

620.22-621.921.34

ВПЛИВ ПОРОШКУ CrB₂ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИТИВ Fe–Cu–Ni–Sn, СПЕЧЕНИХ ВАКУУМНИМ ГАРЯЧИМ ПРЕСУВАННЯМ

В. А. МЕЧНИК¹, В. М. КОЛОДНИЦЬКИЙ¹, І. М. ЗАКІСВ², В. І. ЗАКІСВ²,
С. Р. ІГНАТОВИЧ², О. М. ІСОНКІН¹

¹ Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, Київ;

² Національний авіаційний університет, Київ

Досліджено вплив додатків порошку CrB₂ на механічні (мікротвердість H , модуль пружності E) та трибологічні (зносотривкість) властивості композиційних матеріалів на основі заліза, міді, нікелю і олова, спечених методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням. Дисперсність вихідних порошків 5...50 μm. Встановлено, що зі збільшенням вмісту CrB₂ зростають твердість і модуль пружності. При цьому швидкість зношування за вмісту CrB₂ до 2 mass% зменшується, а далі зростає. Значення опору матеріалу пружній (H/E) і пластичній (H^3/E^2) деформації добре корелюють з рівнем зносотривкості. Обговорено причини зміни фізико-механічних і експлуатаційних характеристик спечених композиційних матеріалів.

Ключові слова: структура, температура, композит, зношування, нанотвердість, модуль пружності, сила тертя.

The effect of CrB₂ powder additives on the mechanical (microhardness H , modulus of elasticity E) and tribological (wear resistance) properties of composite materials based on iron, copper, nickel and tin sintered by cold pressing and subsequent vacuum hot pressing was studied. Initial powders had a dispersion of 5...50 μm. It was shown that increase in the CrB₂ amount led to increase in hardness and elastic modulus. The wear rate decreased with an increase of CrB₂ amount up to 2 mass% and then increased. The values of material resistance to elastic fracture deformation (H/E) and resistance of material to plastic deformation (H^3/E^2) well correlated with the values of the wear resistance. The reasons of physico-mechanical and operational properties changes of sintered composite materials were discussed.

Keywords: structure, temperature, wear, nanohardness, modulus of elasticity, friction force.

Вступ. Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) на основі металевих матриць, що містять залізо, мідь, нікель і олово, характеризуються широким спектром механічних та експлуатаційних властивостей, хімічною інертністю до реагентів охолоджувальної рідини, невисокою вартістю вихідних матеріалів [1]. Цим, а також здатністю складників матриці до холодного пресування обумовлено їх широке застосування в інструментах для каменеобробної промисловості (у від-різних кругах, канатних пилках, свердлувальних та шліфувальних інструментах) [2]. В промислових умовах композити системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) виготовляють методами порошкової металургії, зокрема, гарячим пресуванням [3]. Їх можна отримувати також електроіскровим, високочастотним індукційним та вакуумним спіканням. Остаточна структура цих КАМ залежно від способу спікання фор-

мується при температурі від 700 до 1000°C і тиску від 20 до 200 МПа [4]. Механічні та експлуатаційні властивості метало-матричних композитів залежать від складу, структури і морфології, а ті, в свою чергу, – від властивостей їх складників, способу і технологічних режимів спікання [5].

Водночас вказані КАМ мають недоліки: недостатню твердість металевої матриці та низьку міцність на стиск; перехідну зону алмаз–матриця, схильну до утворення графітових включень внаслідок графітизації поверхні алмазних частинок під час спікання [3]. Це спричиняє руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасне випадіння з матриці алмазів, а отже, зношування композиту [1]. Поліпшити структуру та механічні властивості таких матеріалів можна, використовуючи технологію вакуумного гарячого пресування [6, 7], а також вводячи до їх складу невелику кількість, порівняно з основними компонентами, порошку дибориду хрому (CrB_2) [8]. Зокрема, виявили [8], що в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) графіт, який виділився внаслідок графітизації поверхневих шарів алмазних зерен під час спікання композиту, можна зв'язувати в карбіди Fe_3C , Cr_3C_2 , Cr_7C_3 та борид $\text{Cr}_{1,65}\text{Fe}_{0,35}\text{B}_{0,96}$, додаючи 2 mass% CrB_2 . Це сприятиме підвищенню його твердості і міцності на стиск та згин. Водночас у літературі відсутня інформація про механічні властивості композитів з іншим вмістом CrB_2 , що можуть суттєво впливати на їх трибологічні та експлуатаційні характеристики.

Важливими параметрами вказаних матеріалів є мікротвердість H , модуль пружності E , а також відношення H/E і H^3/E^2 , змінюючи які, можна впливати на зносотривкість. Для оцінки опору матеріалу пружній деформації використовують відношення H/E (індекс пластичності), а пластичній – параметр H^3/E^2 [9], який також пов'язаний з коефіцієнтом тертя і зносотривкістю [10]. Для оптимізації та прогнозування трибологічних характеристик КАМ необхідно враховувати, що під час роботи на їхню зносотривкість впливають контактні температури [11, 12] і напружено-деформований стан матриці [13]. Виявили [7], що зносотривкість матеріалів 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn і 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN підвищується зі збільшенням параметрів H/E і H^3/E^2 . Досліджено [14] вплив CrB_2 на кінетику усадки, що дало можливість збільшити мікротвердість і границі міцності на стиск та згин композитів системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn), одержаних гарячим пресуванням. Однак експериментально визначити модуль пружності E , параметри H/E і H^3/E^2 , а також вивчити їх зв'язок з трибологічними властивостями композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з різним вмістом CrB_2 не вдалося.

Нижче досліджено вплив концентрації CrB_2 на фізико-механічні (твердість H , модуль пружності E , параметри H/E , H^3/E^2) та трибологічні (зносотривкість) властивості композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (тут і далі склад композиту подано в mass%), одержаного методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням.

Матеріали та методи випроб. Для приготування вихідних сумішей для спікання зразків композитів діаметром 10 mm і завтовшки 8 mm цим методом використовували порошки заліза ПЖ1М2, міді ПМС-1, нікелю ПНЕ, олова ПО-1 (ДП “Завод порошкової металургії”, Запоріжжя) і дибориду хрому CrB_2 (CAS RN 24646-85-3, ONYXMET, Польща). Дисперсність вихідних порошків 5...50 μm . Склад вихідних сумішей і зразків композитів наведені в табл. 1.

Порошки заліза, міді, нікелю, олова і дибориду хрому для спікання зразків (№ 1–5) змішували в два етапи. Порошкові суміші – у спиртовому середовищі. Одержану шихту сушили і змішували 8 h в змішувачі зі зміщеною віссю обертання. Пресували за кімнатної температури на гідравлічному пресі в сталевих прес-формах за тиску 500 МПа. Далі суміші спікали у вакуумі в графітових прес-фор-

мах при 1000°C впродовж 12 min за кінцевого тиску 30 МПа [7]. Нагрівали до температури ізостатичної витримки з постійною швидкістю 200°C/ min.

Таблиця 1. Склад вихідних сумішей і спечених зразків композитів, mass%

№ 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

Для мікромеханічних випробувань використовували універсальний мікронаотвердомір “Micron-gamma” [15] з індентором Берковича за навантаження 0,49 N. Швидкість зростання навантаження 0,049 N/s (5 G/s). Для кожного зразка виконували по п’ять вимірювань з кроком 50 μm між відбитками індентора. Мікротвердість H і модуль пружності E знаходили під час аналізу кривої розвантаження індентора за методом Олівера і Фарра.

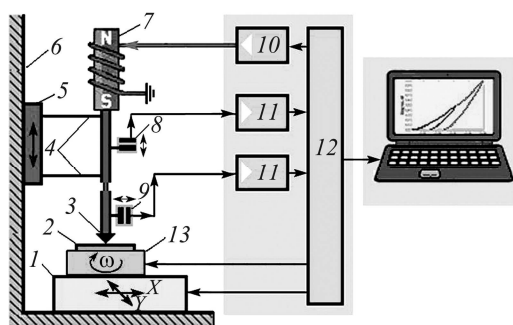


Рис. 1. Зовнішній вигляд і блок-схема універсального мікротвердоміра-скрекетестера “Micron-gamma”.

Fig. 1. Microindentation/scratch/tribo tester “Micron-gamma” during tribological investigation of samples.

Трибологічні випробування здійснювали на універсальному мікротвердомірі-скрекетестері “Micron-gamma” (рис. 1), призначеному для вивчення мікромеханічних характеристик матеріалів методами безперервного вдавлення і дряпання індентором. Він складається з моторизованого предметного столу 1, на якому встановлюють зразок 2. Стіл переміщується з постійною швидкістю $v = 20 \mu\text{m/s}$ щодо індентора 3. Індентор зі штоком прикріплений за допомогою двох м’яких плоских пружин 4 до напрямної 5, яка може рухатися вертикально відносно корпусу 6. Навантажують індентор електромагнетним навантажувачем 7, підключеним до ЦАП 10. Його нормальні і тангенціальні переміщення вимірюють, відповідно, давачами 8 і 9, які підключені до АЦП 11. Реєстрацію та управління здійснюють мікроконтролером 12, підключеним до ЕОМ. Чутливість давачів 5 nm. Максимальне навантаження на індентор, що розвиває навантажувач, становить 4 N.

Для трибологічних випробувань на двокоординатний стіл 1 додатково встановлюють обертовий стіл 13, який дає можливість зразку 2 здійснювати кругові рухи щодо індентора зі швидкістю 70...240 rev/min. Одночасно застосовуючи двокоординатний і обертовий столи, можна випробовувати методом “pin-on-disc” як з постійним радіусом тертя, так і зі змінним, тобто по спіралі. Тестер “Micron-gamma” задає будь-який закон навантаження під час одночасного переміщення зразка.

Для трибологічних випробувань на двокоординатний стіл 1 додатково встановлюють обертовий стіл 13, який дає можливість зразку 2 здійснювати кругові рухи щодо індентора зі швидкістю 70...240 rev/min. Одночасно застосовуючи двокоординатний і обертовий столи, можна випробовувати методом “pin-on-disc” як з постійним радіусом тертя, так і зі змінним, тобто по спіралі. Тестер “Micron-gamma” задає будь-який закон навантаження під час одночасного переміщення зразка.

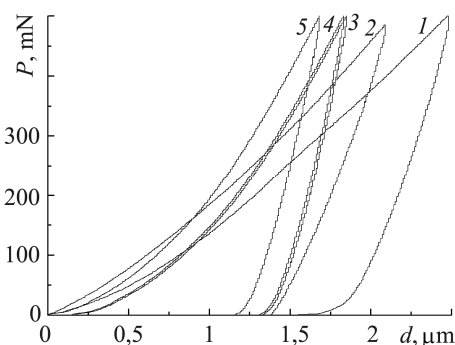
Кількісно втрату об’єму V (μm^3) під час зношування (об’єм доріжки тертя) вимірювали безконтактним інтерференційним 3D профілометром “Micron-alpha” [7], який реєструє нерівності поверхні з нанометричною точністю. Дані перетво-

рювали в швидкість зношування, яку визначали за формулою $I = V/(P_N \cdot L \cdot n)$, де P_N – нормальне навантаження, N; $L = \pi D$ – довжина доріжки, μm ; n – кількість обертів; D – діаметр доріжки тертя, μm . Методи випробування відповідають міжнародним стандартам ASTM G99-959, DIN50324 і ISO 20808. Тестер “Micron-gamma” використовували раніше [16], вивчаючи кінетику зношування композиційних матеріалів на багатокомпонентних металевих матрицях за зворотно-поступального руху алмазного індентора.

Результати та їх обговорення. Типові криві залежності глибини занурення індентора від навантаження під час мікроіндентування подано на рис. 2. За максимального навантаження глибина занурення індентора в поверхню зразка 2 менша, ніж у поверхню зразка 1, що свідчить про його недостатню твердість. Вищу твердість зразка 2 зумовнює диборид хрому. З подальшим збільшенням його вмісту у складі вихідних речовин глибина занурення індентора продовжує зменшуватися. Серед спечених зразків мінімальну глибину занурення виявили для зразка 5, що містить 8% CrB_2 . Слід зауважити, що включення тугоплавких і твердих частинок CrB_2 у складі зразків 2–5 підвищують їхню твердість проти зразка 1 і, окрім того, є бар’єрами на шляху поширення дислокацій, через що збільшується міцність.

Рис. 2. Залежності глибини занурення індентора в поверхню спечених зразків від навантаження: 1–5 – номери зразків.

Fig. 2. Dependences of indenter penetration depth into the surface of sintered samples on the load: 1–5 – number of specimens.



Встановили (рис. 3), що на фізико-механічні властивості (твердість і модуль пружності) композитів Fe–Cu–Ni–Sn (див. табл. 1), одержаних методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням, суттєво впливає вміст дибориду хрому. Зокрема, значення твердості і модуля пружності зразка 1 без нього становлять 4,475 і 86,6 GPa, відповідно (рис. 2a). Зі збільшенням його кількості від 0 до 2 mass% (зразок 2) зростають до 7,896 і 107,5 GPa, відповідно, а від 2 до 4% (зразок 3) і від 4 до 6% (зразок 4) твердість зростає менш інтенсивно, ніж для зразка 2. За подальшого збільшення концентрації CrB_2 від 6 до 8% (зразок 5) твердість зростає від 8,586 до 10,201 GPa, а модуль пружності – від 115,6 до 168,6 GPa. Це можна пояснити так. Перша причина – прямий вплив CrB_2 на властивості композиту, оскільки його механічні (мікротвердість, модуль пружності, границя міцності під час стиску) характеристики суттєво вищі, ніж основних складників (заліза, міді, нікелю і олова). Друга – відмінність структури композитів, що містять CrB_2 [8]. Результати визначення твердості спечених зразків і зразків КАМ, одержаних на основі матриці Fe–Cu–Ni–Sn з додатками CrB_2 гарячим пресуванням, узгоджуються [14]. Незначне підвищення твердості зразків, що містять від 2 до 6 mass% CrB_2 проти тих, що містять 2% і від 6 до 8%, пов’язують [14] з тим, що процеси під час гарячого пресування гетерофазних систем залежно від складу вихідних речовин та режимів спікання відбуваються по-різному і неоднаково впливають на їх структуру та властивості.

Вплив вмісту CrB_2 на розрахункові значення індексу пластичності H/E і опору матеріалу пластичній деформації H^3/E^2 ілюструє рис. 4. Як бачимо, значення

H/E і H^3/E^2 зростають лінійно зі збільшенням кількості CrB_2 . Розкид даних не перевищує 5%. Індекс пластичності для зразка 1 без CrB_2 становить 0,0517, а опір матеріалу пластичній деформації – 0,0119 МПа. Індекс пластичності для зразка 2 з 2% CrB_2 дорівнює 0,0735, а опір матеріалу пластичній деформації становить 0,0427 МПа, що перевищує аналогічні параметри для зразка 1.

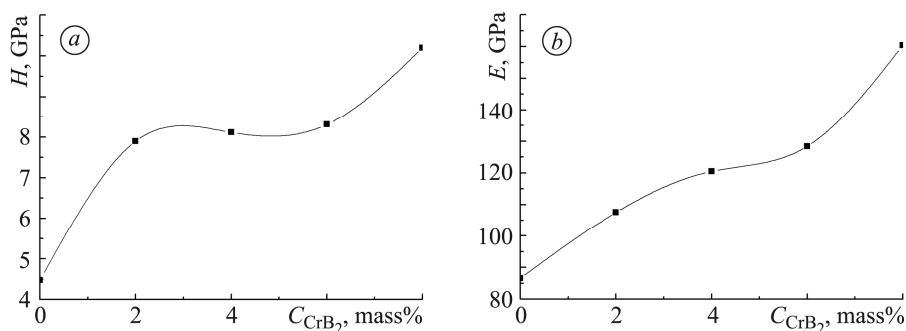


Рис. 3. Залежності твердості H (а) і модуля пружності E (б) від вмісту CrB_2 у композиті 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn.

Fig. 3. Dependences of hardness H (a) and elastic modulus E (b) on the amount of CrB_2 in the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn composite.

Для зразків 3–5 з 4; 6 і 8 mass% CrB_2 значення параметрів H/E і H^3/E^2 поступово зростають від 0,0630 до 0,0652 і від 0,0348 до 0,0412 МПа, що перевищує аналогічні показники для зразка 1 без CrB_2 . Отже, найбільші значення H/E і H^3/E^2 має зразок 2, що містить 2 mass% CrB_2 . Тому можна вважати, що проти зразків 1, 3–5 він володітиме підвищеною зносотривкістю. Встановили [16], що з введенням 3% нітриду ванадію в склад композиту 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn твердість зростає від 3,75 до 5,37 GPa з одночасним збільшенням параметрів H/E , H^3/E^2 і зносотривкості. Подібні значення H , H/E і H^3/E^2 отримали і під час дослідження багатоконпонентних титанових сплавів [17]. Отже, одержані результати вказують на можливу підвищену зносотривкість зразка 2 проти зразків 1, 3–5.

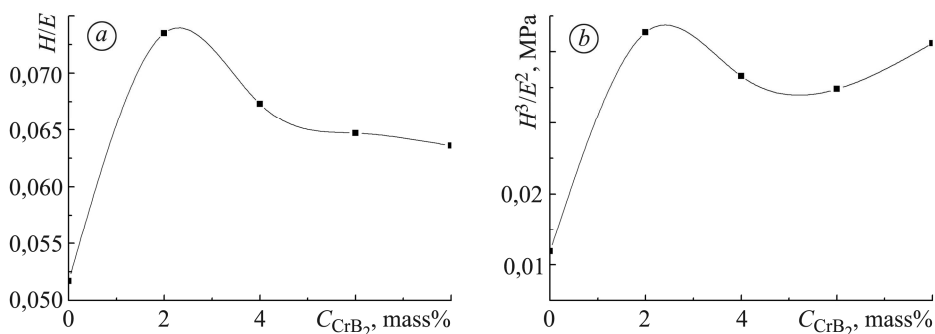


Рис. 4. Залежності індексу пластичності H/E (а) і опору матеріалу пружній деформації H^3/E^2 (б) від вмісту CrB_2 у композиті 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn.

Fig. 4. Dependences of plasticity index parameter H/E (a) and resistance of material to plastic deformation H^3/E^2 (b) on the amount of CrB_2 in the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn composite.

Для візуальної оцінки і розуміння механізму зношування спечених зразків на рис. 5 подано топографії ділянок доріжок тертя (ширину і глибину канавки зношування) після тесту за обертального руху алмазного індентора. Виявили, що ширина (рис. 5а, с, е, і) і глибина (рис. 5б, д, ф, h, j) канавки зношування для зразків залежно від вмісту CrB_2 істотно відрізняється. При цьому зношування пар, що

контактують, супроводжується інтенсивним виносом продуктів зносу із канавок, по краях яких утворюються навали. На доріжці тертя зразка 1, що не містить CrB₂, фіксували як ділянки з навалами, так і без (рис. 5b). Це свідчить про розкид його механічних характеристик. При цьому навали вказують на недостатні твердість і модуль пружності зразка, що узгоджується з експериментальними результатами (див. рис. 3a). Незначна їх кількість на доріжці тертя зразка 2 свідчить про вищу його твердість і модуль пружності проти зразка 1, що є результатом введення до його складу 2 mass% CrB₂. Тут твердість підвищується від 4,475 до 7,896 GPa (див. рис. 3a), а модуль пружності – від 86,6 до 107,5 GPa (див. рис. 3b). Зі збільшенням вмісту CrB₂ від 2 до 4% (зразок 3) і від 4 до 6 mass% (зразок 4) кількість навалів на доріжці тертя поступово зростає (див. рис. 5f, h) порівняно зі зразком 2 (див. рис. 5d). Характерною особливістю одержаних результатів є те, що твердість зразків 3 і 4 змінюється незначно, а модуль пружності зростає від 107,5 до 128,5 GPa (див. рис. 3). Слід зауважити, що зі збільшенням модуля пружності матеріал окрихчується, що може призвести до зменшення зносотривкості. Тому поверхня доріжки тертя зразків 3 і 4 є вкрита більшою кількістю навалів, ніж зразка 2, і для них слід очікувати меншу зносотривкість. З подальшим збільшенням вмісту CrB₂ від 6 до 8% (зразок 5) кількість навалів на доріжці тертя суттєво збільшується (див. рис. 5j) порівняно зі зразками 3 і 4 (див. рис. 5f, h). Тут значення твердості і модуля пружності становлять 10,201 і 168,6 GPa відповідно, тобто вони вищі, ніж для зразків 3 і 4. Тому для зразка 5 слід очікувати зменшення зносотривкості.

Після тесту на зношування за обертального руху алмазного індентора швидкість зношування зразка 1, спеченого зі шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, становить $3,6 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ (табл. 2). З додаванням до шихти 2 mass% CrB₂ (зразок 2) швидкість зношування зменшується від $3,6 \cdot 10^{-5}$ до $1,24 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$.

Таблиця 2. Результати випробувань на зношування спечених зразків за сухого тертя у повітрі

№ зразка	Склад	Діаметр доріжки тертя d , μm	Об'єм доріжки тертя V , $\times 10^{-7} \text{ mm}^3$	Швидкість зношування I , $\times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$
1	51Fe–32Cu–9Ni–8Sn	160	6,74	3,60
2	49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB ₂	165	2,39	1,24
3	48,96Fe–30,72Cu–8,64Ni–7,68Sn–4CrB ₂	210	3,98	1,62
4	47,94Fe–30,08Cu–8,46Ni–7,52Sn–6CrB ₂	200	5,19	2,22
5	46,92Fe–29,44Cu–8,28Ni–7,36Sn–8CrB ₂	210	7,81	3,18

Зі збільшенням концентрації CrB₂ від 2 до 4 mass% у вихідній шихті (зразок 3) швидкість зношування зростає від $1,24 \cdot 10^{-5}$ до $1,62 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$. За подальшого підвищення його вмісту (зразки 4 і 5) вона поступово збільшується проти попереднього значення. Характерним є те, що мінімальну швидкість зносу $1,24 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ має зразок 2 з найбільшими значеннями параметрів H/E і H^3/E^2 , рівними 0,0735 і 0,0427 GPa, відповідно, і найменшим модулем пружності, рівним 107,5 GPa. Спостерігали також [7, 16] поліпшення трибологічних властивостей матеріалів внаслідок підвищення параметрів H/E і H^3/E^2 . Максимальну швидкість зношування $3,6 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ зафіксували для зразка 1 без CrB₂, що корелює зі значеннями твердості і модуля пружності, індексу пластичності і опору матеріалу пластичній деформації, які нижчі, ніж для зразків 2–5 з CrB₂.

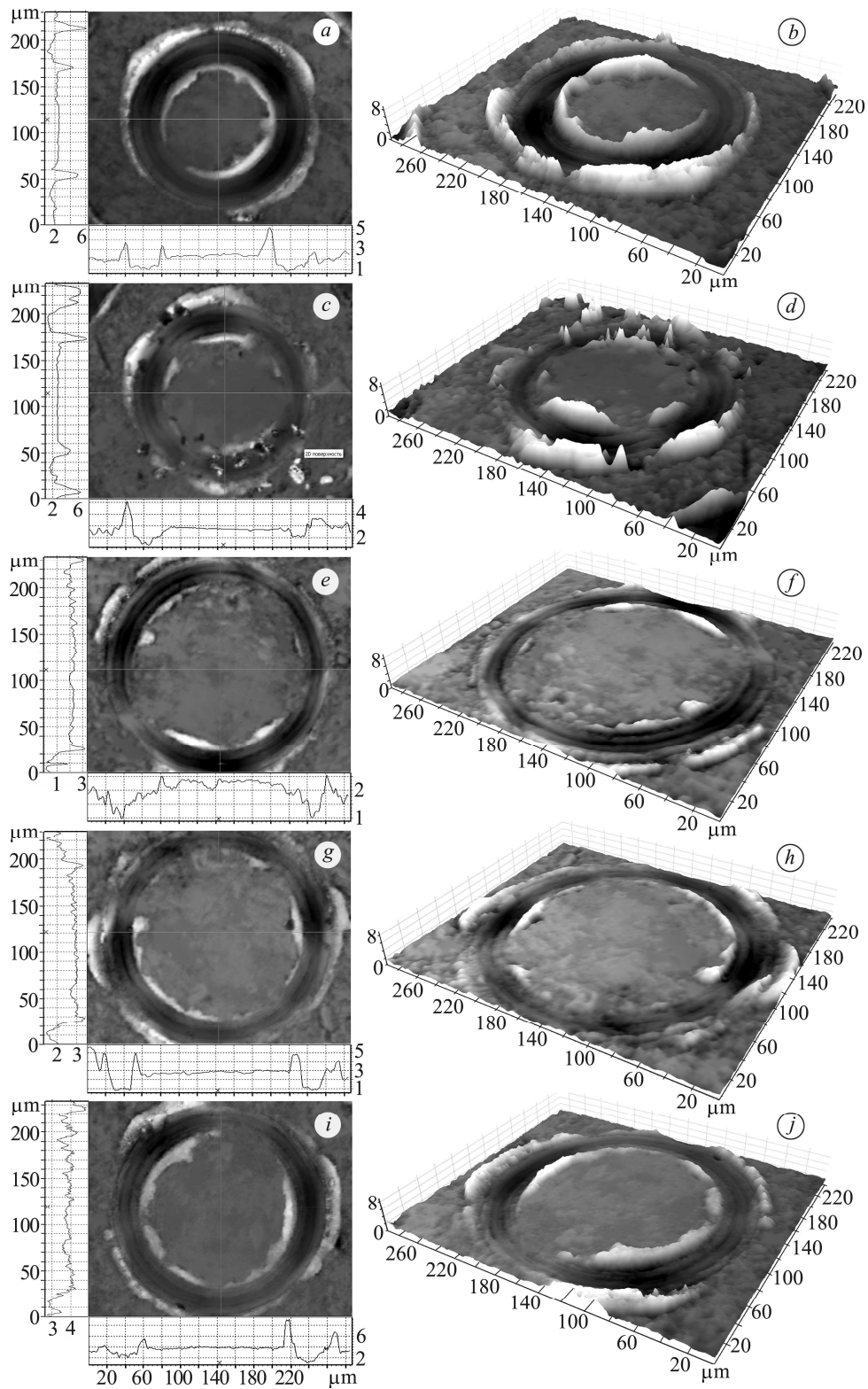


Рис. 5. 2D-топографії з профілограмами (a, c, e, g, i) і 3D-зображення (b, d, f, h, j) ділянок доріжок тертя зразків 1 (a, b); 2 (c, d); 3 (e, f); 4 (g, h) і 5 (i, j).

Fig. 5. 2D topographies with profilograms (a, c, e, g, i) and 3D images (b, d, f, h, j) of the friction tracks sections of the samples 1 (a, b); 2 (c, d); 3 (e, f); 4 (g, h) and 5 (i, j).

Таким чином, методом холодного пресування суміші 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ з подальшим вакуумним гарячим пресуванням отримали композит з підвищеними механічними і трибологічними характеристиками, для прогнозування зносотривкості яких можна використовувати параметри H/E і H^3/E^2 . Одержані результати можна застосувати для розробки композиційних алмазовмісних матеріалів як робочих елементів у різноманітних інструментах для каменеобробної промисловості.

ВИСНОВКИ

Механічні (твердість, модуль пружності) та трибологічні (зносотривкість) характеристики композитів системи Fe–Cu–Ni–Sn, сформованих методом пресування при кімнатній температурі і тиску 500 МПа з подальшим вакуумним гарячим пресуванням при 1000°C і тиску 30 МПа, змінюються залежно від вмісту CrB₂. Найменшими значеннями твердості (4,475 GPa), модуля пружності (86,6 GPa), опору матеріалу пружній (0,0517) і пластичній (0,0119 МПа) деформації, а також найбільшими швидкості зношування ($3,6 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$) володіє композит без CrB₂. Виявлено, що твердість і модуль пружності зростають лінійно зі збільшенням вмісту CrB₂ у складі вихідної шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn. З додаванням до неї 2 mass% CrB₂ опір матеріалу пружній деформації зростає від 0,0517 до 0,0735, а пластичній – від 0,0119 до 0,0427 МПа, а також зменшується швидкість зношування від $3,6 \cdot 10^{-5}$ до $1,24 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$. Для прогнозування зносотривкості досліджуваних композитів можна використовувати параметри H/E і H^3/E^2 . З розроблених композитів 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ можна виготовляти композиційні алмазовмісні матеріали для каменеобробної промисловості.

Робота виконана в межах держбюджетних науково-дослідних тем згідно з координаційними планами Міністерства освіти і науки України (номер державної реєстрації № 0117U000391).

1. Мечник В. А. Композиційні алмазовмісні матеріали алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn з прогнозовано стабільними характеристиками // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – **48**, № 5. – С. 34–42. (Mechnik V. A. Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics // Materials Science. – 2013. – **48**, № 5. – P. 591–600.)
2. Разработка и применение дисперсно-упрочненной связки на основе сплава Cu–Ni–Fe–Sn для режущего инструмента из сверхтвердых материалов / А. А. Зайцев, Д. А. Сидоренко, Е. А. Левашов, В. В. Курбаткина, С. И. Рупасов, П. В. Севастьянов // Сверхтвердые материалы. – 2012. – **34**, № 4. – С. 75–88. (Development and application of the Cu–Ni–Fe–Sn-based dispersion-hardened bond for cutting tools of superhard materials / A. A. Zaitsev, D. A. Sidorenko, E. A. Levashov, V. V. Kurbatkina, S. I. Rupasov, V. A. Andreev, and P. V. Sevast'yanov // J. of Superhard Mater. – 2012. – **34**, № 4. – P. 270–280.)
3. Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composite materials by hot pressing / E. Gevorkyan, V. Mechnik, N. Bondarenko, R. Vovk, S. Lytovchenko, V. Chishkala, and O. Melnik // Functional Mat. – 2017. – **24**, № 1. – P. 31–45.
4. Konstanty J. Powder Metallurgy Diamond Tools. – UK, Oxford: Elsevier Science, 2005. – 152 p.
5. Колодницький В. Н., Багіров О. Э. О формировании структуры композиционных алмазосодержащих материалов, применяемых в буровом и камнеобрабатывающем инструменте (Обзор) // Сверхтвердые материалы. – 2017. – № 1. – С. 3–26. (Kolodnits'kyi V. M. and Bagirov O. E. On the structure formation of diamond-containing composites used in drilling and stone-working tools (A review) // J. Superhard Mater. – 2017. – **39**, № 1. – P. 1–17.)
6. A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites / V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, S. N. Dub, V. M. Kolodnitskyi, Yu. V. Nesterenko, N. O. Kuzin, I. M. Zakiev, and E. S. Gevorkyan // Mat. Characterization. – 2018. – **146**. – P. 209–216.

7. *Physico-mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods* / V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodnitskyi, V. I. Zakiev, I. M. Zakiev, M. Storchak, S. N. Dub, and N. O. Kuzin // *Tribology in Industry*. – 2019. – **41**, № 2. – P. 188–198.
8. Мечник В. А. Закономірності структуроутворення в системі алмаз–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2013. – **49**, № 1. – С. 85–92.
(*Mechnik V. A. Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ systems* // *Materials Science*. – 2013. – **49**, № 1. – P. 93–101.)
9. Leyland A. and Matthews A. On the significance of the *H/E* ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour // *Wear*. – 2000. – **246**, № 1–2. – P. 1–11.
10. *Tribological and mechanical properties of nanocrystalline-TiC/a-C nanocomposite thin films* / J. Musil, P. Novák, R. Čerstvý, and Z. Soukup // *J. Vac. Sci. Technol. A*. – 2010. – **28**, № 2. – P. 244–249.
11. Александров В. А., Жуковский А. Н., Мечник В. А. Температурное поле и износ неоднородного алмазного круга при конвективном теплообмене. Ч. 1. // *Трение и износ*. – 1994. – **15**, № 1. – С. 27–35.
(*Aleksandrov V. A., Zhukovsky A. N., and Mechnik V. A. Temperature field and wear of inhomogeneous diamond wheel at convective heat exchange* // *Trenie I Iznos*. – 1994. – **15**, № 1. – P. 27–35.)
12. Математична модель теплофізичних процесів при взаємодії породоруйнівних елементів бурових коронок з масивом гірської породи / В. А. Дутка, В. М. Колодницький, О. В. Мельничук, С. Д. Заболотний // *Сверхтвердые материалы*. – 2005. – № 1. – С. 67–77.
(*Mathematical model for thermal processes occurring in the interaction between rock destruction elements of drilling bits and rock mass* / V. A. Dutka, V. M. Kolodnitskij, O. V. Mel'nychuk, and S. D. Zabolotnyj // *Sverkhtverdye Materialy*. – 2005. – № 1. – P. 67–77.)
13. Напряженно-деформированное состояние связки в окрестности алмазного зерна, находящегося под действием нормальной и касательной составляющих нагрузки. Ч. 2. Анализ / А. Н. Жуковский, А. Л. Майстренко, В. А. Мечник, Н. А. Бондаренко // *Трение и износ*. – 2002. – **23**, № 4. – С. 393–396.
(*Stress-strain state of the matrix around the diamond grain exposed to the normal and tangent loading components. Part 2. Analysis* / A. N. Zhukovskij, A. L. Majstrenko, V. A. Mechnik, and N. A. Bondarenko // *Trenie i Iznos*. – 2002. – **23**, № 4. – P. 393–396.)
14. Бондаренко М. О., Мечник В. А., Супрун М. В. Особливості усадки і її швидкості в системі C_{ал}–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ при гарячому пресуванні зразків, попередньо отриманих вільним спіканням // *Сверхтвердые материалы*. – 2009. – № 4. – С. 29–39.
(*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. – **31**, № 4. – P. 232–240.)
15. Storchak M., Zakiev I., Träris L. Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti₁₀V₂Fe₃Al // *J. Mech. Sci. Techn.* – 2018. – **32**. – P. 315–322.
16. Формирование нанокристаллической матрицы Fe–Cu–Ni–Sn–VN вакуумным горячим прессованием для композиционного алмазосодержащего материала. Механические и трибологические свойства / В. А. Мечник, Н. А. Бондаренко, В. Н. Колодницький, В. И. Закиев, И. М. Закиев, С. Р. Игнатович, С. Н. Дуб, Н. О. Кузин // *Сверхтвердые материалы*. – 2019. – **41**, № 6. – С. 26–43.
(*Formation of Fe–Cu–Ni–Sn–VN Nanocrystalline matrix by vacuum hot pressing for diamond-containing composite. mechanical and tribological properties* / V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodnitskyi, V. I. Zakiev, I. M. Zakiev, S. R. Ignatovich, S. N. Dub, N. O. Kuzin // *J. Superhard Mater.* – 2019. – **41**, № 6. – P. 388–401).
17. *Mechanical properties of multicomponent titanium alloy* / S. A. Firstov, V. F. Gorban, N. A. Kravivka, E. P. Pechkovskii, N. I. Danilenko, M. V. Karpets // *Strength of Mater.* – 2010. – № 42. – P. 622–630.

Одержано 14.01.2020