

**В. А. Мечник<sup>1,\*</sup>, М. О. Бондаренко<sup>1</sup>,  
В. М. Колодницький<sup>1,\*\*</sup>, В. І. Закієв<sup>2</sup>, І. М. Закієв<sup>2</sup>,  
Е. С. Геворкян<sup>3</sup>, М. О. Кузін<sup>4</sup>, О. С. Якушенко<sup>2</sup>,  
І. В. Семак<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

<sup>2</sup>Національний авіаційний університет, м. Київ, Україна

<sup>3</sup>Український державний університет залізничного транспорту,  
м. Харків, Україна

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

\*vlad.me4nik@ukr.net

\*\*vasylkolod56@gmail.com

### **Порівняльне дослідження механічних та трибологічних характеристик композитів Fe–Cu–Ni–Sn з різним вмістом CrB<sub>2</sub> в умовах сухого і рідинного тертя**

*Методами рентгенівської дифракції, скануючої електронної мікроскопії, мікроіндентування та трибологічним тестуванням досліджено структуру, фазовий склад, твердість, модуль пружності спечених композитів Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub> і їхні трибологічні властивості в умовах сухого і рідинного тертя. Одержані результати показали, що мікроструктура, механічні і трибологічні властивості композитів залежать від вмісту добавки CrB<sub>2</sub>. Композити Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub> склалися з фаз  $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe, Cu і містили певну долю кристалічних фаз Cu<sub>9</sub>NiSn<sub>3</sub>, NiSn<sub>3</sub> і CrB<sub>2</sub>. Твердість і модуль пружності композитів практично не залежать від середовища (сухого і рідинного) тертя, а сила тертя і швидкість зносу змінюються. За своїми механічними і трибологічними властивостями композити Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub> перевищують композити Fe–Cu–Ni–Sn. Додавання 2 % (за масою) CrB<sub>2</sub> до складу композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn привело до зменшення сили тертя від 220 до 170 мН і швидкості зносу від  $7,41 \cdot 10^{-2}$  до  $3,41 \cdot 10^{-2}$  мм<sup>3</sup>·Н<sup>-1</sup>·м<sup>-1</sup> в умовах сухого тертя і відповідно – від 200 до 140 мН і від  $8,19 \cdot 10^{-2}$  до  $4,10 \cdot 10^{-2}$  мм<sup>3</sup>·Н<sup>-1</sup>·м<sup>-1</sup> в умовах рідинного тертя. Подальше збільшення концентрації CrB<sub>2</sub> у складі композитів призводить до зростання швидкості зносу. Механізм підвищення зносостійкості композита, що містить 2 % (за масою) CrB<sub>2</sub>, порівняно з вихідним композитом полягає у формуванні більш дрібнозернистої структури і оптимальному поєднанні твердості і модуля пружності. Композити Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub> можуть бути використані як матеріал матриці композиційних алмазовмісних матеріалів, що піддаються сильному зносу.*

**Ключові слова:** композит, концентрація, структура, твердість, модуль пружності, трибологічне тестування, сухе та рідинне тертя, зносостійкість.

## ВСТУП

Широка сфера застосування композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) на основі металевих матриць, що мають в своєму складі залізо, мідь, нікель і олово, обумовлює підвищений інтерес до дослідження їх структури, механічних і трибологічних властивостей [1–4]. Металеві матриці таких КАМ повинні поєднувати такі фізико-механічні та експлуатаційні властивості, як міцність, твердість, модуль пружності, теплопровідність, зносостійкість, високу утримуючу здатність алмазів [5–9] і ефективність при підвищених режимах обробки міцних гірських порід [10, 11]. Для оптимізації та прогнозування трибологічних і експлуатаційних властивостей КАМ, які розглядали, необхідно враховувати, що пружні характеристики металеві матриці суттєво змінюються в залежності від об'ємного вмісту компонентів [12, 13], зростання контактних навантажень [14] і температур [15–18], розмірів зерна, щільності дислокацій і двійників [19, 20] та ряду технологічних факторів [21–27]. Більшість з цих праць присвячено вивченню окремих аспектів структуроутворення та визначенню чинників підвищення зносостійкості КАМ. В них не наведено узагальнюючих результатів дослідження формування оптимальної структури КАМ та їх властивостей, а також даних про закономірності зв'язку між структурою, фізико-механічними властивостями і зносостійкістю КАМ. Тому особливо актуальними є дослідження підвищення зносостійкості існуючих і створення нових КАМ з необхідним комплексом фізико-механічних властивостей.

Останнім часом інтерес до композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) посилюється у зв'язку з розробкою зразків матеріалу матриць композиційного матеріалу на основі мікропорошків заліза, міді, нікелю, олова з добавками нітриду ванадію VN [28–33] і дибориду хрому  $\text{CrB}_2$  [34, 35] з наноструктурою. Так, в [28] виявлено, що додавання нанопорошку VN в кількості 3 % (за масою) до вихідної шихти  $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$  з розмірами зерен порошків 10–60 мкм методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням дозволяє сформувати мікрогетерогенну нанокристалічну структуру з розміром зерна 5–400 нм з щільними міжзеренними границями, на яких відсутні пори і дефекти. Ефект дрібнювання мікроструктури відбувається за рахунок фазових перетворень  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ , які відбуваються за спікання і подальшого охолодження. За допомогою сучасних методів аналізу і наноіндентування було досліджено елементний, фазовий склад, морфологія, механічні (твердість, модуль пружності) і трибологічні (сила тертя, швидкість зношування) властивості цих зразків в залежності від температури вакуумного гарячого пресування [29–31]. Наявність наноструктури в матеріалі матриці композитів обумовлює значну зміну їх фізико-механічних і трибологічних властивостей [29–31]. Додавання нанопорошку VN в кількості 2 % (за масою) до складу КАМ на основі металеві матриці, що містить залізо, мідь і олово, забезпечує підвищення твердості, границі міцності під час згинання і границі міцності під час стиску та зменшує коефіцієнт тертя і швидкість зношування [32, 33]. Механізм поліпшення механічних і трибологічних властивостей таких КАМ полягає в тому, що VN розчиняється в  $\gamma\text{-Fe}$  в процесі спікання, а при охолодженні виділяється у вигляді дрібнозернистої фази, що спричиняє дисперсійне зміцнення матеріалу металеві матриці та підвищення міцності зчеплення алмазних зерен з матрицею. В [34, 35] показано, що додавання мікропорошку  $\text{CrB}_2$  в кількості 2 % (за масою) до КАМ на основі матриці складу  $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ , спеченого методом порошкової металургії,

забезпечує знеуглецювання в перехідній зоні алмаз–матриця шляхом утворення прошарків  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$  і  $\text{Cr}_{1,65}\text{Fe}_{0,35}\text{B}_{0,96}$  завтовшки 5–30 нм і підвищення зносостійкості композита. В [36] досліджено вплив вмісту добавки  $\text{CrB}_2$  (в інтервалі від 0 до 8 % (за масою)) на структуру, мікротвердість, модуль пружності, коефіцієнт тертя і зносостійкість зразка матриці Fe–Cu–Ni–Sn, сформованого методом порошкової металургії. Встановлено, що збільшення концентрації  $\text{CrB}_2$  в складі композита супроводжується ростом його твердості і модуля пружності. При цьому коефіцієнт тертя і швидкість зносу зменшуються при збільшенні вмісту  $\text{CrB}_2$  до 2 % (за масою), а далі зростає. Значне підвищення зносостійкості в зразку, що містить 2 %  $\text{CrB}_2$ , в порівнянні з вихідним зразком, обумовлено формуванням дрібнозернистої мікроструктури і оптимальним поєднанням твердості і модуля пружності. Однак, як показує аналіз літературних даних, дослідження фізико-механічних і трибологічних властивостей матеріалу матриць КАМ, що мають в своєму складі залізо, мідь, нікель і олово, проведено в умовах сухого тертя. Хоча відрізнi круги, канатні пилки, шліфувальні й полірувальні інструменти, які виготовляють з КАМ на основі досліджуваних матриць, працюють на стаціонарних каменеобробних верстатах з охолодженням звичайною водою. Для розробки ефективних КАМ на основі таких металевих матриць підвищеної зносостійкості важливим є комплексне дослідження фізико-механічних і трибологічних властивостей в умовах сухого і рідинного тертя.

Метою цієї роботи було дослідження впливу дисперсно-зміцнюючої добавки порошку  $\text{CrB}_2$  на структуру, механічні (мікротвердість  $H$ , модуль пружності  $E$ ) і трибологічні (силу тертя  $F_{\text{тр}}$ , швидкість зносу  $L$ ) властивості матеріалів, що мають в своєму складі залізо, мідь, нікель, олово, в умовах сухого та рідинного тертя і використовуються як матриці для композиційних алмазовмісних матеріалів, 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 й наступного спікання в печі SNOL 72/100 з гарячим допресуванням за 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  $\text{CrB}_2$  (70,62 % Cr і 29,30 % B). Вихідні порошки мали дисперсність 5–50 мкм. Склад вихідних сумішей і зразків композитів наведено в табл. 1.

**Таблиця 1. Склад вихідних сумішей і спечених зразків композитів, % (за масою)**

Зразок	Fe	Cu	Ni	Sn	$\text{CrB}_2$
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 порошоків змішували насухо в змішувачі зі зміщеною віссю обертання впродовж 8 год. Питома потужність змішувача становила 8 Вт/г. Пресування цих сумішей здійснювали при кімнатній температурі на гідравлічному пресі в формах з жаростійкого сплаву ХН77ТЮР (ГОСТ 5632–72) при тиску 500 МПа. Спінання брикетів в цих же формах проводили в печі SNOOL 72/100 при температурі 800 °С впродовж 1 год з подальшим гарячим допресуванням при тиску 200 МПа. Деталі спінання зразків композитів викладено в [36]. Після спінання заготовки зразків шліфували для отримання циліндрів діаметром 9,62 мм і товщиною 4,84 мм. Перед проведенням мікроструктурних, механічних і трибологічних досліджень поверхню спечених зразків було відполіровано 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 порошоків і мікроструктуру спечених зразків досліджували методом скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) на мікроскопі РЕМ-106І (Суми, Україна) з потенціалом прискорення 30 кВ. Розрахунки хімічного складу виконували за методикою ZAF-корекції і програмного пакету Magelanes 3.1. Рентгенограми від зразків отримували за допомогою дифрактометра ДРОН 4.13С у випромінюванні мідного анода в геометрії Бреґга–Бретано в діапазоні кутів  $20^\circ \leq 2\theta \leq 80^\circ$ . Рентгенофазний аналіз здійснювали за стандартною методикою з використанням програмного пакета X-powder [37]. 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 еталоном зразком, за допомогою картотеки ASTM–ICPDS [38].

Тести мікроідентування проведено на полірованих спечених зразках. Вимірювання виконано з використанням універсального комплексу для мікромеханічних випробувань Micron-gamma [39, 40] в режимі безперервного втискання індентора Берковича. Діаграми навантаження  $P$ – $h$  отримано в режимі реєстрації сили вдавлювання  $P$  і глибини  $h$  відбитка в процесі ідентування [41]. 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 [42]. Корекцію результатів вимірювання здійснювали за методикою, представленою в [43].

### **Трибологічні і склерометричні випробування зразків**

Трибологічні випробування спечених зразків проводили при температурі навколишнього повітря 25 °С і відносній вологості 50 % на універсальному приладі Micron-gamma в режимі тестування палець–зразок (pin-on-disk) при зворотно-поступальному терті [44]. Випробування проводили твердосплавним конусним індентором Роквелла з радіусом закруглення при вершині 200 мкм при навантаженні 1800 мН і швидкості ковзання 20 мкм/с. Кількість циклів становила 150, а довжина доріжки тертя – 950 мкм. Знос доріжок тертя вимірювали на безконтактному інтерференційному 3D профілометрі Micron-alpha [45, 46], який реєструє нерівності поверхні з нанометричною точністю [47]. Це дозволяє виміряти об'єм  $V$  доріжки тертя. Виходячи з

одержаних експериментальних даних, швидкість зносу зразків визначали за формулою [48]

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

де  $V$  – втрата об'єму зносу зразка,  $\text{мм}^3$ ;  $P_N$  – прикладена нормальна сила, Н;  $L$  – довжина доріжки (відстань, пройдена індентором при одному циклі),  $\text{мм}$ ;  $n$  – число циклів (150). Випробування відповідають міжнародним стандартам ASTM G99-959, DIN50324 і ISO 20808 [49, 50].

## РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

### Морфологія вихідних матеріалів

На рис. 1 представлено СЕМ-зображення окремих частинок порошків заліза (*a*), міді (*б*), нікелю (*в*), олова (*г*) і дибориду хрому (*д*), що використовували для спікання зразків, у початковому (насіпному) стані. Як видно, частинки порошків мають досить широкий розподіл і представлені у вигляді агломератів, що складаються з окремих кристалітів. Частинки порошку заліза (див. рис. 1, *a*) із розмірами 5–10  $\mu\text{м}$  мають переважно неправильну форму, щільну структуру і схильні до агломерування за рахунок сил міжмолекулярної взаємодії. Частинки порошку міді (див. рис. 1, *б*) із середнім розміром 2–6  $\mu\text{м}$  мають менш щільну та більш тонку просторову дендритну структуру з яскраво вираженими гілками, що обумовлює зменшення відносної насипної густини та перешкоджає їх щільній укладці у насипному стані.

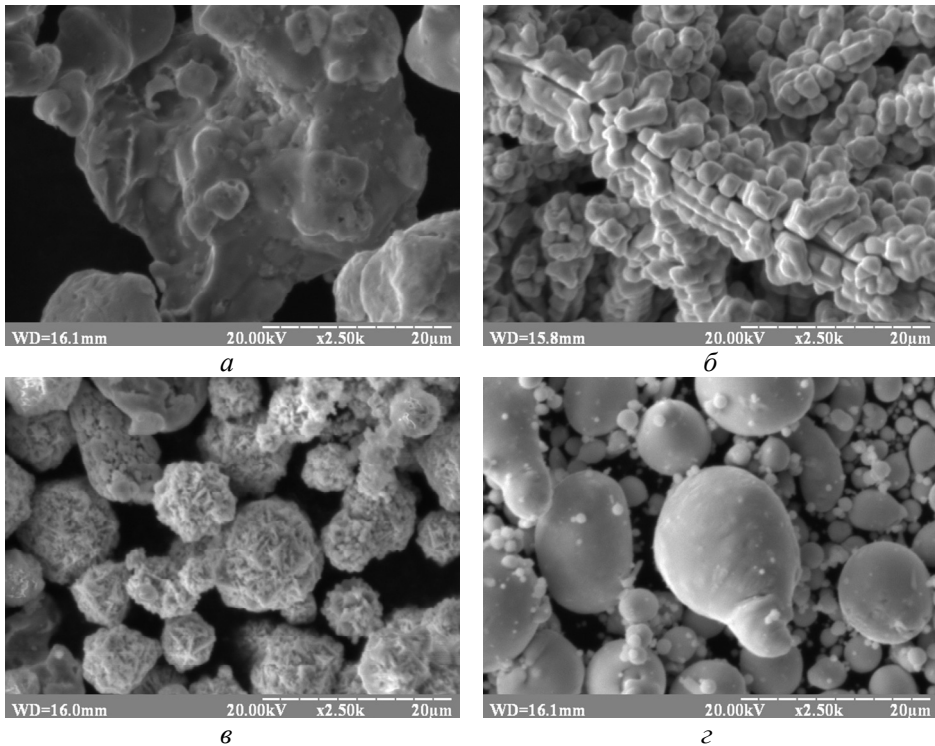


Рис. 1. СЕМ-зображення окремих частинок порошків заліза (*a*), міді (*б*), нікелю (*в*), олова (*г*) і дибориду хрому (*д*) у початковому стані.

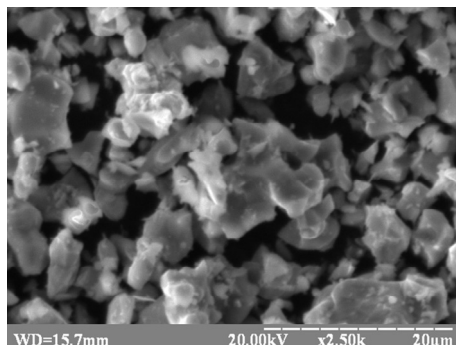


Рис. 1. (Продовження).

Частинки порошку нікелю (див. рис. 1, *в*) із середнім розміром 5–10 мкм не утворюють агломерати, мають чіткі не згладжені ребра з щільною структурою, що обумовлює, як і в порошках заліза, високу щільність укладання в насипному стані. Частинки порошку олова (див. рис. 1, *з*) з розмірами 1–9 мкм мають переважно 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 дибориду хрому в початковому стані знаходиться в інтервалі від 0,5 до 6,0 мкм, вони мають неправильну форму (див. рис. 1, *д*). Спостерігали частинки порошку дибориду хрому більших розмірів, які утворилися, швидше за все, внаслідок злипання більш дрібних частинок. Згідно [35], частинки дибориду хрому мають однофазну структуру з параметрами решітки  $a = 0,2972$  нм,  $c = 0,3069$  нм.

На рентгенограмі спеченого зразка 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (рис. 2) (зразок 1) зареєстровані інтерференційні рефлекси від площин 111, 200, 311 міді (параметр решітки  $a = 3,6087$  Å), 111, 200 заліза ( $a = 2,868$  Å), 101, 200, 201 фаз  $\text{Ni}_3\text{Sn}$  ( $a = 5,2958$  Å,  $c = 4,283$  Å) і 511, 600, 551, 642  $\text{Cu}_9\text{NiSn}_3$  ( $a = 18,02$  Å).

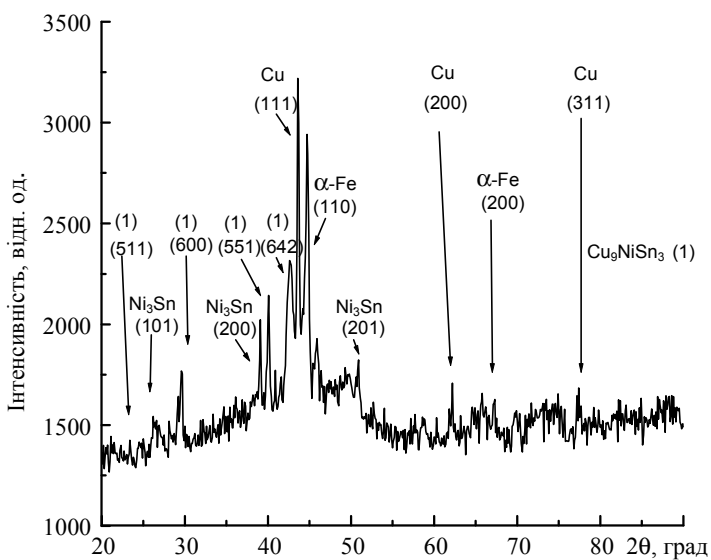


Рис. 2. Фрагмент рентгенівського спектра спеченого зразка 1.

Характеристики кристалічної структури і фазового складу цього зразка наведено в табл. 2. Аналіз отриманих результатів показав, що в процесі формування зразка 1 відбувається взаємодія елементів, що спричиняє утворення нових фаз  $\text{Cu}_9\text{NiSn}_3$  і  $\text{NiSn}_3$  та твердих розчинів на основі міді і заліза, що підтверджується зміною параметрів кристалічної ґратки, порівняно з чистими елементами для міді ( $a = 3,615 \text{ \AA}$ ) і заліза ( $a = 2,864 \text{ \AA}$ ). Утворені фази зміцнюють структуру композита.

**Таблиця 2. Кристалічна структура компонентів і фазовий склад зразка 1**

Фаза	Просторова група	Параметр решітки, $\text{\AA}$			Фази, % (за масою) за методом	
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	SEM	рентгенівської дифракції
Cu	<i>Fm3m</i>	3,6087	–	–	42,2	47,2±4,6
Fe	<i>Im3m</i>	2,868	–	–	36,4	30,6±3,8
$\text{Cu}_9\text{NiSn}_3$	<i>F-43m</i>	18,02	–	–	21,4	15,1±2,1
$\text{NiSn}_3$	<i>P6/mmc</i>	5,2958	–	4,283		7,1±2,5

Наявність утворених фаз в зразку 1 підтверджуються дослідженнями зразка аналогічного складу, спеченого вакуумним гарячим пресуванням і методами провівчувальної електронної мікроскопії [28]. На кільцевих відбитках цього зразка присутні рефлекси фаз  $\alpha$ -Fe декількох орієнтувань (110), (200), (311),  $\gamma$ -Fe (111) і  $\text{Cu}_9\text{NiSn}_3$ . На основі одержаних результатів можна зробити висновок про те, що структура спеченого зразка 1 складається з фаз  $\alpha$ -Fe, Cu,  $\text{Cu}_9\text{NiSn}_3$  і  $\text{NiSn}_3$ .

На рентгенограмі спеченого зразка 2 (рис. 3), що містять в своєму складі добавку  $\text{CrB}_2$  в кількості 2 % (за масою), зареєстровано відбитки від площин (110), (200), (311) для міді; (110), (200) – заліза; (200), (201) –  $\text{NiSn}_3$ ; (511), (600), (551), (642) –  $\text{Cu}_9\text{NiSn}_3$ ; (001), (100), (110) –  $\text{CrB}_2$ . Ці дані узгоджуються з літературними значеннями картотеки ICPDS–ASTM [38]. Характеристика кристалічної структури і фазового складу цього зразка наведено в табл. 3.

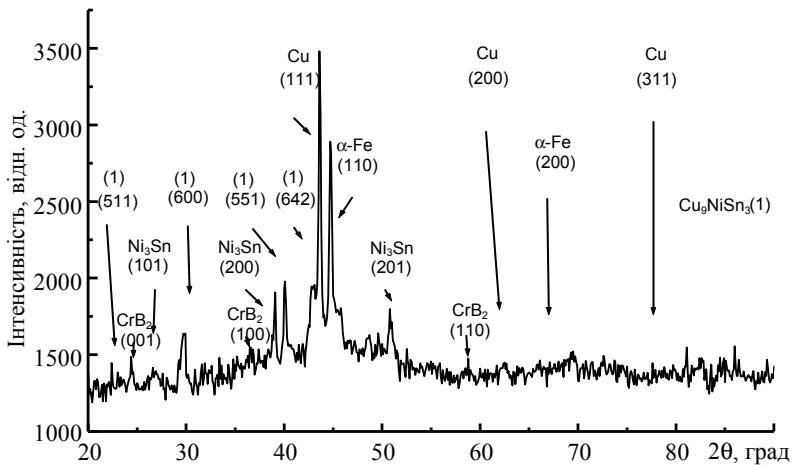


Рис. 3. Фрагмент рентгенівського спектра спеченого зразка 2.

**Таблиця 3. Кристалічна структура компонентів і концентрація фаз зразка 2**

Фаза	Просторова група	Параметри решітки, Å			Концентрація фаз, % (за масою) за методом	
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	СЕМ	рентгенівської дифракції
Cu	<i>Fm3m</i>	3,6089	–	–	73,3	75,2±5,9
Fe	<i>Im3m</i>	2,877	–	–	16,4	12,6±4,9
Cu <sub>9</sub> NiSn <sub>3</sub>	<i>F-43m</i>	18,01	–	–	11,3	4,1±1,9
NiSn <sub>3</sub>	<i>P6/mmc</i>	5,2949	–	4,281		5,5±2,9
CrB <sub>2</sub>	<i>P6/mmm</i>	2,972	–	3,0708		2,8±1,7

Аналіз цих результатів показав, що в процесі формування зразка 2 утворюються сполуки Cu<sub>9</sub>NiSn<sub>3</sub> і NiSn<sub>3</sub> та тверді розчини на основі міді (параметр кристалічної ґратки  $a = 3,6089$  Å), заліза ( $a = 2,877$  Å) і дибориду хрому ( $a = 2,972$  Å,  $c = 3,0708$  Å). Це підтверджується зміною параметрів кристалічної ґратки порівняно з чистими елементами – міддю ( $a = 0,3615$  нм) і залізом ( $a = 0,2864$  нм).

Структурний аналіз методом просвічуваної електронної мікроскопії підтвердив [36], що на електронограмах зразка 2 спостерігаються кільцеві відображення від ОЦК-решітки  $\alpha$ -Fe декількох орієнтировок – (110), (200), (211), (310), фаз – Cu (111), (200), (220), Cu<sub>9</sub>NiSn<sub>3</sub> (600), NiSn<sub>3</sub> (101) і CrB<sub>2</sub> (002), (110). Крім того, введення порошку CrB<sub>2</sub> в кількості 2 % (за масою) 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 до 2–4 мкм. Зменшення розміру зерна в зразку 2 порівняно зі зразком 1 може покращити його фізико-механічні властивості. Слід зазначити, що при подальшому збільшенні вмісту CrB<sub>2</sub> у складі шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn в структурі зразків 3–5 змінюється фазовий склад, що може додатково впливати на їх фізико-механічні властивості.

### Механічні і трибологічні властивості зразків

Типові криві залежності глибини занурення індентора в поверхню спечених зразків від навантаження при мікроіндентуванні наведено на рис. 4. На цих кривих спостерігаються множинні ступеньки, які вказують на нестабільність пластичної деформації [51, 52]. При максимальному навантаженні глибина занурення індентора в поверхню зразка 2 менша, ніж глибина занурення індентора в поверхню зразка 1. Велика глибина занурення індентора в поверхню зразка 1 свідчить про його недостатню твердість, а менша глибина занурення індентора в поверхню зразка 2 порівняно зі зразком 1 свідчить про його вищу твердість, що зумовлено присутністю CrB<sub>2</sub>. При подальшому збільшенні вмісту CrB<sub>2</sub> у складі вихідних речовин глибина занурення індентора в поверхню зразків продовжує зменшуватися. Серед спечених зразків мінімальну глибину занурення індентора в поверхню виявлено для зразка 5, що містить 8 % CrB<sub>2</sub>. Слід зазначити, що включення тугоплавких і твердих частинок CrB<sub>2</sub> у складі зразків 2–5 є причиною підвищення їхньої твердості порівняно зі зразком 1, і, окрім того, є бар'єрами на шляху поширення дислокацій, що підвищує міцність.



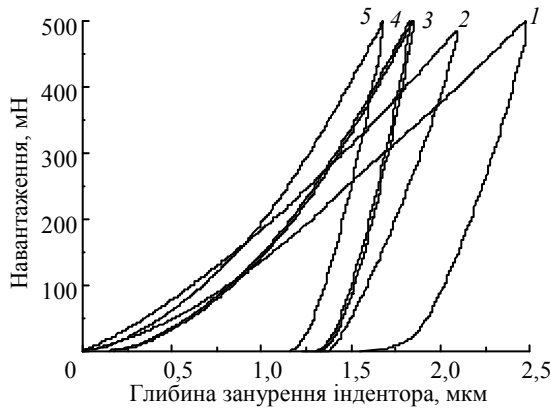


Рис. 4. Залежність глибини занурення індентора в поверхню спечених зразків від навантаження.

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 свідчать про те, що ці параметри суттєво залежать від вмісту  $\text{CrB}_2$  і практично не залежать від середовища (сухого чи рідинного) тертя. Основні значення цих параметрів детально описано в [36].

Відомо, що зносостійкість матеріалу залежить від мікрорельєфу поверхні [53], механічних властивостей, складу [54, 55] і фактора навколишнього середовища [56]. Залежності сили тертя  $F_{\text{тр}}$  від напрацювання при зворотно-поступальному терті твердосплавним конусним індентором Роквелла з радіусом закруглення при вершині 200 мкм при навантаженні 600 мН і швидкості ковзання 20 мкм/с по сухій і змоченій водою поверхнях спечених зразків представлено на рис. 5. З цього рисунка випливає, що залежності сили тертя  $F_{\text{тр}}$  від напрацювання для зразків, що досліджуються в різних умовах тертя, відрізняються. Видно, що значення  $F_{\text{тр}}$  ( $\sim 100$  мН) для спеченого зразка 1 в умовах сухого тертя трохи вище (див. рис. 5, а), ніж значення  $F_{\text{тр}}$  ( $\sim 90$  мН) в умовах мокрого тертя (див. рис. 5, б). Ця обставина перешкоджає ефективному використанню матеріалу матриці зразка 1 в умовах сухого тертя, і як наслідок, перешкоджає ефективному використанню КАМ на його основі. Зразки 2–5, що мають в своєму складі добавки порошку  $\text{CrB}_2$ , дозволяють істотно знизити  $F_{\text{тр}}$  і в значній мірі збільшити зносостійкість КАМ в умовах сухого та рідинного тертя. Найнижчі ( $\sim 80$  мН) значення  $F_{\text{тр}}$  було зафіксовано для зразка 2, що містить в своєму складі 2 %  $\text{CrB}_2$  (див. рис. 5, в, г). Фізичною причиною зниження сили тертя  $F_{\text{тр}}$ , і як наслідок, коефіцієнта тертя, є структура зразків. Так, для зразка 1 розміри основних складових, зокрема заліза і міді, мають значення 5–25 мкм, а для зразка 2 – 2–4 мкм [36]. Слід зазначити, що при подальшому збільшенні вмісту  $\text{CrB}_2$  у складі шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn значення сили тертя  $F_{\text{тр}}$  для зразків 3–5 зменшується в меншій мірі, ніж для зразка 2. Отримані дані дозволяють припустити, що для зразка 2, на відміну від зразків 1, 3, 4 і 5, слід очікувати підвищену зносостійкість.

На рис. 6 представлено типові мікрофотографії (а, в) і 2D (б, г) топографії ділянок доріжок тертя при зворотно-поступальному терті твердосплавним конусним індентором Роквелла по сухій (верхні доріжки) і змоченій водою (нижні доріжки) поверхнях спечених зразків. Доріжки тертя зразків залишаються макроскопічно гладкими і не містять тріщин (див. рис. 6, а, в), а незначні осередки мікроруйнування, які спостерігаються по ширині доріжки

тертя, можуть бути пов'язані з наявністю мікрорельєфа на поверхні індентора, а також з його наявністю на поверхні зразка після шліфування (наявність мікрорельєфа у вихідному стані). Отже, при зворотно-поступальному терті твердосплавним індентором на поверхні зразків відбувається стирання доріжок тертя високофрагментарним локальним руйнуванням. На рис. 5, б, в чітко видно, що зношення доріжок тертя як по сухій, так і по змоченій поверхнях відбувається нерівномірно. Це пов'язано з наявністю твердих ( $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe і  $\text{CrB}_2$ ) і м'яких ( $\text{Cu}_9\text{NiSn}_3$  і  $\text{NiSn}_3$ ) фаз в спечених зразках, які зношуються по-різному.

Для візуальної оцінки зносу і розуміння механізму зносу спечених зразків на рис. 7 представлено тривимірні зображення ділянок доріжок тертя (ширина і глибина канавки зносу) після тесту на зношення при зворотно-поступальному русі твердосплавного індентора по сухій і змоченій водою поверхнях спечених зразків.

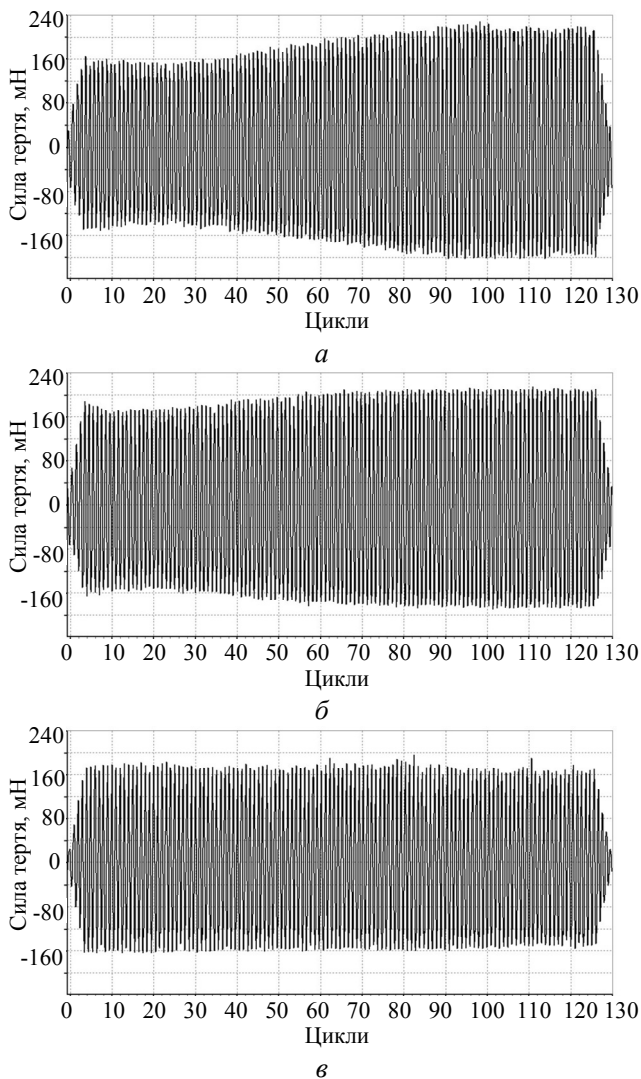


Рис. 5. Залежності сили тертя  $F_{\text{тр}}$  від напрацювання при зворотно-поступальному терті твердосплавним конусним індентором Роквелла по сухій (а, в) і змоченій водою (б, з) поверхнях спечених зразків 1 (а, б), 2 (в, з).

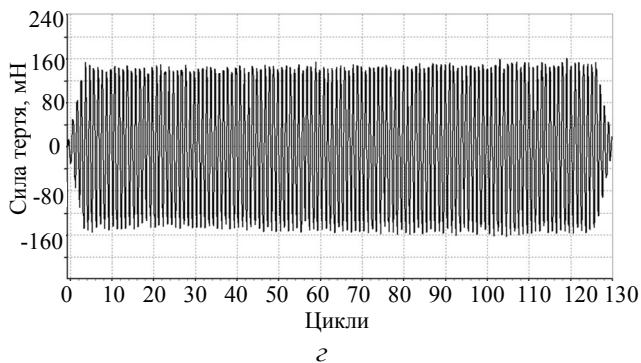


Рис. 5. (Продовження).

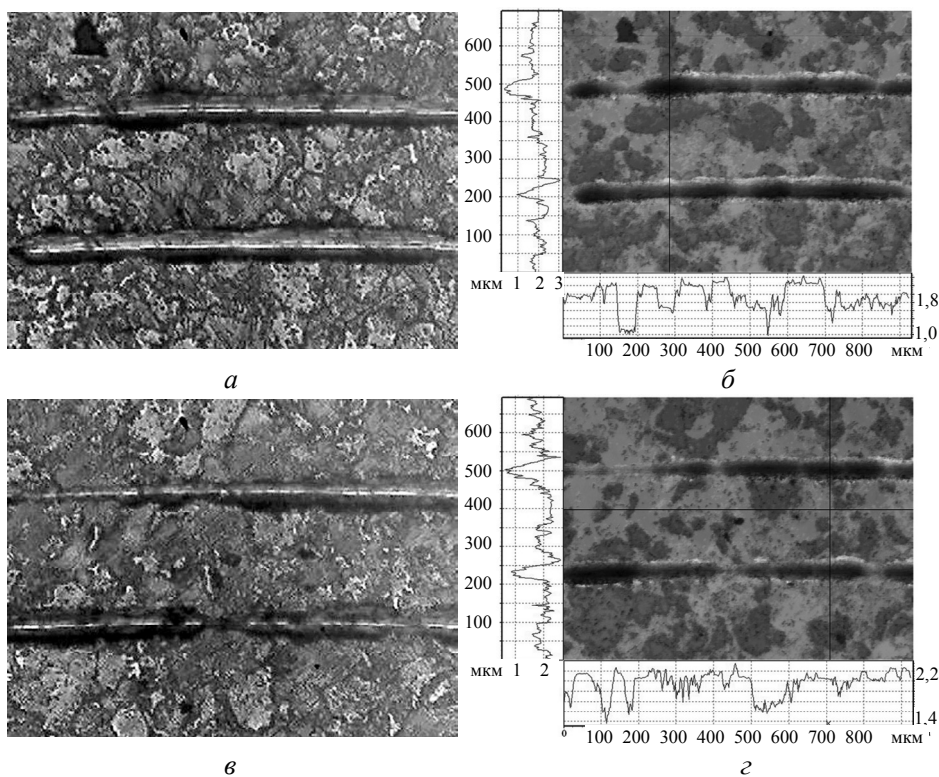


Рис. 6. Мікрофотографії (а, в) і 2D (б, г) топографії ділянок доріжок тертя при зворотно-поступальному терті твердосплавним конусним індентором Роквелла по сухій (а, в) і змоченій водою (б, г) поверхнях спечених зразків 1 (а, б), 2 (в, г): верхні доріжки – для сухої поверхні; нижні доріжки – для змоченої.

Ширина і глибина канавок зносу для сухих (див. рис. 7, верхні доріжки) і змочених (див. рис. 7, нижні доріжки) зразків в залежності від вмісту  $\text{CrB}_2$  істотно відрізняються. Причому зі збільшенням концентрації  $\text{CrB}_2$  ( $C_{\text{CrB}_2}$ ) глибина і ширина канавки зносу змінюється по-різному. Слід зазначити, що глибина і ширина канавки зносу для змочених водою поверхонь зразків мають трохи більші значення, ніж для сухих (не змочених) поверхонь. Ця обставина зумовлена тим, що в мікротріщинах і порах, які з'являються на змоченій водою поверхні зразків, накопичується волога, внаслідок чого зменшується міцність матеріалу зразків. Присутність навалів і їх відсутність

на доріжці тертя цих зразків вказує на розкид їх фізико-механічних властивостей. Усереднені результати вимірювань значень об'єму  $V$  доріжки тертя і швидкості зносу  $I$  для спечених зразків в умовах сухого і мокрого тертя наведено в табл. 4. Значення цих параметрів в залежності від концентрації  $\text{CrB}_2$  у вихідній суміші різняться.

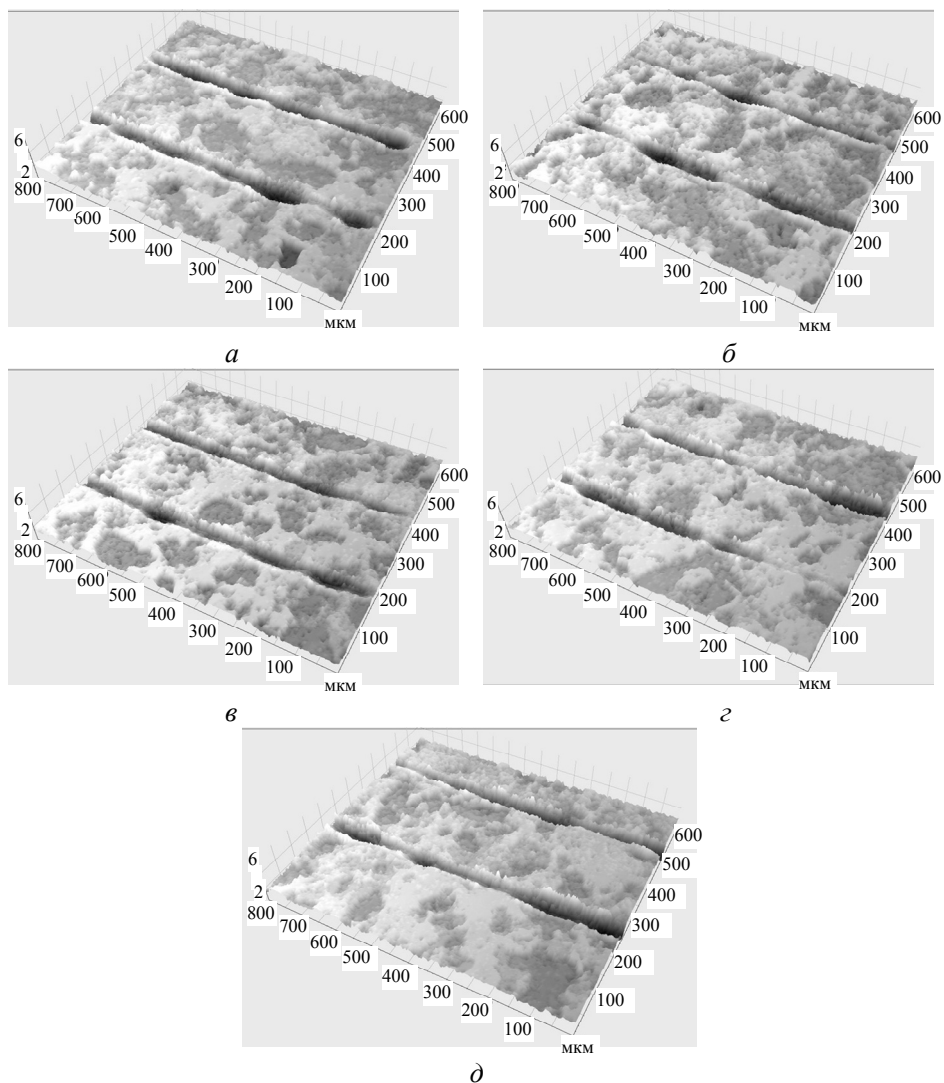


Рис. 7. 3D-зображення ділянок канавки зносу при зворотньо-поступальному терті індентора по сухій (верхня доріжка) і змоченій водою (нижня доріжка) поверхні спечених зразків 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) і 5 (д).

Для зразка 1 ( $C_{\text{CrB}_2} = 0\%$ ) в умовах сухого тертя значення  $V$  і  $I$  становлять  $1,90 \cdot 10^{-7} \text{ мм}^3$  і  $7,41 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$  відповідно. Для зразка 2 ( $C_{\text{CrB}_2} = 2\%$ ) значення цих параметрів зменшуються:  $V$  – від  $1,90 \cdot 10^{-7}$  до  $0,88 \cdot 10^{-7} \text{ мм}^3$  і  $I$  – від  $7,41 \cdot 10^{-2}$  до  $3,41 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ . Підвищену зносостійкість зразка 2 в порівнянні зі зразком 1 обумовлено більш дрібним зерном і більш високими значеннями твердості і модуля пружності [36], а також виникненням дискретних зон вищої твердості, ніж твердість основного металу (твердість, модуль пружності, границя міцності під час стискання  $\text{CrB}_2$  суттєво вищі від аналогі-

чних властивостей основних складників композита – Fe, Cu, Ni, Sn). При збільшенні  $C_{CrB_2}$  від 2 до 4 % в складі вихідної шихти (зразок 3) значення  $V$  і  $I$  починають поступово збільшуватися. При подальшому збільшенні  $C_{CrB_2}$  (зразки 4 і 5)  $I$  продовжує збільшуватися. Зниження зносостійкості зразків 3–5 в порівнянні зі зразком 2 пов'язано з виникненням надмірної крихкості внаслідок перевищення концентрації  $CrB_2$ .

**Таблиця 4. Трибологічні характеристики спечених зразків**

Зразок	Концентрація, %	Сухе тертя		Мокре тертя	
		$V$ , $10^{-7}$ мм <sup>3</sup>	$I$ , $10^{-2}$ мм <sup>3</sup> ·Н <sup>-1</sup> ·м <sup>-1</sup>	$V$ , $10^{-7}$ мм <sup>3</sup>	$I$ , $10^{-2}$ мм <sup>3</sup> ·Н <sup>-1</sup> ·м <sup>-1</sup>
1	0	1,90	7,41	2,10	8,19
2	2	0,88	3,41	1,05	4,10
3	4	1,19	4,64	1,25	4,88
4	6	1,44	5,61	1,51	5,89
5	8	1,67	6,50	1,69	6,59

Залежності швидкості зносу  $I$  для спечених зразків в умовах мокрого тертя мають аналогічний характер як і для сухого тертя. Трохи більші значення цього параметру в умовах мокрого тертя на відміну від значень для сухого тертя спричинені тим, що в мікротріщинах і порах, які з'явилися на доріжці мокрого тертя після перших проходів індентора, накопичується волога, внаслідок чого зменшується міцність матеріалу зразків. На жаль, в літературі відсутні дані про кінетику зношування композитів, що розглядаються, в умовах мокрого тертя, які зафіксовані в представленій роботі. Варто зазначити, що розроблені авторами композити можуть ефективно працювати як при застосуванні охолодження, так і при його відсутності, а це дуже важливо для розробки КАМ та інструментів на їх основі, що працюють у важких умовах.

### ВИСНОВКИ

Дослідження впливу добавки  $CrB_2$  в складі вихідної шихти Fe–Cu–Ni–Sn на мікроструктуру і властивості композитів, спечених методом холодного пресування і подальшого спікання з гарячим допресуванням, показало, що структура композитів складається з фаз  $\alpha$ -Fe (параметр кристалічної решітки  $a = 0,2877$  нм), Cu ( $a = 0,3689$  нм),  $Cu_9NiSn_3$  ( $a = 1,801$  нм),  $Ni_3Sn$  ( $a = 0,5295$  нм,  $c = 0,4281$  нм) і  $CrB_2$  ( $a = 0,2972$  нм,  $c = 0,3069$  нм).

Сила тертя і швидкість зносу спечених зразків змінюються як від вмісту  $CrB_2$ , так і середовища тертя. Композити Fe–Cu–Ni–Sn мали найвищі значення сили тертя в сухому ( $\sim 220$  мН) і в рідинному ( $\sim 200$  мН) середовищі та швидкості зносу –  $7,41 \cdot 10^{-2}$  і  $8,19 \cdot 10^{-2}$  мм<sup>3</sup>·Н<sup>-1</sup>·м<sup>-1</sup> відповідно.

Композити Fe–Cu–Ni–Sn з добавкою 2 % (за масою)  $CrB_2$  демонстрували найнижчі значення сили тертя в сухому ( $\sim 170$  мН) і в рідинному ( $\sim 140$  мН) середовищі та швидкості зносу –  $3,41 \cdot 10^{-2}$  і  $4,10 \cdot 10^{-2}$  мм<sup>3</sup>·Н<sup>-1</sup>·м<sup>-1</sup> відповідно. Такі залежності сили тертя і швидкості зносу пояснюються виникненням дискретних зон вищої твердості, ніж твердість основного металу. Крім цього, в мікротріщинах і порах, які з'являються в умовах рідинного тертя, накопичується вода, яка є поверхнево-активною речовиною, внаслідок чого зменшується міцність матеріалу.

Значне підвищення зносостійкості в зразку, що містить 2 %  $CrB_2$  в порівнянні з вихідним станом, обумовлено формуванням дрібнозернистої

структури і оптимальним поєднанням твердості і модуля пружності. Зниження зносостійкості зразків при подальшому збільшенні концентрації  $\text{CrB}_2$  в складі вихідної шихти пов'язано з підвищенням твердості і крихкості.

## ФІНАНСУВАННЯ

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

V. A. Mechnik<sup>1</sup>, N. A. Bondarenko<sup>1</sup>, V. M. Kolodnitskyi<sup>1</sup>,  
V. I. Zakiev<sup>2</sup>, I. M. Zakiev<sup>2</sup>, E. S. Gevorkyan<sup>3</sup>, N. O. Kuzin<sup>4</sup>,  
O. S. Yakushenko<sup>2</sup>, I. V. Semak<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Bakul Institute for Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

<sup>2</sup>National Aviation University, Kyiv, Ukraine

<sup>3</sup>Ukrainian State Academy of Railway Transport, Kharkiv, Ukraine

<sup>4</sup>Dnipro National University of Railway Transport

named after Academician V. Lazaryan, Dnipro, Ukraine

Comparative study of mechanical and tribological

characteristics of Fe–Cu–Ni–Sn composites with different  $\text{CrB}_2$

content under dry and liquid friction conditions

*The structure, phase composition, hardness, modulus of elasticity of sintered Fe–Cu–Ni–Sn– $\text{CrB}_2$  composites and their tribological properties under dry and liquid friction were studied by X-ray diffraction, scanning electron microscopy, microindentation and tribological testing. The obtained results showed that the microstructure, mechanical and tribological properties of composites depend on the content of  $\text{CrB}_2$  additive. The Fe–Cu–Ni–Sn– $\text{CrB}_2$  composites consisted of  $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe, Cu phases and contained a certain fraction of  $\text{Cu}_6\text{NiSn}_3$ ,  $\text{NiSn}_3$ , and  $\text{CrB}_2$  crystalline phases. The hardness and modulus of elasticity of composites are practically independent of the medium (dry and liquid) of a friction, and the friction force and wear rate change. In terms of their mechanical and tribological properties, the Fe–Cu–Ni–Sn– $\text{CrB}_2$  composites exceed the Fe–Cu–Ni–Sn composites. Addition of 2 wt % of  $\text{CrB}_2$  to the composition of the composite 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn resulted in a decrease in friction force from 220 to 170 mN and wear rate from  $7.41 \cdot 10^{-2}$  to  $3.41 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$  under conditions of dry friction and, accordingly, from 200 to 140 mN and from  $8.19 \cdot 10^{-2}$  to  $4.10 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^3 \cdot \text{H}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$  under conditions of liquid friction. A further increase in the concentration of  $\text{CrB}_2$  in the composition of composites leads to an increase in the rate of wear. The features of determining the mechanical and tribological properties of sintered composites under conditions of dry and liquid friction are discussed. The Fe–Cu–Ni–Sn– $\text{CrB}_2$  composites can be used as a matrix material for composite diamond-containing materials subject to severe wear.*

**Keywords:** composite, concentration, structure, hardness, elastic modulus, tribological testing, dry and liquid friction, wear resistance.

1. Konstany J. Powder Metallurgy Diamond Tools. Amsterdam: Elsevier, 2005. 152 p.
2. Borowiecka-Jamrozek J., Konstany 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. Borowiecka-Jamrozek J., Konstany 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.
4. 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.

5. Mechnyk V.A. Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics. *Mater. Sci.* 2013. Vol. 48, no. 5. P. 591–600.
6. 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.
7. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kuzin N.O., Lyashenko B.A. The role of structure formation in forming the physicomaterial properties of composites of the diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) system. *J. Frict. Wear.* 2016. Vol. 37, no. 4. P. 377–384.
8. 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. No. 32. P. 423–431.
9. 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.
10. Bondarenko N.A., Zhukovskiy A.N., Mechnik V.A. Analysis of the basic theories of sintering of materials. 1. Sintering under isothermal and nonisothermal conditions (a review). *Sverkhтвердые Materialy.* 2006. No. 6. P. 3–17.
11. 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.
12. Zhukovskiy 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.
13. Zhukovskiy 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.
14. 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.
15. Aleksandrov V.A., Zhukovskiy 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.
16. Aleksandrov V.A., Zhukovskiy 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.
17. Dutka V.A., Kolodnitskiy V.M., Zabolotnyy 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.
18. Dutka V.A., Kolodnitskiy V.M., Mel'nichuk O.V., Zabolotnyy S.D. Mathematical model for thermal processes occurring in the interaction between rock destruction elements of drilling bits and rock mass. *Sverkhтвердые Materialy.* 2005. No. 1. P. 67–77.
19. 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.
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, nos. 1–2. P. 75–83.
21. 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.
22. Sveshnikov I.A., Kolodnitskiy V.N. Optimization of the hard alloy cutter arrangement in the drilling bit body. *Sverkhтвердые Materialy.* 2006. Vol. 28, no. 4. P. 70–75.
23. Nitkiewicz Z., Świerzy M. Tin influence on diamond–metal matrix hot pressed tools for stone cutting. *J. Mater. Process. Technol.* 2006. Vol. 175, nos. 1–3. P. 306–315.
24. Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Suprun M.V. Shrinkage and shrinkage rate behavior in C<sub>diamond</sub>–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub> system during hot pressing of pressureless-sintered compacts. *J. Superhard Mater.* 2009. Vol. 31, no. 4. P. 232–240.
25. 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.

26. 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.
27. 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.
28. 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.
29. 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. Ind.* 2019. Vol. 41, no. 2. P. 188–198.
30. 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.
31. 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. Metal Ceram.* 2020. Vol. 58, nos. 11–12. P. 679–691.
32. 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.
33. 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.
34. Mechnyk V.A. Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub> systems. *Mater. Sci.* 2013. Vol. 49, no. 1. P. 93–101.
35. Mechnik V.A. Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB<sub>2</sub>) composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2014. Vol. 52, nos. 11–12. P. 709–721.
36. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi 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 CrB<sub>2</sub> used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 4. P. 251–263.
37. 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.
38. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). International Centre for diffraction data. USA. 1988. 432 p.
39. Zakiev I., Aznakayev E. Micro Gamma: The device for the estimation of physico-mechanical properties of materials. *JALA: J. Assoc. Lab. Autom.* 2002. Vol. 7, no. 5. P. 44–45.
40. Storchak M., Zakiev I., Träris L. Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti<sub>10</sub>V<sub>2</sub>Fe<sub>3</sub>Al. *J. Mech. Sci. Technol.* 2018. Vol. 32. P. 315–322.
41. 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.
42. 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.
43. 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.
44. 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<sup>+</sup> ions treated 2024 Al-alloy. *Surf. Coat. Technol.* 2019. Vol. 361. P. 413–424.



45. 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.
46. Okipnyi I.B., Maruschak P.O., Zakiev V.I., Mocharskyi 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.
47. Zakiev I., Gogotsi G.A., Storchak M., Zakiev V. Glass fracture during micro-scratching. *Surfaces.* 2020. Vol 3, no. 2. P. 211–224.
48. Fuertes V., Cabrera M.J., Soares 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.
49. ASTM G99-17, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
50. ASTM G171-03, Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
51. Dub S.N., Milman Yu.V., Lotsko A.N., Belous A.N. The anomalous behavior of Al–Cu–Fe quasicrystal during nanoindentation. *J. Mater. Sci. Lett.* 2001. Vol. 20, no. 11. P. 1043–1045.
52. Ажажа В.М., Борисов С.С., Дуб С.Н., Малыхин С.В., Пугачев А.Т., Мерисов Б.А., Хаджай Г.Я. Механическое поведение Ti–Zn–Ni-квзикакристаллов при наноиндентировании. *Физика твердого тела.* 2005. Т. 47, № 12. С. 2170–2176.
53. Radionenko O., Kindrachuk M., Tisov O., Kryzhanovskyi A. Features of transition modes of friction surfaces with partially regular microrelief. *Aviation.* 2018. Vol. 22, no. 3. P. 86–92.
54. Perepl'otchikov E.F., Vasylyv Kh.B., Vynar V.A., Ryabtsev I.O., Zakiev V.I. Elevation of the wear resistance of low-alloy structural steel by plasma-powder surfacing with alloys based on iron, chromium, and nickel. *Mater. Sci.* 2018. Vol 54. P. 378–386.
55. Ivshchenko L.I., Tsyganov V.V., Zakiev I.M. Features of the wear of tribojoints under three-dimensional loading. *J. Frict. Wear.* 2011. Vol. 32, no. 1. P. 8–16.
56. Kusumoto K., Shimizu K., Efremenko V.G., Hara H., Shirai M., Jun ito, Hatate M., Yila gaqi, Purba R.H. Three body type abrasive wear characteristics of multi-component white cast irons. *Wear.* 2019. Vol. 426–427. P. 122–127.

Надійшла до редакції 10.09.20

Після доопрацювання 30.09.20

Прийнята до опублікування 01.10.20