

6. Poroshki almaznye sinteticheskie. Obshchie tekhnicheskie usloviia [Synthetic diamond powders. General specifications]. (1995). DSTU 3292-95. К.: Hosstandart Ukrainy [in Russian].
7. Metodika opredeleniya koefficienta termostabil'nosti shlifporoshkov sinteticheskikh almazov [Method for determining the coefficient of thermal stability of synthetic diamond grinding powders]. (2010). М 26.8-299:2010 – К: ISM NAN Ukrainy [in Russian].
8. Metodika analiticheskoi otsenki prochnostnykh harakteristik shlifporoshkov sinteticheskogo almaza [Method for the analytical evaluation of the strength characteristics of synthetic diamond grinding powders]. (2008). М 28.5-272:2008. – К.: ISM im. V. N. Bakulia NAN Ukrainy [in Russian].
9. Metodika opredeleniia udel'noi magnitnoi vospriimchivosti poroshkov sverhtverdykh materialov (STM) [Method for determining the specific magnetic susceptibility of powders of superhard materials (SHM)]. (2004). М88 Ukrainy 90.256-2004. К.: ISM im. V. N. Bakulia NAN Ukrainy [in Russian].
10. Fizicheskie svoistva almaza. Spravochnik. [Physical properties of diamond. Reference book]. (1987) (pp. 85–89). К.: Naukova dumka [in Russian].
11. List, E., Frenzel, J., & Vollstadt, H. (2006). A new system for single particle strength testing of grinding powders. *Industrial diamond review*, 1, 42–47.

УДК 620.22-621.921.34

DOI: 10.33839/2708-731X-23-1-234-242

В. А. Мечник, М. О. Бондаренко, доктори технічних наук,
В. М. Колодніцький, канд. фіз.-мат. наук, **О. М. Ісонкін**, канд. техн. наук,
Д. Л. Коростишевський, Н. Ф. Пошванюк, інженери

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська 2, 04074 м. Київ, e-mail: bond@ism.kiev.ua*

ВПЛИВ КОНЦЕНТРАЦІЇ CrB₂ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИТІВ Fe–Cu–Ni–Sn ДЛЯ КАМЕНЕОБРОБНИХ ІНСТРУМЕНТІВ

Досліджено вплив добавки порошку CrB₂ (в інтервалі від 0 до 8 % (за масою)) на механічні (мікротвердість H , модуль пружності E) і трибологічні (швидкість зношування) властивості композиційних матеріалів на основі заліза, міді, нікелю та олова, одержаних методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням за температури 1000 °C і тиску 30 МПа.

Вихідні порошки мали дисперсність 5–50 мкм. Встановлено, що найменші значення твердості (4,475 ГПа), модуля пружності (86,6 ГПа), стійкості матеріалу пружній деформації (0,0517), опору матеріалу пластичної деформації (0,0119 МПа) і найбільші значення швидкості зношування ($3,60 \times 10^5 \text{ мм}^3 \text{ H}^{-1} \text{ м}^{-1}$) має композит, що не містить добавки CrB₂. Показано, що твердість і модуль пружності зростають лінійно зі збільшенням вмісту CrB₂ у складі вихідної шихти. Додавання CrB₂ в кількості 2 % (за масою) до складу вихідної шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn підвищує значення стійкості матеріалу пружній деформації від 0,0517 до 0,0735, опору матеріалу пластичній деформації від 0,0119 до 0,0427 МПа і зменшує швидкість зношування від $3,60 \times 10^5$ до $1,24 \times 10^5 \text{ мм}^3 \text{ H}^{-1} \text{ м}^{-1}$. Обговорено причини зміни фізико-механічних характеристик спечених композиційних матеріалів. Спечені композити 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ розглянуті як перспективні матеріали для створення нового покоління композиційних алмазовмісних матеріалів для камінеобробної промисловості.

Ключові слова: концентрація, добавка, склад, структура, температура, композит, мікротвердість, модуль пружності.

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. Цим, а також здатністю складників матриці до холодного пресування обумовлено широке застосування даних КАМ у інструментах для каменеобробної промисловості (у відрізних кругах, канатних пилках, свердлувальних та шліфувальних інструментах) [1]. В промислових умовах композити системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) виготовляють гарячим пресуванням [2]. Такі композити можна отримувати також електроіскровим, високочастотним індукційним та вакуумним спіканням. Механічні і експлуатаційні властивості метало-матричних композитів обумовлюються складом, структурою і морфологією, які, в свою чергу, залежать від властивостей їх складових, способу і технологічних режимів спікання [3].

Водночас зазначені КАМ мають недоліки: недостатню твердість металевої матриці та низьку міцність на стиск; наявність перехідної зони алмаз–матриця, яка схильна до графітових включень внаслідок графітизації поверхні алмазних частинок під час спікання [4]. Це спричиняє руйнування перехідної зони за механізмом інтенсивного розтріскування та передчасне випадіння з матриці алмазів і, як наслідок, – зношування композита [2]. Поліпшення структури та підвищення рівня механічних властивостей композитів, що розглядаються, можна достатньо ефективно здійснювати, використовуючи технологію вакуумного гарячого пресування [5], а також введенням до їх складу добавки порошку дибориду хрому (CrB_2) в малій кількості порівняно з основними компонентами [6]. Зокрема в [6] показано, що в системі алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn) графіт, який виділився внаслідок графітизації поверхневих шарів алмазних зерен на етапі спікання композита, можна зв'язувати в карбіди Fe_3C , Cr_3C_2 , Cr_7C_3 та борид $\text{Cr}_{1,65}\text{Fe}_{0,35}\text{B}_{0,96}$ додаванням CrB_2 в кількості 2 % (за масою). Це сприяє підвищенню твердості і міцності на стиск та згин таких композитів. У той же час, в літературі відсутні дані про механічні властивості композитів з іншим вмістом CrB_2 , які можуть істотно впливати на їх експлуатаційні властивості.

Важливими характеристиками розглядуваних матеріалів є мікротвердість H , модуль пружності E , а також відношення H/E і H^3/E^2 , змінюючи які, можна впливати на зносостійкість. Для оцінки стійкості матеріалу пружній деформації використовують величину відношення твердості (H) до модуля пружності (E) – H/E (індекс пластичності), а для оцінки опору матеріалу пластичній деформації застосовують параметр H^3/E^2 [7]. В [8] відзначено, що параметр H^3/E^2 також пов'язаний з коефіцієнтом тертя і зносостійкістю. В [5] показано, що зносостійкість 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 . В [9] досліджено вплив CrB_2 на кінетику усадки, що дозволило підвищити мікротвердість і границі міцності на стиск та згин композитів системи алмаз–(Fe–Cu–Ni–Sn), одержаних гарячим пресуванням. Однак експериментальне визначення мікротвердості H , модуля пружності E , а також параметрів H/E і H^3/E^2 композитів 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з різним вмістом CrB_2 не було здійснено.

Мета роботи – дослідити вплив концентрації CrB_2 на фізико-механічні властивості (твердість H , модуль пружності E , параметри H/E , H^3/E^2) композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (тут і далі склад композита подано в % (за масою)), одержаного методом холодного пресування з наступним вакуумним гарячим пресуванням.

Матеріали та методи дослідження

Для приготування вихідних сумішей для спікання зразків композитів діаметром 10 мм завтовшки 8 мм методом холодного пресування і наступного вакуумного гарячого пресування використовували порошки заліза ПЖ1М2, міді ПМС-1, нікелю ПНЕ, олова ПО-1 (ДП “Завод

порошкової металургії”, Україна, м. Запоріжжя) і дибориду хрому CrB₂ (CAS RN 24646-85-3, ONYXMET, Польща). 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)

| № 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 |

Порошки заліза, міді, нікелю, олова і дибориду хрому для спікання зразків (зразки № 1–5) змішували в два етапи: спочатку порошкові суміші змішували у спиртовому середовищі, потім ці суміші піддавали сушці і подальшому змішуванню в змішувачі зі зміщеною віссю обертання упродовж 8 год. Пресування одержаних сумішей здійснювали за кімнатної температури на гідравлічному пресі в сталевих прес-формах за тиску 500 МПа. Потім спікання пресовок проводили у вакуумі в графітових прес-формах за температури 1000 °С (зразки 1–5) упродовж 12 хв за остаточного тиску 30 МПа [5]. Нагрівання до температури ізостатичної витримки здійснювали з постійною швидкістю 200 °С/хв.

Мікромеханічні випробування проводили на універсальному мікро/нанотвердомірі «Micron-gamma» [10, 11] індентором Берковича за навантаження 0,49 Н. Швидкість зростання навантаження була постійною і рівною 0,049 Н/с (5 Г/с). На кожному зразку проводили по п'ять вимірювань з кроком 50 мкм між відбитками індентора. Мікротвердість H і модуль пружності E знаходили аналізом кривої розвантаження індентора за методом Олівера і Фарра. Випробування

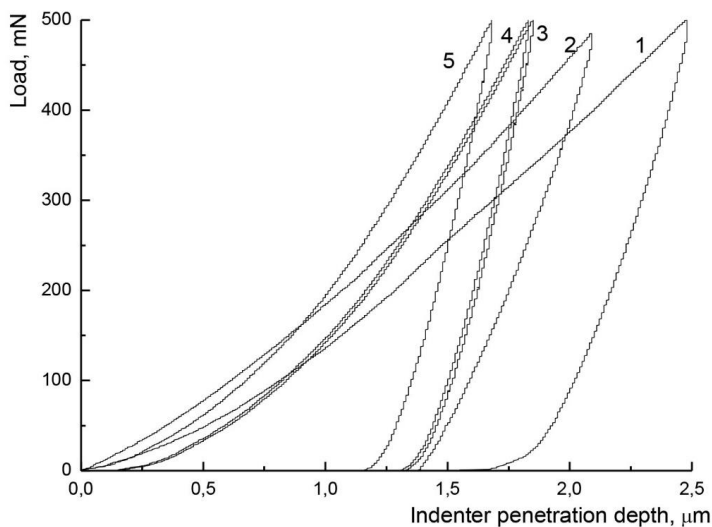


Рис. 1. Залежності глибини занурення індентора в поверхню спечених зразків від навантаження

на зносостійкість також здійснювали на універсальному мікро/нанотвердомірі «Micron-gamma». Кількісно втрату об'єму V під час зношування (об'єм доріжки тертя) вимірювали на безконтактному інтерференційному 3D профілометрі «Micron-alpha» [5], який реєструє нерівності поверхні з нанометричною точністю. Дані були використані для обчислення швидкості зносу за формулою $I = V/(P_N \cdot L \cdot n)$, де V – втрата об'єму зразка, мкм³; P_N – нормальне навантаження, Н; $L = D$ – довжина доріжки, мкм, n – число обертів, D – діаметр доріжки тертя. Випробування відповідають міжнародним стандартам ASTM G99-959, DIN50324 і ISO 20808.

Результати досліджень та їх обговорення

Типові криві залежності глибини занурення індентора від навантаження під час мікроіндентування наведено на рис. 1. За максимального навантаження 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. Мала глибина занурення індентора в поверхню зразка 2 порівняно зі зразком 1 свідчить про його вищу твердість, що зумовлено присутністю CrB_2 . При подальшому збільшенні вмісту CrB_2 у складі вихідних речовин глибина занурення індентора в поверхню зразків продовжує зменшуватися. Серед спечених зразків мінімальна глибина занурення індентора в поверхню виявлена для зразка 5, що містить 8 % CrB_2 . Слід зазначити, що включення тугоплавких і твердих частинок CrB_2 у складі зразків 2–5 є результатом підвищення їхньої твердості порівняно зі зразком 1, і, окрім того, є бар'єрами на шляху поширення дислокацій, що підвищує міцність.

Результати визначення механічних властивостей (твердості і модуля пружності) від вмісту CrB_2 в композитах Fe–Cu–Ni–Sn, одержаних методом холодного пресування з наступним вакуумним гарячим пресуванням, наведено на рис. 2. Встановлено, що на механічні властивості зразків суттєво впливає вміст CrB_2 . Так, у зразку 1 ($\text{CrB}_2 = 0\%$) (рис. 2, а) значення твердості і модуля пружності складають 4,475 і 86,6 ГПа відповідно. В зразку 2 при збільшенні вмісту CrB_2 від 0 до 2 % твердість і модуль пружності зростають до значень 7,896 і 107,5 ГПа відповідно. При збільшенні вмісту CrB_2 від 2 до 4% (зразок 3) і від 4 до 6 % (зразок 4) значення твердості зростають менш інтенсивно, ніж у зразку 2, що містить 2 % CrB_2 . При подальшому збільшенні вмісту CrB_2 від 6 до 8 % (зразок 5) твердість зростає від 8,586 до 10,201 ГПа, а модуль пружності – від 115,6 до 168,6 ГПа. Виявлене зростання механічних властивостей зі збільшенням вмісту CrB_2 може бути викликано двома причинами, кожна з яких могла привести до такого результату окремо, або це міг бути результат їх спільного впливу. Перша причина – прямий вплив добавки CrB_2 на властивості композита. Мікротвердість, модуль пружності і границя міцності під час стиску CrB_2 суттєво вищі від аналогічних властивостей основних складників композита (заліза, міді, нікелю і олова). Друга причина – відмінність структури композитів, що містять добавку CrB_2 [6].

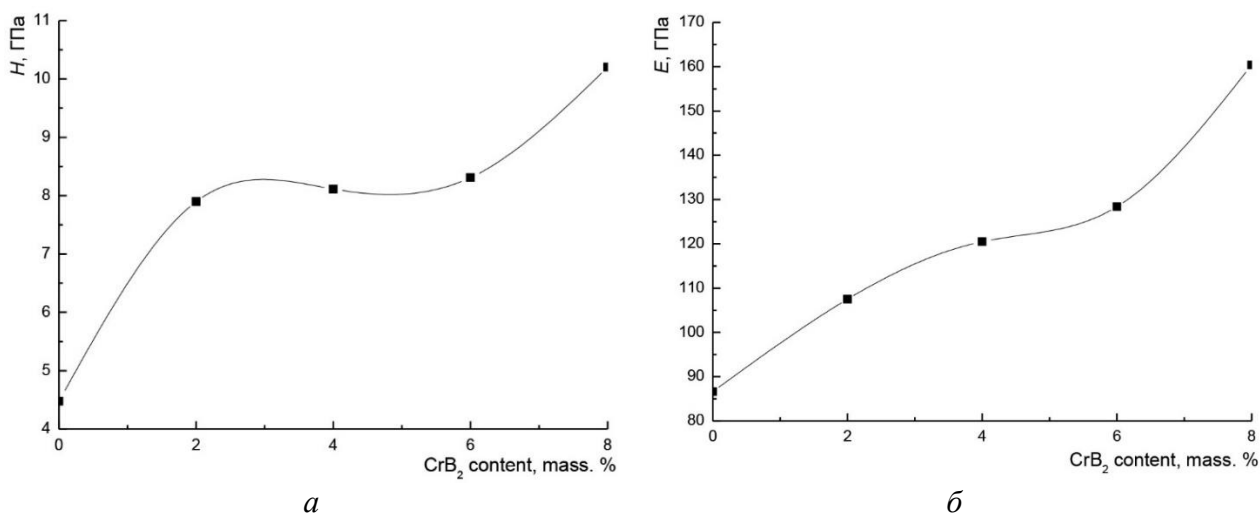


Рис. 2. Залежності твердості H (а) і модуля пружності E (б) від вмісту CrB_2 в композиті $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$

Результати визначення твердості зразків узгоджуються з даними твердості для зразків КАМ, одержаних гарячим пресуванням на основі матриці Fe–Cu–Ni–Sn з добавками CrB_2 [9]. Автори [9] пов'язують незначне підвищення твердості у зразках, що містять добавку CrB_2 в кількості від 2 до 6 % порівняно зі зразками, що містять 2 % і від 6 до 8 % CrB_2 , з тим, що процеси під час гарячого пресування цих систем в залежності від складу та режимів спікання відбуваються по-різному і по-різному 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 наведено на рис. 3.

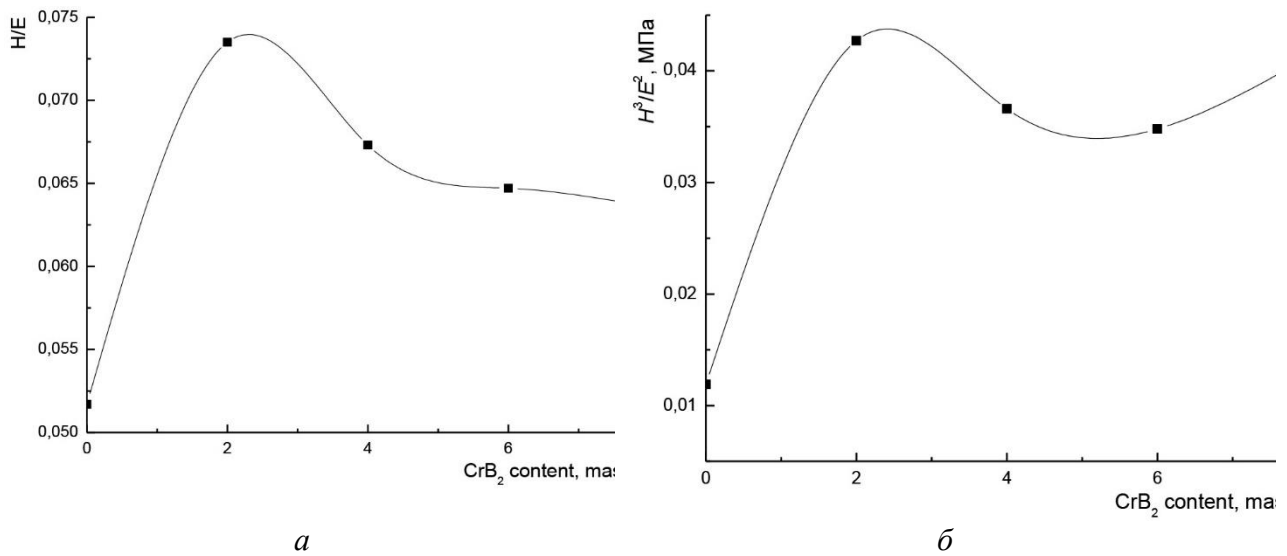


Рис. 3. Залежності індексу пластичності H/E (а) і опору матеріалу пружній деформації H^3/E^2 (б) від вмісту CrB_2 в композиті $51Fe-32Cu-9Ni-8Sn$

Згідно цим даним значення H/E і H^3/E^2 зростають лінійно зі збільшенням вмісту CrB_2 . Розкид даних не перевищує 5%. Як бачимо, індекс пластичності для зразка 1, що не містить CrB_2 , складає 0,0517, а опір матеріалу пластичній деформації – 0,0119 МПа. Індекс пластичності для зразка 2 з добавкою CrB_2 у кількості 2% дорівнював 0,0735, а опір матеріалу пластичній деформації – 0,0427 МПа, що перевищує аналогічні параметри для зразка 1.

Для зразків 3, 4 і 5 з вмістом CrB_2 4, 6 і 8% (за масою) значення 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 параметри для зразка 1, що не містить добавки CrB_2 . З одержаних даних випливає, що найбільші значення H/E і H^3/E^2 спостерігаються для зразка 2, що містить 2% (за масою) CrB_2 . Одержані дані дають підставу вважати, що для зразка 2, на відміну від зразків 1, 3, 4 і 5, слід очікувати підвищену зносостійкість. В [11] також було показано, що введення добавки нітриду ванадію в кількості 3% до складу композита $51Fe-32Cu-9Ni-8Sn$ приводить до підвищення твердості від 3,75 до 5,37 ГПа з одночасним підвищенням параметрів H/E , H^3/E^2 і зносостійкості. Подібні значення H , H/E і H^3/E^2 отримано і при дослідженні титанових сплавів [12]. Отримані результати вказують на можливу підвищену зносостійкість зразка 2 порівняно зі зразками 1, 3–5.

Тест на зношування під час обертального руху алмазного індентора показав, що швидкість зношування I зразка 1 становить $3,60 \times 10^{-5} \text{ мм}^3 \text{Н}^{-1} \text{м}^{-1}$ (табл. 2).

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

| Зразок | Склад | $I, 10^{-5} \times \text{мм}^3 \text{Н}^{-1} \text{м}^{-1}$ |
|--------|--|---|
| 1 | $51Fe-32Cu-9Ni-8Sn$ | 3,60 |
| 2 | $49,98Fe-31,36Cu-8,82Ni-7,84Sn-2CrB_2$ | 1,24 |
| 3 | $48,96Fe-30,72Cu-8,64Ni-7,68Sn-4CrB_2$ | 1,62 |
| 4 | $47,94Fe-30,08Cu-8,46Ni-7,52Sn-6CrB_2$ | 2,22 |
| 5 | $46,92Fe-29,44Cu-8,28Ni-7,36Sn-8CrB_2$ | 3,18 |

Додавання 2% (за масою) CrB_2 до складу вихідної шихти (зразок 2) зменшує швидкість зношування I від $3,60 \times 10^{-5}$ до $1,24 \times 10^{-5} \text{ мм}^3 \text{Н}^{-1} \text{м}^{-1}$. При збільшенні концентрації CrB_2 від 2 до 4%

(за масою) у складі вихідної шихти (зразок 3) швидкість зношування зростає від $1,24 \times 10^{-5}$ до $1,62 \times 10^{-5}$ $\text{мм}^3\text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}$. При подальшому збільшенні концентрації CrB_2 у складі вихідної шихти (зразки 4 і 5) швидкість зношування поступово збільшується від попереднього значення. Характерною особливістю отриманих результатів є те, що мінімальна швидкість зношування $1,24 \times 10^{-5}$ $\text{мм}^3\text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}$ була досягнута для зразка 2 з найбільшими значеннями параметрів H/E і H^3/E^2 , рівними 0,0735 і 0,0427 МПа відповідно, і найменшим значенням модуля пружності, рівним 107,5 ГПа. В [5, 11] також спостерігали поліпшення трибологічних властивостей матеріалів за рахунок підвищення параметрів H/E і H^3/E^2 . Максимальну швидкість зношування $3,60 \times 10^{-5}$ $\text{мм}^3\text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}$ було зафіксовано для зразка 1 без добавки CrB_2 , що корелює з твердістю і значеннями модуля пружності, індексу пластичності і опору матеріалу пластичній деформації, які нижчі від аналогічних значень для зразків 2–5 з добавками CrB_2 .

Таким чином, встановлено, що методом холодного пресування суміші $49,98\text{Fe}-31,36\text{Cu}-8,82\text{Ni}-7,84\text{Sn}-2\text{CrB}_2$ з наступним вакуумним гарячим пресуванням отримано композит з підвищеними механічними і трибологічними характеристиками. Для прогнозування зносостійкості таких композитів можна використовувати параметри H/E і H^3/E^2 , які характеризують стійкість матеріалу пружній деформації та його опір пластичній деформації відповідно. Отримані результати можуть бути використані для розробки композиційних алмазовмісних матеріалів у якості робочих елементів у різноманітних інструментах для каменеобробної промисловості.

Висновки

1. Механічні (твердість, модуль пружності) та трибологічні (зносостійкість) характеристики композитів системи $\text{Fe}-\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Sn}$, сформованих методом пресування за кімнатної температури і тиску 500 МПа з наступним вакуумним гарячим пресуванням за температури 1000 °С і тиску 30 МПа, змінюються в залежності від вмісту CrB_2 .

2. Найменші значення твердості (4,475 ГПа), модуля пружності (86,6 ГПа), стійкості матеріалу пружній деформації (0,0517), опору матеріалу пластичній деформації (0,0119 МПа) і найбільші значення швидкості зношування ($3,60 \times 10^{-5}$ $\text{мм}^3\text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}$) має композит, що не містить добавки CrB_2 .

3. Показано, що твердість і модуль пружності зростають лінійно зі збільшенням вмісту CrB_2 у складі вихідної шихти.

4. Додавання CrB_2 в кількості 2 % (за масою) до складу вихідної шихти $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ підвищує значення стійкості матеріалу пружній деформації від 0,0517 до 0,0735, опору матеріалу пластичній деформації від 0,0119 до 0,0427 МПа, і зменшує швидкість зношування від $3,60 \times 10^{-5}$ до $1,24 \times 10^{-5}$ $\text{мм}^3\text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}$.

5. Для прогнозування зносостійкості досліджуваних композитів можна використовувати параметри H/E і H^3/E^2 .

6. Розроблені композити $49,98\text{Fe}-31,36\text{Cu}-8,82\text{Ni}-7,84\text{Sn}-2\text{CrB}_2$ можна рекомендувати для виготовлення композиційних алмазовмісних матеріалів для каменеобробної промисловості.

Робота виконана в рамках держбюджетних науково-дослідних тем відповідно до координаційних планів Міністерства освіти і науки України (номер державної реєстрації № 0117U000391).

V.A. Mechnik, M.O. Bondarenko, V.M. Kolodnitskyi, O.M. Isonkin,
D.L. Korostyshevskiy, N.F. Poshvaniuk

V. Bakul Institute for Superhard Materials of the National Academy of Sciences of Ukraine

CrB₂ INFLUENCE ON PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF Fe–Cu–Ni–Sn COMPOSITES FOR STONE-WORKING TOOLS

The effect of the CrB₂ additives in the range from 0 to 8 wt % on the mechanical (microhardness H , elastic modulus E) and tribological (wear rate) properties of composite materials based on iron, copper, nickel and tin, obtained by cold pressing followed by vacuum hot pressing at a temperature of 1000 °C and a pressure of 30 MPa was investigated. The initial powders had a dispersion of 5–50 μm. It was found that the smallest values of hardness (4.475 GPa), elastic modulus (86.6 GPa), the resistance of the material to elastic deformation (0.0517), the resistance of the material to plastic deformation (0.0119 MPa) and the largest values of the wear rate ($3.60 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$) has a composite that does not contain CrB₂ additives. It was shown that the hardness and elastic modulus increase linearly with increasing CrB₂ content in the composition of the charge. The addition of CrB₂ in an amount of 2 wt % to the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn charge increases the resistance value of the elastic deformation of a material from 0.0517 to 0.0735, the resistance to plastic deformation of a material from 0.0119 to 0.0427 MPa and reduces the wear rate is from 3.60×10^{-5} to $1.24 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$. At the same time, the values of the resistance of the material to elastic deformation (H/E) and the resistance of the material to plastic deformation (H^3/E^2) correlate well with the values of wear resistance. The reasons for the change in the physicomechanical characteristics of sintered composite materials are discussed. Sintered 49.98Fe–31.36Cu–8.82Ni–7.84Sn–2CrB₂ composites were considered as promising materials for creating a new generation of composite diamond-containing materials for the stone-working industry.

Key words: concentration, additive, composition, structure, temperature, composite, microhardness, elastic modulus.

В.А. Мечник, Н.А. Бондаренко, В.Н. Колодницкий, А.М. Исонкин,
Д.Л. Коростышевский, Н.Ф. Пошванюк

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ CrB₂ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ Fe–Cu–Ni–Sn ДЛЯ КАМНЕОБРАБАТЫВАЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Исследовано влияние добавки порошка CrB₂ (в интервале от 0 до 8 % (по массе)) на механические (микротвердость H , модуль упругости E) и трибологические (скорость изнашивания) свойства композиционных материалов на основе железа, меди, никеля и олова, полученных методом холодного прессования с последующим вакуумным горячим прессованием при температуре 1000 °C и давлении 30 МПа. Исходные порошки имели дисперсность 5–50 мкм. Установлено, что наименьшие значения твердости (4,475 ГПа), модуля упругости (86,6 ГПа), стойкости материала упругой деформации (0,0517), сопротивления материала пластической деформации (0,0119 МПа) и наибольшие значения скорости износа ($3,60 \times 10^{-5} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ м}^{-1}$) имеет композит, не содержащий добавки CrB₂. Показано, что твердость и модуль упругости растут линейно с увеличением содержания CrB₂ в составе шихты. Добавление CrB₂ в количестве 2 % (по массе) в состав шихты 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn повышает значение стойкости материала упругой деформации от 0,0517 до 0,0735, сопротивления материала пластической деформации от 0,0119 до 0,0427 МПа и уменьшает скорость износа от $3,60 \times 10^{-5}$ до $1,24 \times 10^{-5} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ м}^{-1}$. При этом значения стойкости материала упругой деформации (H/E) и сопротивления материала пластической деформации (H^3/E^2) хорошо коррелируют со значениями износостойкости. Обсуждены причины изменения физико-механических характеристик спеченных композиционных материалов. Спеченные композиты 49,98Fe–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn–2CrB₂ рассмотрены как перспективные материалы для создание нового поколения композиционных алмазосодержащих материалов для камнеобрабатывающей промышленности.

Ключевые слова: концентрация, добавка, состав, структура, температура, композит, микротвердость, модуль упругости.

Література

1. 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, P. V. Sevast'yanov // *Journal of Superhard Materials*. – 2012. – 34, N 4. – P. 270–280.
2. 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. – 39, N 1. – P. 1–17.
3. 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, E. S. Gevorkyan // *Materials Characterization*. – 2018. – 146. – P. 209–216.
4. 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, O. Melnik // *Functional Materials*. – 2017. – 24, № 1. – P. 31–45.
5. 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, N. O. Kuzin // *Tribology in Industry*. – 2019. – 41, N 2. – P. 188–198.
6. Mechnyk V. A. Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ systems // *Materials Science*. – 49, N 1. – P. 93–101.
7. 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. – 246, N 1–2. – P. 1–11.
8. Musil J., Novák P., Čerstvý R., and Soukup Z. Tribological and mechanical properties of nanocrystalline-TiC/a-C nanocomposite thin films // *J. Vac. Sci. Technol. A*. – 2010. – 28, N 2. – P. 244–249.
9. 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, N 4. – P. 232–240.
10. Storchak M., Zakiev I., Träris L. Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti₁₀V₂Fe₃Al // *J. Mech. Sci. Technol.* – 2018. – 32. – P. 315–322.
11. 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, N 6. – P. 388–401.
12. Mechanical properties of multicomponent titanium alloy / S. A. Firstov, V. F. Gorban, N. A. Krapivka, E. P. Pechkovskii, N. I. Danilenko, M. V. Karpets // *Strength of Materials*. – 2010. – N 2 – P. 622–630.

Надійшла 15.06.20

References

1. Zaitsev, A. A., Sidorenko, D. A., Levashov, E. A., et. al. (2012). Development and application of the Cu–Ni–Fe–Sn-based dispersion-hardened bond for cutting tools of superhard materials. *Journal of Superhard Materials*, 34, 4, 270–280.

2. Kolodnits'kyi, V. M. & Bagirov O. E. (2017). On the structure formation of diamond-containing composites used in drilling and stone-working tools (A review). *J. Superhard Mater.* 39, 1, 1–17.
3. Mechnik, V. A., Bondarenko, N. A., Dub, S. N., et al. (2018). A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites. *Materials Characterization*, Vol. 146, 209–216.
4. Gevorkyan, E., Mechnik, V., Bondarenko, N., et al. (2017). Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composite materials by hot pressing. *Functional Materials*, Vol. 24, 1, 31–45.
5. Mechnik, V. A., Bondarenko, N. A., Kolodnitskyi, V. M., et al. (2019). Physico-mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods. *Tribology in Industry*, Vol. 41, 2, 188–198.
6. Mechnyk, V. A. (2013). Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ systems. *Materials Science*, Vol. 49, 1, 93–101.
7. Leyland, A., & Matthews, A. (2000). On the significance of the *H/E* ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour. *Wear*, Vol. 246, 1–2, 1–11.
8. Musil, J., Novák, P., Čerstvý, R., & Soukup, Z. (2010). Tribological and mechanical properties of nanocrystalline-TiC/*a*-C nanocomposite thin films. *J. Vac. Sci. Technol. A*, Vol. 28, 2, 244–249.
- 9 Bondarenko, M. O., Mechnik, V. A., & Suprun, M. V. (2009). Shrinkage and shrinkage rate behavior in C_{diamond}–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ system during hot pressing of pressureless-sintered compacts. *J. Superhard Mater*, Vol. 31, 4, 232–240.
10. Storchak, M., Zakiev, I., & Träris L. (2018). Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti₁₀V₂Fe₃Al. *J. Mech. Sci. Technol*, Vol. 32, 315–322.
11. Mechnik, V. A., Bondarenko, N. A., Kolodnitskyi, V. M., et al. (2019). Formation of Fe–Cu–Ni–Sn–VN Nanocrystalline Matrix by Vacuum Hot Pressing for Diamond-Containing Composite. Mechanical and Tribological Properties. *J. Superhard Mater*, Vol. 41, 6, 388–401.
12. Firstov, S. A., Gorban, V. F., Krapivka, N. A., et al. (2010). Mechanical properties of multicomponent titanium alloy. *Strength of Materials*, 42, 622–630.