилася на 14% від мінімального значення. При

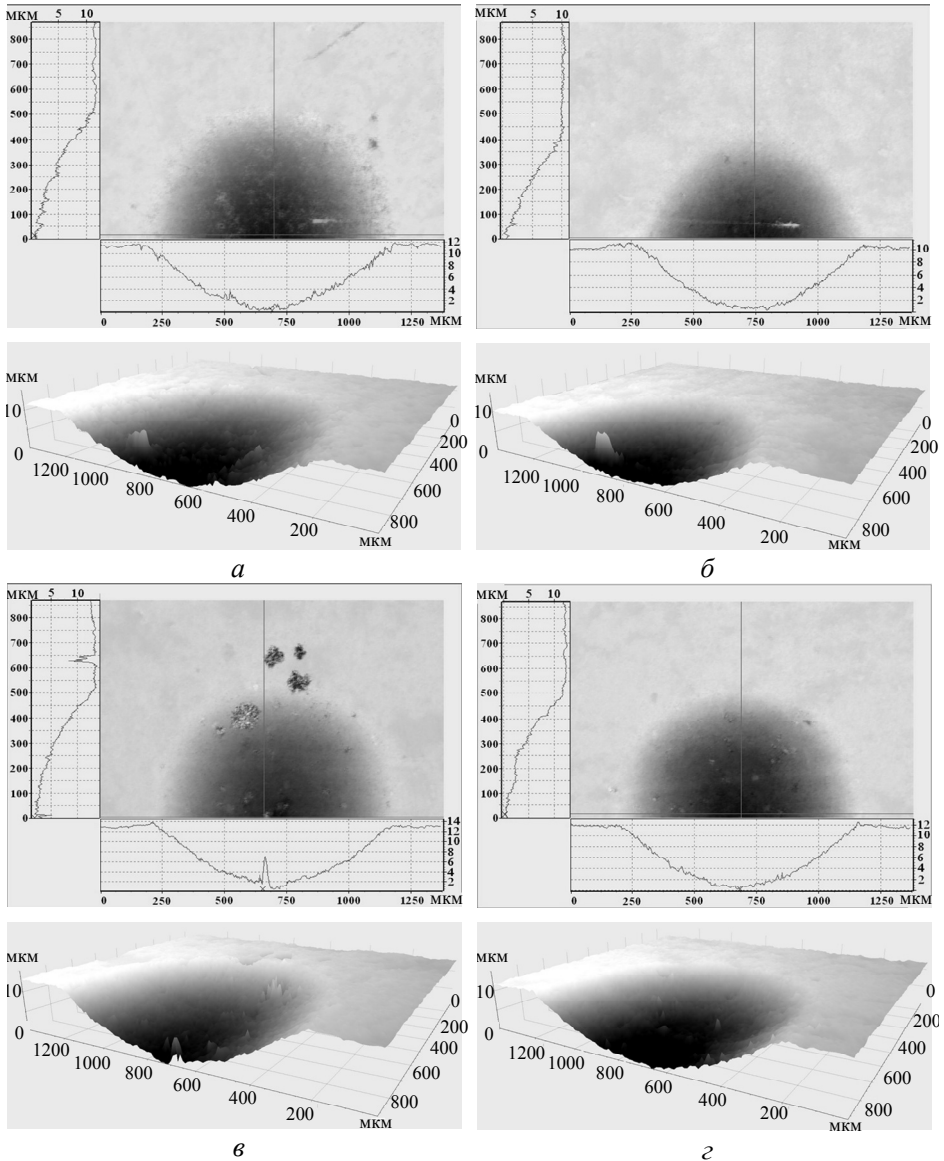


Рис. 6. 2D (зверху) і 3D (знизу) топографії лунок зносу, отримані методом “куля-шліф”, після тертя сталеву кулькою по поверхні зразків 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) і 5 (д).

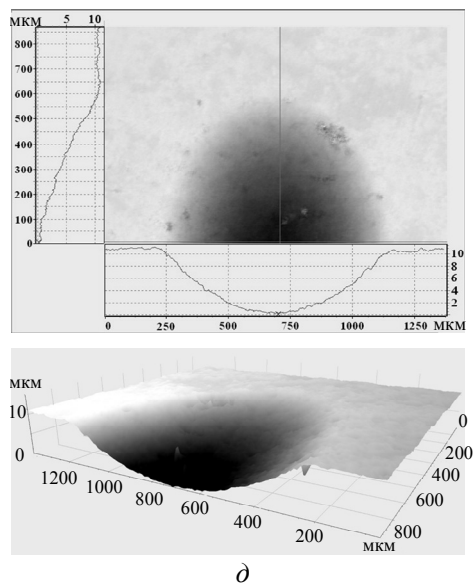


Рис. 6. (Продовження).

подальшому збільшенні в складі вихідної шихти (зразки 4 і 5) швидкість зносу продовжує поступово збільшуватися до $2,08 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$.

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

Зразок	Концентрація, %	Об'єм лунки і зносу $V, \text{ мм}^3$	Швидкість зносу $I, 10^{-3} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$
1	0	0,32	2,67
2	2	0,15	1,25
3	4	0,17	1,42
4	6	0,20	1,67
5	8	0,25	2,08

Зниження зносостійкості зразків 3–5 в порівнянні зі зразком 2 пов'язано з виникненням надмірної крихкості внаслідок перевищення концентрації CrB_2 . Найбільш різка зміна швидкості зносу відбувалася при концентрації $C_{\text{CrB}_2} = 2\%$ (зразок 2). Характерною особливістю отриманих результатів є те, що найменша швидкість зносу $1,25 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ була досягнута для зразка 2 з найбільшими значеннями параметрів H/E і H^3/E^2 рівними 0,0735 і 0,0427 МПа відповідно (див. табл. 2). Підвищення зносостійкості з урахуванням додавання CrB_2 до складу композита обумовлено тими ж причинами, що і при зворотньо-поступальному терті, розглянутому вище.

ВИСНОВКИ

Додавання CrB_2 до складу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn КАМ, сформованих методом холодного пресування і наступного спікання з гарячим допресуванням, впливає на їхню структуру, механічні і експлуатаційні властивості. Характер і ефективність цього впливу залежить від концентрації CrB_2 .

Показано, що твердість і модуль пружності ростуть лінійно зі збільшенням вмісту CrB_2 в складі композита. При цьому найбільші значення стійкості матеріалу пружній деформації (0,0735), опору матеріалу пластичній деформації (0,0427 МПа) і найменші значення коефіцієнта тертя (0,130) і швидкості зносу ($2,1 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$) зафіксовано при концентрації 2 % CrB_2 .

Значне підвищення зносостійкості в зразку, що містить 2 % CrB_2 , в порівнянні з вихідним зразком, обумовлено формуванням дрібнозернистої структури і найбільшими значеннями стійкості матеріалу при пружній деформації і опору матеріалу пластичній деформації. Зниження зносостійкості зразків при подальшому збільшенні концентрації CrB_2 в зразку пов'язано з підвищенням твердості і крихкості.

Трибологічні випробування спечених зразків в режимах тестування палець–диск при зворотно-поступальному терті й куля–шліф при абразивному терті на додаток до вимірювання мікротвердості і модуля пружності свідчать про істотне розширення функціональних можливостей розробленого композита, що містить 2 % CrB_2 .

Для прогнозування зносостійкості матриці КАМ можна використовувати параметри H/E і H^3/E^2 , що характеризують відповідно стійкість матеріалу до пружної деформації і опір матеріалу пластичній деформації.

ФІНАНСУВАННЯ

Робота виконана в рамках держбюджетних науково-дослідних тем відповідно до координаційних планів Міністерства освіти і науки України (номер державної реєстрації № 0117 У 000391).

V. A. Mechnik¹, N. A. Bondarenko¹, V. M. Kolodnitskyi¹,
V. I. Zakiev², I. M. Zariiev², S. R. Ignatovich², S. S. Yutskevych²

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

²National Aviation University, Kyiv, Ukraine

Mechanical and operational properties of Fe–Cu–Ni–Sn
materials with different amount of CrB_2 used as matrices
for diamond containing composites

The effect of the CrB_2 additives in the range from 0 to 8 wt % on the microstructure, microhardness, elastic modulus, friction coefficient, and wear resistance of Fe–Cu–Ni–Sn composites formed by cold pressing and subsequent sintering with hot pressing was investigated. It is found that an increase in the CrB_2 amount in the composition of the composite is accompanied with an increase in its hardness and elastic modulus. In this case, the friction coefficient and wear rate, as well as H/E and H^3/E^2 parameters, which describe material resistance to the elastic fracture deformation and resistance of material to plastic deformation, respectively, decrease with concentration of the CrB_2 2 wt %, and with increasing of additive concentration are increasing. A significant increase in wear resistance of the sample which contains 2 % of CrB_2 compared to the initial sample is due to the formation of fine-grained microstructure and optimal combination of hardness and elastic modulus. Tribological tests of sintered samples in pin-on-disc and calo-test modes indicate significant improvement of operational capabilities of the developed composite contain 2 % of CrB_2 .

Keywords: composite, concentration, structure, dispersion, hardness, elastic modulus, friction coefficient, wear resistance.

1. 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 hard-

- ened bond for cutting tools of superhard materials. *J. Superhard Mater.* 2012. Vol. 34, no. 4. P. 270–280.
2. Mechnyk V.A. Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics. *Mater. Sci.* 2013. Vol. 48, no. 5. P. 591–600.
 3. Gevorkyan E., Mechnik V., Bondarenko N., Vovk R., Lytovchenko S., Chishkala V., Melnik O. Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) hot pressing. *Functional Materials.* 2017. no. 24. P. 31–45.
 4. Janusz Konstanty. Powder Metallurgy Diamond Tools. Oxford: UK, 2005. 152 p.
 5. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kuzin N.O., and 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.
 6. 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.
 7. 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.
 8. 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.
 9. Shabani M., Paydar M.H., Zamiri R., Goodarzi M., Moshksar M.M., Microstructural and sliding wear behavior of SiC_particle reinforced copper matrix composites fabricated by sintering and sinter_forging processes. *J. Mater. Res. Technol.* 2016. Vol. 5, no. 1. P. 5–12.
 10. 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, no 1–2. P. 272–276
 11. Leon L. Shaw, Juan Villegas, Jian-Yu Huang, Shuo Chen. Strengthening via deformation twinning in a nickel alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 480, no 1–2. P. 75–83.
 12. 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.
 13. 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 Iznos.* 2002. Vol. 23, no. 2. P. 146–153.
 14. 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 Iznos.* 2002. Vol. 23, no. 4. P. 393–396.
 15. Aleksandrov V.A., Zhukovsky A.N., Mechnik V.A., Temperature field and wear of inhomogeneous diamond wheel at convective heat exchange. *Trenie Iznos.* 1994. Vol. 15, no. 1. P. 27–35.
 16. Aleksandrov V.A., Zhukovskij A.N., Mechnik V.A., Temperature field and wear of heterogeneous diamond wheel under conditions of convective heat transfer. Part 2. *Trenie Iznos.* 1994. Vol. 15, no. 2. P. 196–201.
 17. 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. *Sverkhtverd. Mater.* 2004, no. 2. P. 66–73.
 18. 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. *Sverkhtverd. Mater.* 2005, no. 1. P. 67–77.
 19. Sveshnikov I.A., Kolodnitsky V.N. Optimization of the hard alloy cutter arrangement in the drilling bit body. *Sverkhtverd. Mater.* 2006. Vol. 28, no. 4. P. 70–75.
 20. 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 Iznos.* 1993. Vol. 14, no. 6. P. 1115–1117.
 21. 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). *Sverkhtverd. Mater.* 2006, no 6. P. 3–17.
 22. de Oliveira L.J., Bobrovnichii G.S., Filgueira M. Processing and characterization of impregnated diamond cutting tools using a ferrous metal matrix. *Int. J. Ref. Met. Hard Mater.* 2007. Vol. 25, no 4. P. 328–335.

23. 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.
24. Borowiecka-Jamrozek J., Lachowski J. Modelling of the mechanical state of a diamond particle in the metallic matrix. *Adv. Mater. Res.* 2014. Vol 874. P. 127–132.
25. Borowiecka-Jamrozek J., Lachowski J. Properties of Sinters Produced from Commercially Available Powder Mixtures. *Archives Foundry Eng.* 2016. Vol 16, no 4. P. 37–40.
26. Oliveira F.A.C., Anjinho C.A., Coelho A., Amaral P.M., and Coelho M. PM materials selection: The key for improved performance of diamond tools. *Metal Powder Report.* 2017. Vol. 72, no 5. P. 339–344.
27. Borowiecka-Jamrozek J. M., Konstanty J, Lachowski J. The application of a ball-milled Fe–Cu–Ni powder mixture to fabricate sintered diamond tools. *Archives of Foundry Eng.* 2018. Vol 18, no 1. P. 5–8.
28. 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.
29. 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.
30. 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, no 38. P. 59–62.
31. Zaitsev A.A., Sidorenko D.A., Levashov E.A., Kurbatkina V.V., Andreev V.A., Rupasov S.I., Sevast'yanov P.V. Diamond tools in metal bonds dispersion-strengthened with nanosized particles for cutting highly reinforced concrete. *J. Superhard Mater.* 2010. Vol. 32. P. 423–431.
32. 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. *Materials Characterization.* 2018. Vol. 146. P. 209–216.
33. 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. *Tribol. Industry.* 2019. Vol. 41, no 2. P. 188–198.
34. 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.
35. Mechnik V.A. Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ systems. *Mater. Sci.* 2013. Vol. 49, no. 1. P. 93–101.
36. 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.
37. Leyland A., Matthews A. On the significance of the *H/E* ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour. *Wear.* 2000, no 246. P. 1–11.
38. Soldan J., Musil J. Structure and mechanical properties of DC magnetron sputtered TiC/Cu films. *Vacuum.* 2006. Vol. 81. P. 531–538.
39. Musil J. Tribological and mechanical properties of nanocrystalline *n*-TiC/a-C nanocomposite thin films. *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2010. Vol. 28, no. 2. P. 244–249.
40. Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Suprun M.V. Shrinkage and shrinkage rate behavior in C_{diamond}–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ system during hot pressing of pressureless-sintered compacts. *J. Superhard Mater.* 2009. Vol. 31, no 4. P. 232–240.
41. 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.
42. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). International Centre for diffraction data. USA. 1988. 432 p.

43. Zakiev I., Aznakayev E. Micro Gamma: The device for the estimation of physico-mechanical properties of materials. JALA: *J. Association Laboratory Automation*. 2002. Vol. 7, no. 5. P. 44–45.
43. 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.
44. Vasylyev M.O., Mordyuk 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.
45. 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.
46. 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.
47. Vasylyev M.A., Mordyuk 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.
48. 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.
49. 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.
50. ASTM G99-17, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
51. ASTM G171-03, Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
52. 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.
53. Firstov S.A., Gorban V.F., Krapivka N.A., Pechkovskii E.P., Danilenko N.I., Karpets M.V. Mechanical properties of multicomponent titanium alloy. *Strength Mater.* 2010. Vol 42. P. 622–630.
54. Тугоплавкие соединения: Справ. / под ред. Г. В. Самсонова, И. М. Виницкого. Москва: Металлургия, 1976. 560 с.
55. Свойства элементов. В 2-х ч. Ч. 1. Физические свойства: Справ. / под ред. Г.В. Самсонова. Москва: Металлургия, 1976. 600 с.
56. Hassani S., Bielawski M., Beres W., Martinu L., Balazinski M., Klemberg-Sapieha J. E. Predictive tools for the design of erosion resistant coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 203. P. 204–210.
57. Bousser E., Benkahoul M., Martinu L., Klemberg-Sapieha J.E. Effect of microstructure on the erosion resistance of Cr–Si–N coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2008. Vol. 203. P. 776–778.

Надійшла до редакції 30.01.20

Після доопрацювання 06.02.20

Прийнята до опублікування 07.02.20