

**Б. Т. Ратов¹, В. А. Мечник^{2,*}, М. О. Бондаренко²,
В. М. Колодницький^{2,**}, Е. С. Геворкян³**

¹НАО “Казахський національний дослідницький технічний
університет ім. К. І. Сатпаєва”, м. Алмати, Казахстан

²Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакула
НАН України, м. Київ, Україна

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

*vlad.me4nik@ukr.net

**vasylkolod56@gmail.com

Фізико-механічні властивості композиційних алмазовмісних матеріалів на основі Fe–Cu–Ni–Sn–VN-матриць, спечених вакуумним гарячим пресуванням

Досліджено вплив концентрації добавки нано-VN (в інтервалі від 0 до 10 % (за масою)) на структуру, утримання алмазних зерен металевою матрицею і механічні (нанотвердість H , модуль пружності E , стійкість матеріалу пружній деформації H/E і опір матеріалу пластичній деформації H^3/E^2) властивості зразків композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, сформованих методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням. Показано, що структура спеченого зразка КАМ на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn складається з алмазних зерен і ГЦК твердих розчинів, що містять залізо, мідь, нікель і олово в різних співвідношеннях. За такої умови на поверхні алмазних зерен не виявлено елементів Fe, Cu, Ni і Sn, а на контакті алмаз–матриця спостерігали зазори і несуцільності. Додавання нано-VN в кількості 2, 4, 6 і 8 % (за масою) до складу КАМ дозволяє сформувати більш дрібнозернисту структуру, яка складається з твердих розчинів, що містять залізо, мідь, нікель, ванадій і олово, і алмазних зерен, на поверхні яких містяться в невеликій кількості ті ж самі елементи. Водночас контакт алмаз–матриця є щільним без видимих зазорів, несуцільностей та інших дефектів. Встановлено, що варіювання концентрації нітриду ванадію супроводжується немонотонним зміною H для всього досліджуваного інтервалу глибини занурення індентора в поверхню спечених зразків. Додавання 2 % (за масою) нано-VN до складу КАМ забезпечило підвищення H матриці з 5,2 до 5,6 ГПа, E – з 197 до 202 ГПа, H/E – з 0,0264 до 0,0277 і H^3/E^2 – з 3,62 до 4,30 МПа. Найбільше підвищення H (7,8 ГПа), E (213 ГПа), H/E (0,036) і H^3/E^2 (10,46 МПа) виявлено для зразка КАМ, що містять добавку нано-VN в кількості 8 % (за масою). Зазначених показників досягають внаслідок дисперсійного механізму зміцнення і модифікації структури (зменшення середнього розміру зерна, утворення щільного контакту алмаз–матриця, формування включень з V, Fe, Ni і Cu на поверхні алмазних зерен, зникнення пор в металевій матриці) та фазового складу композитів.

Ключові слова: композит, нітрид ванадію, залізо, мідь, нікель, олово, склад, концентрація, вакуумне гаряче пресування, структура, властивості.

ВСТУП

В результаті цілеспрямованої зміни структури та фазового складу композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) можна суттєво впливати на їхні фізико-механічні та експлуатаційні властивості [1–7]. Зміна хімічного складу КАМ зумовлює утворення у їхніх металевих матрицях структурних складників, що мають значно вищі експлуатаційні властивості, порівняно з вихідними КАМ [8, 9], тому матеріалознавчі підходи щодо вирішення поставлених завдань на стадії виготовлення КАМ стають все актуальнішими. Під час вибору матеріалів ріжучих елементів для відрізних кругів, канатних пилок та інших інструментів для каменеобробної і гірничодобувної промисловості перевагу надають КАМ на основі Fe–Cu–Ni–Sn-матриць з високими різальними властивостями та менш схильні до крихкого руйнування, ніж КАМ на основі матриць з твердих WC–Co-сплавів [10, 11]. Крім цього, КАМ на основі Fe–Cu–Ni–Sn-матриць порівняно з КАМ на основі інших матриць мають ще й такі переваги:

- присутність рідкої фази у системі Cu–Sn за відносно низької температури спікання, що сприяє збереженню міцності алмазів;
- здатність складників металеві матриці до холодного пресування, що дозволяє одержувати КАМ різних форм та розширити межі їх використання;
- низька собівартість складників металеві матриці та відсутність токсичного кобальту, що дозволяє зменшити вартість КАМ та покращити умови зовнішнього середовища.

Однак через збільшення експлуатаційних навантажень і гарантійних термінів використання зазначених КАМ необхідно не тільки розробляти нові, але й постійно шукати шляхи удосконалення існуючих.

Водночас зазначені КАМ мають недоліки: недостатню твердість матеріалу матриці та низькі значення параметрів H/E і H^2/E^2 , які характеризують стійкість матеріалу до впливу пружної [12] і пластичної [13, 14] деформації; наявність перехідної зони алмаз–матриця, в якій з'являються графітові включення внаслідок графітизації алмазних зерен під час спікання [15–17], що призводить до її передчасного руйнування та випадіння алмазів з матриці КАМ.

Дослідження поліпшення фізико-механічних властивостей розглядуваних КАМ інтенсивно проводять в останнє десятиліття багато колективів вчених, що вносить свій внесок в розширення області знань матеріалознавства і фізики твердого тіла. В основі цих досліджень лежить вивчення складу і структурних особливостей КАМ, що пов'язано з існуванням для них залежності склад–структура–дисперсність–властивості [3–11, 18–20]. Огляд методів виготовлення цих КАМ представлено в [21]. Для оптимізації та прогнозування властивостей КАМ також потрібно враховувати, що пружні характеристики матриці змінюються в залежності від об'ємного вмісту компонентів [22, 23], контактних навантажень [24] і температур [25–29], а також «ступеня» оснащення робочої поверхні інструменту композиційними матеріалами [30].

Для підвищення рівня механічних властивостей КАМ, що досліджували, до їхнього складу вводять певні сполуки перехідних металів в малій кількості порівняно з основними компонентами [31, 32]. В [33, 34] показано, що додавання мікропорошку CrB₂ в кількості 2 %¹ до КАМ на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn забезпечує знеуглецювання в перехідній зоні алмаз–матриця шляхом утворення прошарків з Cr₃C₂, Cr₇C₃, Fe₃C і Cr_{1,65}Fe_{0,35}B_{0,96} та підвищення зносостійкості КАМ. У [35] досліджено вплив добавки CrB₂ (в інтер-

¹ Тут і далі вміст матеріалів наведено в % (за масою).

валі від 0 до 8 %) на структуру, мікротвердість, модуль пружності, коефіцієнт тертя і зносостійкість композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, сформованого методом холодного пресування з подальшим спіканням з гарячим допресуванням. Було показано, що збільшення концентрації CrB_2 в складі композита супроводжується ростом його твердості і модуля пружності. Водночас коефіцієнт тертя і швидкість зносу зменшуються у разі збільшенні вмісту CrB_2 до 2 %, а далі зростає. У [36, 37] встановлено, що спечені методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням композити 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з добавкою нанопорошку нітриду ванадію (нано-VN) мали значно вищий рівень механічних (нано-твердість H , модуль пружності E , а також параметри H/E і H^3/E^2) властивостей порівняно з аналогічними композитами без добавки нанопорошку нітриду ванадію. Механізм поліпшення механічних властивостей композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з добавкою нано-VN обумовлений $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -перетвореннями, що відбуваються в умовах розчинення VN в α -Fe і подальшого охолодження з одночасним подрібненням його структури [38]. Слід зазначити, що перехід до нанометрового стану збільшує питому поверхню КАМ, проте маса КАМ залишається незмінною, а його обсяг зменшується завдяки зменшення пористості з одночасним поліпшенням фізико-механічних властивостей.

У той же час, в літературі практично відсутні дані про модуль пружності E , параметри H/E і H^3/E^2 для досліджених композитів з іншим вмістом добавки нано-VN. Згідно з численними експериментальними даними, зразки КАМ на основі Fe–Cu–Ni–Sn-матриць розрізняються складом і технологічними режимами виготовлення, демонструють значний розкид значень E , H/E і H^3/E^2 , змінюючи які, можна керувати і зносостійкістю. У разі зміни концентрації C добавки часто змінюються такі важливі властивості композиційних матеріалів як твердість, модуль пружності, в'язкість руйнування, пластичність, коефіцієнт тертя, зносостійкість та ін. Недослідженими залишаються питання впливу добавки нано-VN на формування перехідної зони алмаз–матриця. Цілеспрямоване управління властивостями (співвідношенням характеристик) композита Fe–Ni–Cu–Sn–VN можливе завдяки варіативності його складу і структури.

Метою цієї роботи було визначення оптимального вмісту (в інтервалі від 0 до 10 %) нано-VN в композиційних алмазовмісних матеріалах на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn і дослідження його впливу на структуру, утримання алмазних зерен і їхні механічні (нано-твердість H , модуль пружності E , стійкість матеріалу пружній деформації H/E , опір матеріалу пластичній деформації H^3/E^2) властивості, сформованих методом холодного пресування і подальшого вакуумного гарячого пресування.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Вихідні матеріали і спосіб спікання зразків

Для спікання зразків композитів металеві матриці використовували порошок заліза ПЖ1М2, міді ПМС-1, нікелю ПНЕ, олова ПО-1 (ДП “Завод порошкової металургії”, Україна, м. Запоріжжя) і нітрид ванадію (CASRN 24646-85-3, ONYXMET, Poland). Порошок Fe мав середній розмір частинок $d \approx 25 \pm 10$ мкм, порошок Cu – 20 ± 9 мкм, порошок Ni – 15 ± 8 мкм, порошок Sn – 15 ± 8 мкм і VN – $0, 5 \pm 0,1$ мкм-(табл. 1).

Суміші порошоків змішували насухо в змішувачі зі зміщеною віссю обертання впродовж 8 год. Питома потужність змішувача становила 8 Вт/г. Пресування приготівлених сумішей здійснювали за кімнатної температури на гідравлічному пресі в формах з жаростійкого сплаву за тиску 500 МПа. Спікання брикетів проводили в графітових формах вакуумним гарячим пресу-

ванням в інтервалі температури 20–1000 °С за тиску 30 МПа впродовж 5 хв [39]. Після спікання заготовки зразків шліфували для отримання циліндрів діаметром 9,62 мм і товщиною 4,84 мм.

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

Зразок	Fe	Cu	Ni	Sn	VN
1	51	32	9	8	–
2	50,745	31,84	8,955	7,96	0,5
3	50,49	31,68	8,91	7,92	1
4	50,235	31,52	8,865	7,88	1,5
5	49,98	31,36	8,82	7,84	2
6	48,96	30,72	8,64	7,68	4
7	47,94	30,08	8,46	7,52	6
8	46,92	29,44	8,28	7,36	8
9	45,9	28,8	8,1	7,2	10

Для дослідження перехідної зони алмаз–матриця і особливостей зламу спечених зразків КАМ розмірами 35×12×2 мм алмазовмісні суміші одержали в такий спосіб: до приготовлених порошкових сумішей (див. табл. 1) додавали змочений гліцерином алмазний порошок марки АС160Т зернистістю 400/315 в кількості 1,54 карата на 1 см³ шихти (що відповідає відносній концентрації $K = 35$ %) та рівномірно перемішували у спиртовому середовищі. Перед проведенням мікроструктурних і механічних досліджень поверхню спечених зразків відполіровували алмазною пастою з частинками розміром 1 мкм і колоїдним розчином з частинками оксиду кремнію розміром 0,04 мкм до отримання дзеркальної поверхні.

Мікроструктура і мікромеханічна характеристика зразків

Дослідження морфології, мікроструктури і ідентифікацію елементного складу поверхні матеріалу проводили за допомогою електронного скануючого мікроскопа Tescan Mira 3 LMU з просторовою роздільною здатністю 1 нм і потенціалом прискорення 30 кВ. Дослідження кристалічної структури і фазового складу спечених зразків композиційних матеріалів проведено методом рентгенівської дифрактометрії (XRD) за допомогою дифрактометра ДРОН-4 у випромінюванні $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda_{\text{Cu}} = 0,1542$ нм).

Твердість H і модуль пружності E спечених зразків досліджували тригранним індентором Берковича за методикою Олівера-Фара [40] з використанням нанотвердоміра Nano Indenter G200 (Agilent Technologies, USA), глибина наноіндентування дорівнювала 500 нм. Випробування проводили в матриці зразка і включених VN. Для кожного зразка проводили не менш 10 випробувань, потім результати усереднювали. В процесі випробувань реєстрували залежність занурення індентора від навантаження. По одержаним залежностям P – h визначали фізико-механічні властивості спечених зразків.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Морфологія вихідних матеріалів

Детально морфологію порошоків заліза, міді, нікелю, олова у вільно насипному стані і вихідних сумішей для спікання зразків композиційних матеріалів

розглянуто в [41], тому обмежимося коротким викладом даних результатів. Показано [41], що на поверхні алмазних зерен відсутні будь-які дефекти (тріщини, відколи), і це свідчить про їхню високу якість. Частинки порошку заліза зі середнім розміром 25 мкм мають неправильну форму. Спостерігали також частинки заліза більших розмірів, які утворилися внаслідок злипання більш дрібних частинок агломерату. Частинки порошку міді розміром 20 мкм мають менш щільну і більш тонку просторову дендритну структуру з яскраво вираженими гілками, що обумовлює зменшення відносної насипної густини та перешкоджає їх щільній укладці у насипному стані. Частинки порошку нікелю зі середнім розміром 15 мкм мають округлу форму і дуже щільну структуру, що обумовлює, як і в порошках заліза, високу щільність упаковки у насипному стані. Частинки порошку олова зі середнім розміром 15 мкм мають кулясту форму, хоча зустрічаються частинки видовженої форми. На їхній поверхні спостерігали напливи металу, а також частинки малого розміру (сателіти). Округла форма частинок добре сприяє їх щільній укладці у насипному стані. Згідно [38], частинки порошку нано-VN мають трифазну структуру: VN (кубичний) з періодом кристалічної решітки $a = 0,4136$ нм; VO_2 (гексагональний) з періодом кристалічної решітки $a = 0,5743$ нм, $b = 0,4517$ нм, $c = 0,5375$ нм, які добре узгоджуються з даними картотеки ICPDS-ASTM [42]. Розмір частинок порошку нано-VN знаходиться в інтервалі від 0,1 до 0,7 мкм (середній розмір $\sim 0,5$ мкм). У вихідних сумішах спостерігали відносно рівномірний розподіл компонентів, що важливо для наступного спікання зразків композитів.

Мікроструктура спечених зразків КАМ

На рис. 1 представлено СЕМ-зображення типових ділянок спечених зразків КАМ складів $8,75\text{C}_{\text{алмаз}}-46,5375\text{Fe}-29,2\text{Cu}-8,2125\text{Ni}-7,3\text{Sn}$ (зразок 10) і $8,75\text{C}_{\text{алмаз}}-45,5175\text{Fe}-28,56\text{Cu}-8,0325\text{Ni}-7,14\text{Sn}$ (зразок 11), отримані із застосуванням методу композиційного контрасту, що ілюструють особливості контакту алмаз-матриця.

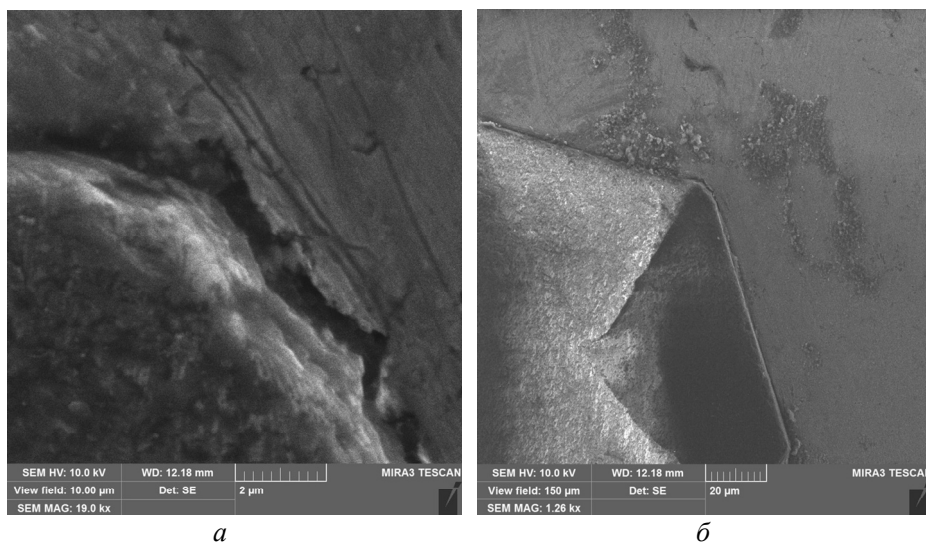


Рис. 1. СЕМ-зображення шліфованої поверхні зразків КАМ, сформованих на основі матриці $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ з різним вмістом добавки нано-VN методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням: *a, б* – 0 % (зразок 10); *в, г* – 2 % (зразок 11).

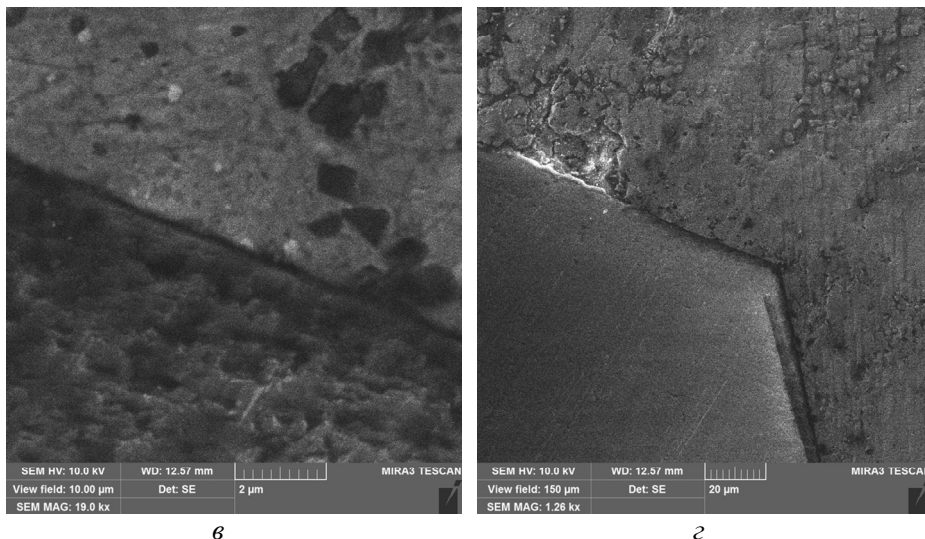


Рис. 1. (Продовження)

У зразку 10, що не містить у складі добавки нано-VN, на границі поділу алмаз–матриця є зазори товщиною до 0,2 мкм, несущільності, а в матриці, вдалині від границі поділу алмаз–матриця, спостерігали пори (див. рис. 1, а, б). Водночас у зразку 11, що містить у складі добавку нано-VN, контакт алмаз–матриця був щільним без видимих зазорів і несущільностей (див. рис. 1, в, г). Це свідчить про те, що алмазні зерна в зразках, що містять добавки нано-VN, зчеплені з металевою матрицею міцніше, ніж у зразках, що не містять добавки нано-VN. Механізм зчеплення алмазних зерен з металевою матрицею таких КАМ ще недостатньо вивчено. Адгезія контакту алмаз–матриця пояснюється молекулярною, електростатичною і хімічною взаємодією, зміною енергетичного і структурного станів, а також металевим затисненням. Найчастіше міцність зчеплення обумовлена одночасною дією декількох вказаних факторів. Водночас вплив кожного з них змінюється в залежності від природи матеріалів, їх фізико-механічних і хімічних властивостей і умов отримання.

Вплив добавки нано-VN на механічні властивості

На рис. 2 представлено залежності сили F , прикладеної до індентора, від глибини h занурення індентора в циклі навантаження-розвантаження для включень нано-VN в спечених зразках 5, 6, 8 і 9, а також для зразка 1, що не містить у складі включень нано-VN під час наноіндентування.

З аналізу рис. 2 випливає істотна відмінність механічних властивостей цих зразків. За однакової глибини занурення індентора в поверхню зразка 5 (див. рис. 2, крива 5), що містить у складі добавку нано-VN в кількості 2 %, значення сили, прикладеної до індентора в 2 рази вище, ніж для зразка 1 (див. рис. 2, крива 1). Більше значення сили, прикладеної до індентора для зразка 2 порівняно зі зразком 1, свідчить про його вищу твердість, що зумовлено присутністю нано-VN. За подальшого збільшення вмісту нано-VN у складі вихідних речовин значення сили прикладеної до індентора для зразків 6, 8 і 9 продовжує зростати (див. рис. 2, криві 6, 8 і 9 відповідно). Це зростання може бути пов'язано з такими причинами. По-перше, додавання до складу шихти 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (зразок 1) більш твердіших частинок нано-VN порівняно

з частинками матриці змінює твердість H і модуль пружності E зразків 5, 6, 8 і 9. По-друге, включення тугоплавких частинок нано-VN у складі зразків 5, 6, 8 і 9 спричиняє підвищення їхньої твердості порівняно зі зразком 1, і, окрім того, є бар'єрами на шляху поширення дислокацій, що підвищує міцність.

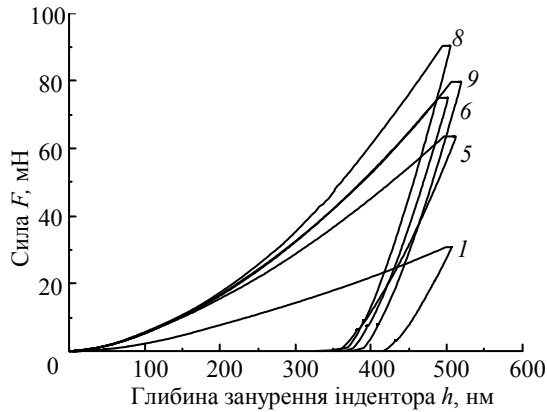


Рис. 2. Залежності сили F , прикладеної до індентора, від глибини h занурення індентора (криві навантаження–розвантаження) для включень в спечених зразках 5, 6, 8 і 9, а також для зразка 1, що не містить у складі включень.

В табл. 2 наведено значення нанотвердості H , модуля пружності E , параметрів H/E і H^3/E^2 як для зразка матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (зразок 1), так і для зразків з включеннями нано-VN (зразки 5–7, 9), які визначені з одержаних залежностей $F-h$. Експерименти показали, що для виготовленого зразка 1 ($C_{VN} = 0\%$) в описаних вище технологічних режимах їхні значення склали $H = 5,2 \pm 1,3$ ГПа, $E = 197 \pm 11$ ГПа, $H/E = 0,0264$ і $H^3/E^2 = 3,62$ МПа для матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn. У разі введення добавки нанопорошку нітриду ванадію до складу композитів відбувається значне підвищення їх механічних властивостей. Так, для зразка 5 ($C_{VN} = 2\%$) значення $H = 5,6 \pm 0,4$ ГПа, $E = 202 \pm 8$ ГПа, $H/E = 0,0277$ і $H^3/E^2 = 4,30$ МПа для матеріалу матриці і $H = 12,7 \pm 0,3$ ГПа, $E = 345 \pm 12$ ГПа, $H/E = 0,0368$ і $H^3/E^2 = 17,21$ МПа для включень. Слід зазначити, що значення H і E для матеріалу матриці спечених зразків КАМ значно перевищують відповідні значення для зразка матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з добавкою нано-VN в кількості 3% [37, 43]. За подальшого збільшення концентрації нітриду ванадію в складі композита (зразки 6 і 8) значення H , E , H/E і H^3/E^2 як в матриці, так і у включенні продовжують зростати. Найбільше поліпшення механічних характеристик спостерігали для зразка 8 ($C_{VN} = 8\%$). Якщо твердість матриці і включення цього зразка збільшуються тільки до 7,8 і 16,7 ГПа, то параметри H/E і H^3/E^2 збільшуються більш помітно (до 10,46 і 25,42 МПа).

Однак в зразку 9 ($C_{VN} = 10\%$) значення H , E , H/E і H^3/E^2 як в матриці, так і у включенні починають поступово зменшуватися. Це пов'язано з агломерацією нано-VN і виникненням біля них пор [21, 38].

Одержані залежності міцності досліджуваних композитів від вмісту нано-VN є результатом складної комбінації дисперсійного механізму зміцнення і модифікації структури та фазового складу композитів. Відзначимо, що ефективність дисперсійного механізму зміцнення наростає зі збільшенням C_{VN} , але максимальні значення параметрів H , E , H/E і H^3/E^2 досягаються за $C_{VN} = 8\%$. Такому зростанню рівня властивостей цього композита може відповідати зміна фазового складу після спікання та утворення кінцевої структури.

Таблиця 2. Механічні характеристики спечених зразків

Зразок	H , ГПа		E , ГПа		H/E		H^3/E^2 , МПа	
	матриця	включення	матриця	включення	матриця	включення	матриця	включення
1	5,2±1,3	–	197±11	–	0,0264	–	3,62	–
5	5,6±0,4	12,7±0,3	202±8	345±12	0,0277	0,0368	4,30	17,21
6	6,5±0,6	14,8±0,4	200±8	390±15	0,0325	0,0379	6,87	21,31
8	7,8±0,3	16,7±1,7	213±6	428±31	0,0366	0,0390	10,46	25,42
9	7,5±0,6	14,8±0,7	206±16	388±21	0,0364	0,0381	9,30	21,54

Фрактографічний аналіз спечених зразків КАМ

На рис. 3 представлені картини зламів в зразках КАМ 10 ($C_{VN} = 0\%$) і 11 ($C_{VN} = 2\%$) в різних точках і за різного збільшення.

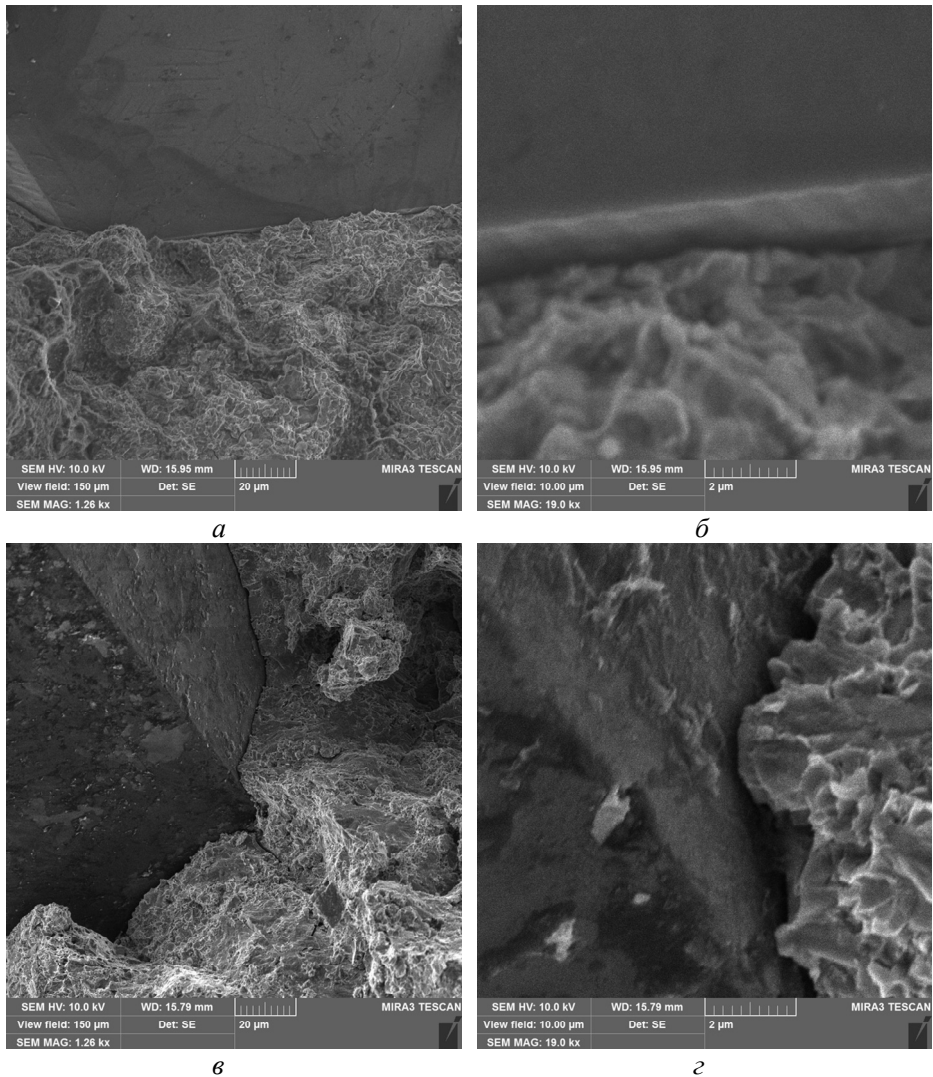


Рис. 3. Фрактографічні особливості зламу зразків КАМ 10 (а, б) і 11 (в, г) за температури 20 °С поблизу границі поділу алмаз–матриця.

У разі випробування ударом за температури 20 °С на зламах матриці зразків КАМ 10 (див. рис. 3, а, б) і 11 (див. рис. 3, б, з) на мікро- і макрорівнях переважає в'язкий ямковий рельєф внаслідок зародження порожнин, їх росту і руйнуванню перетинок між ними. Однак в матриці зразка КАМ 10 переважають рівноосні ямки відриву, а в матриці зразка КАМ 11 – ямки зсуву. Водночас структура матриці зразка КАМ 11 (див. рис. 3, з) порівняно зі зразком КАМ 10 (див. рис. 3, б) стає більш дрібнозернистою, рельєфною і дефектною. Крім цього, в матриці зразка КАМ 10 (див. рис. 3, а, б) спостерігали меншу кількість ямок, а в матриці зразка 11 (див. рис. 3, в, з) – більшу. Усе це свідчить про позитивний вплив добавки нітриду ванадію на механічні властивості КАМ. За збільшення концентрації нітриду ванадію у складі зразків КАМ якісних змін рельєфу зламів матриці не спостерігали, однак зменшилася площа в'язкого підлаштування і швидше реалізувалося крихке кризьзерне руйнування. Характерною особливістю одержаних результатів є те, що на поверхні алмазних зерен в зразках КАМ, що містять добавку нано-VN (див. рис. 3, в, з), порівняно зі зразками КАМ без добавки нано-VN (див. рис. 3, а, б), виявлено чисельні включення (агрегати) неправильної форми і (або) залишки металу. Ці включення досить рівномірно розподілені на поверхні алмазного зерна зразка КАМ 5, в той час як на поверхні алмазного зерна зразка КАМ 1 включення відсутні.

Для визначення складу фаз, які сформувалися в процесі спікання, здійснено енергодисперсійний мікроаналіз (EDS). На рис. 4 для прикладу представлено типові електронно-мікроскопічні зображення зразків КАМ 10 і 11, отримані в композиційному контрасті, з зонами проведення мікроаналізу. Результати визначення елементного складу у ваговому співвідношенні наведено в табл. 3.

Таблиця 3. Елементний склад різних ділянок зразків 1–8, отриманий з аналізу їх спектрів характеристичного рентгенівського випромінювання

Зразок	Спектр	Вміст хімічних елементів, %						
		C	N	V	Fe	Ni	Cu	Sn
10	1	100,00	–	–	–	–	–	–
	2	100,00	–	–	–	–	–	–
	3	97,48	–	–	–	–	2,52	–
	4	12,72	–	–	68,62	9,00	8,73	0,92
11	1	89,99	–	2,39	4,71	1,52	1,39	–
	2	94,54	–	1,19	4,22	–	–	–
	3	90,16	–	2,50	6,51	–	0,83	–
	4	19,23	–	11,92	21,79	19,87	21,74	5,45

На основі даних мікрорентгеноспектрального аналізу виявлено, що зразок 10 складається з фаз $C_{\text{алмаз}}$ (див. спектри 1, 2, табл. 3, рис. 4, а), $C_{\text{алмаз}}$ та Cu в незначній кількості (див. спектр 3, табл. 3, рис. 4, а) і ОЦК твердого розчину на основі $\alpha\text{-Fe}$ з різним вмістом елементів (з переважанням вуглецю, нікелю і міді) (див. спектр 4, табл. 3, рис. 4, б). Введення нано-VN в кількості 2 % до складу композита (зразок 11) приводить до подрібнення структури (розміри основних складових, зокрема, заліза і міді зменшилися (див. рис. 4, б і а відповідно). В цьому разі контакт алмаз–матриця стає щільним і не містить ви-

димих зазорів і пор. Структура зразка КАМ 11 сформована із зерен алмазу ($C_{\text{алмаз}}$), на поверхні якого містяться в невеликій кількості елементи V, Fe, Ni і Cu (див. спектри 1–3, рис. 4, б, табл. 3) і ГЦК твердих розчинів, що містять залізо, нікель, мідь, ванадій і олово в різних поєднаннях (див. спектр 4, рис. 4, б, табл. 3). Це свідчить про те, що додавання 2 % нано-VN до складу зразка КАМ 11 сприяє поліпшенню утриманню алмазних зерен металевою матрицею і, як наслідок, підвищує його зносостійкість.

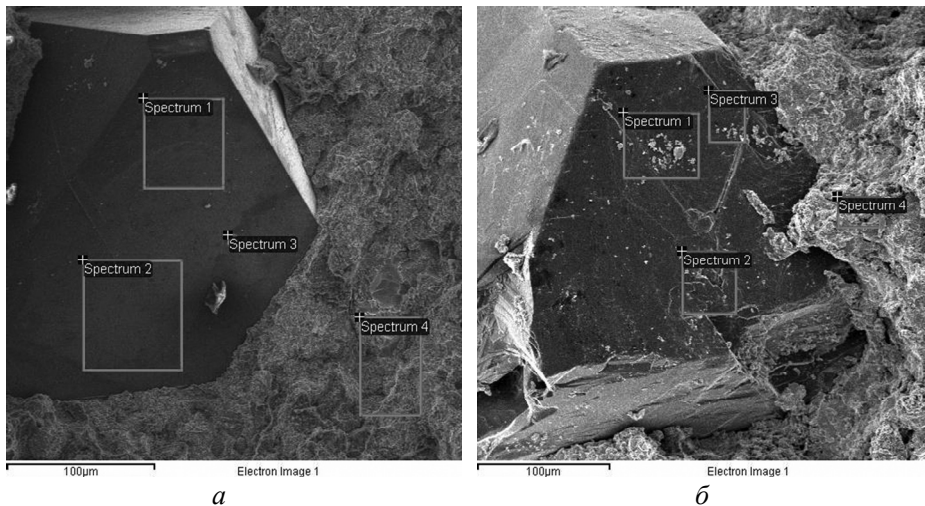


Рис. 4. СЕМ-зображення мікроструктури спечених зразків КАМ, отримані в композиційному контрасті, із зонами проведення мікроаналізу: зразки 10 (а), 11 (б).

Отже, додаючи необхідну кількість нано-VN до складу КАМ на основі Fe–Cu–Ni–Sn-матриць можна реалізувати подвійний ефект покращення механічних і експлуатаційних властивостей КАМ, а саме: забезпечити хімічний зв'язок алмазних зерен з металевою матрицею з однієї сторони і забезпечити надійне металеве затиснення алмазних зерен матрицею композита. А це, в свою чергу, дозволить ефективно використати потенційну можливість алмазів в матриці (протидіяти передчасному випадінню алмазних зерен з металевої матриці) і тим самим підвищити зносостійкість і продуктивність праці інструментів. В зразках 6, 8 і 9, що містять 4, 8 і 10 % нано-VN відповідно фазовий склад аналогічний фазовому складу зразка КАМ 11 і відрізняється лише вмістом компонентів у твердих розчинах.

Одержані результати узгоджуються з даними [9], в яких додавання нанорозмірного порошку нітриду ванадію до складу зразків КАМ, що досліджували, привело до підвищення твердості, міцності на згин і зносостійкості внаслідок подрібнення структури та зменшення ширини зазору між алмазним зерном і матрицею від 3,99 до 2,06 мкм. В [9] також відзначено, що перевищення вмісту нано-VN в складі КАМ призводить до погіршення його механічних властивостей. В [44, 45] також відзначено, що механічні властивості в дрібнозернистих композиційних матеріалах на основі матриці Fe–Cu вищі, ніж в грубозернистих аналогів. Необхідно відмітити, що значення H і E для матеріалу матриці спечених зразків КАМ (див. табл. 2) значно перевищують значення H (5,37 ГПа) і E (125 ГПа) зразка матеріалу матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, що містить 3 % нано-VN, сформованого в аналогічних умовах [46]. Більш того, твердість H (5,2 ГПа) і модуль пружності E (197 ГПа), а також параметри H/E (0,0264) і H^3/E^2 (3,62 МПа) матеріалу матриці базового зразка

складу 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn (зразок 1, див. табл. 2) значно перевищують твердість H (2,68 ГПа), модуль пружності E (125 ГПа), параметри H/E (0,013) і H^3/E^2 (0,49 МПа) аналогічного зразка, сформованого спіканням за температури 800 °С з подальшим гарячим допресуванням за тиску 160 МПа [46].

Таким чином, експериментально підтверджено, що використання нано-VN за концентрації (2, 4, 6 і 8 %) в складі композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn і застосування методу вакуумного гарячого пресування в інтервалі температури 20–1000 °С за тиску 30 МПа впродовж 5 хв має перспективу для виробництва КАМ з підвищеними механічними характеристиками і високоефективних каменеобробних інструментів на їх основі.

ВИСНОВКИ

Виконані дослідження показали вплив добавок нано-VN різної концентрації на морфологію, структуру, утримання алмазних зерен металевою матрицею і механічні (нанотвердість H , модуль пружності E , стійкість матеріалу пружній деформації H/E і опір матеріалу пластичній деформації H^3/E^2) властивості зразків КАМ на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, сформованих методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням. Причому ці залежності можуть мати протилежні тенденції. Характер і ефективність цього впливу залежить від концентрації нано-VN:

Встановлено, що варіювання концентрації нітриду ванадію C_{VN} супроводжується немонотонним зміною H . Водночас варто відзначити, що немонотонний характер залежності $H = f(C_{VN})$ характерний для всього досліджуваного інтервалу глибини проникання індентора.

Методом скануючої електронної мікроскопії і енергодисперсійного аналізу встановлено, що мікроструктура матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn спеченого зразка КАМ складається з алмазних зерен і ГЦК твердих розчинів, що містять залізо, мідь, нікель і олово в різних співвідношеннях. За такої умови на поверхні алмазних зерен не виявлено елементів Fe, Cu, Ni і Sn, а на границі поділу алмаз–матриця спостерігаються зазори, несучільності, а в металевій матриці – ще й пори.

Додавання нано-VN в кількості 2, 4, 6 і 8 % до складу КАМ на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn дозволяє сформувати більш дрібнозернисту структуру, яка складається з твердих розчинів, що містять залізо, мідь, нікель, ванадій і олово, і алмазних зерен, на поверхні яких містяться в невеликій кількості елементи Fe, Cu, V, Ni і Sn. За такої умови контакт алмаз–матриця є щільним без видимих зазорів, несучільностей та інших дефектів.

Додавання 2 % нано-VN до складу КАМ на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn забезпечило підвищення його нанотвердості H з 5,2 до 5,6 ГПа, модуля пружності E з 197 до 202 ГПа, стійкості матеріалу пружній деформації H/E з 0,0264 до 0,0277 і опір матеріалу пластичній деформації H^3/E^2 з 3,62 до 4,30 МПа.

Найбільше підвищення H (7,8 ГПа), E (213 ГПа), H/E (0,036) і H^3/E^2 (10,46 МПа) виявлено для зразка КАМ, що містить добавку нано-VN в кількості 8 %. Зазначені показники досягнуто внаслідок дисперсійного механізму зміцнення і модифікації структури (зменшення середнього розміру зерна, утворення щільного контакту алмаз–матриця, формування включень з V, Fe, Ni і Cu на поверхні алмазних зерен, зникнення пор в металевій матриці) та фазового складу композитів.

Перевищення 8 %-ного вмісту нано-VN в складі КАМ на основі матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn призводить до погіршення (зменшення) H з 7,8 до

7,5 ГПа, пружності E з 213 до 206 ГПа, H/E з 0,0366 до 0,0364 і H^3/E^2 з 10,46 до 9,30 МПа внаслідок агломерації порошків nano-VN і виникненням біля них пор.

Розробка композиційних матеріалів системи Fe–Ni–Cu–Sn–VN методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням може бути використано для поліпшення комплексу механічних властивостей. Водночас необхідно суворо дотримуватися співвідношення концентрацій компонентів, оскільки перевищення порогового значення концентрації nano-VN викликає погіршення механічних властивостей композита. Крім того, отримання композитів дослідженої системи з високими показниками робочих характеристик забезпечує істотну економічну вигоду не тільки за рахунок зниження енергоспоживання в процесі спікання, а й завдяки зниженню вартості композитів.

ФІНАНСУВАННЯ

Робота виконана за підтримки Комітету науки Міністерства освіти і науки Республіки Казахстан (Грант № AP08857201).

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють, що у них не має конфлікту інтересів.

B. T. Ratov¹, V. A. Mechnik², N. A. Bondarenko²,
V. M. Kolodnitskyi², E. S. Gevorkyan³

¹Satpayev University, Almaty, Kazakhstan

²Bakul Institute for Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

³Ukrainian State University of Railway Transport, Kharkiv, Ukraine

Physico-mechanical properties of composite diamond-containing materials based on Fe–Cu–Ni–Sn–VN matrices, sintered by vacuum hot pressing

The effect of the concentration of the nano-VN additive (in the range from 0 to 10 wt %) on the structure, retention of diamond grains by the metal matrix and mechanical (nanohardness H , modulus of elasticity E , stability of the material to elastic deformation H/E and resistance of the material to plastic deformation H^3/E^2) properties of samples of composite diamond-containing materials (DCMs) based on the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn matrix, formed by cold pressing followed by vacuum hot pressing. It is shown that the structure of a sintered DCM sample based on the 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn matrix consists of diamond grains and fcc solid solutions containing iron, copper, nickel, and tin in different ratios. At the same time, the elements Fe, Cu, Ni, and Sn were not found on the surface of diamond grains, and gaps and discontinuity flaws were observed at the diamond–matrix contact. The addition of nano-VN in an amount of 2, 4, 6 and 8 % to the DCM composition makes it possible to form a finer-grained structure consisting of solid solutions containing iron, copper, nickel, vanadium and tin, and diamond grains, on the surface of which there are small amounts the same items. In this case, the diamond–matrix contact is tight without visible gaps, discontinuity flaws, and other defects. It was found that varying the concentration of vanadium nitride is accompanied by a nonmonotonic change in H for the entire studied interval of the depth of immersion of the indenter into the surface of sintered samples. The addition of 2 % nano-VN to the DCM composition provided an increase in matrix H from 5.2 to 5.6 GPa, E from 197 to 202 GPa, H/E from 0.0264 to 0.0277 and H^3/E^2 from 3.62 to 4.30 MPa. The largest increase in H (7.8 GPa), E (213 GPa), H/E (0.036) and H^3/E^2 (10.46 MPa) was found for the DCM sample containing the nano-VN additive in an amount of 8 %. These indicators are achieved due to the dispersion mechanism of strengthening and modification of the structure (a decrease in the average grain size, the formation of a tight diamond–matrix contact, the formation of V, Fe, Ni, and Cu inclusions on the surface of diamond

grains, the disappearance of pores in the metal matrix) and the phase composition of the composites.

Keywords: composite, vanadium nitride, iron, copper, nickel, tin, composition, concentration, vacuum hot pressing, structure, properties.

1. Borowiecka-Jamrozek J.M., Konstanty J., Lachowski J. The application of a ball-milled Fe–Cu–Ni powder mixture to fabricate sintered diamond tools. *Arch. Found. Eng.* 2018. Vol. 18, no. 1. P. 5–8.
2. Nitkiewicz Z., Swierzy M. Tin influence on diamond-metal matrix hot pressed tools for stone cutting. *J. Mater. Proc. Tech.* 2006. Vol. 175, nos. 1–3. P. 306–315.
3. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kuzin N.O., Lyashenko B.A. The role of structure formation in forming the physico-mechanical properties of composites of the diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) system. *J. Frict. Wear.* 2016. Vol. 37, no. 4. P. 377–384.
4. 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.
5. Dai H., Wang L., Zhang J., Liu Y., Wang Y., Wang L., Wan X. Iron based partially pre-alloyed powders as matrix materials for diamond tools. *J. Powder Metall.* 2015. Vol. 58. P. 83–86.
6. Bondarenko N.A., Zhukovsky A.N., Mechnik V.A. Analysis of the basic theories of sintering of materials. 1. Sintering under isothermal and nonisothermal conditions (a review). *Sverkhverd. Mater.* 2006. Vol. 28, no. 6. P. 3–17.
7. 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.
8. 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.
9. 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.
10. Mechnyk V.A. Diamond–Fe–Cu–Ni–Sn composite materials with predictable stable characteristics. *Mater. Sci.* 2013. Vol. 48, no. 5. P. 591–600.
11. 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.
12. 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. Vol. 246, nos. 1–2. P. 1–11.
13. Soldan J., Musil J. Structure and mechanical properties of DC magnetron sputtered TiC/Cu films. *Vacuum.* 2006. Vol. 81. P. 531–538.
14. Musil J. Tribological and mechanical properties of nanocrystalline-TiC/a-C nanocomposite thin films. *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2010. Vol. 28, no. 2. P. 244–249.
15. Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) hot pressing. *Funct. Mater.* 2017. no. 24. P. 31–45.
16. Uemura M. An analysis of the catalysis of Fe, Ni or Co on the wear of diamonds. *Tribology Int.* 2004. Vol. 37, nos. 11–12. P. 887–892.
17. Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Suprun M.V. Shrinkage and shrinkage rate behavior in $C_{\text{diamond}}\text{–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB}_2$ system during hot pressing of pressureless-sintered compacts. *J. Superhard Mater.* 2009. Vol. 31, no. 4. P. 232–240.
18. de Oliveira L.J., Bobrovnichii G.S., Filgueira M. Processing and characterization of impregnated diamond cutting tools using a ferrous metal matrix. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2007. Vol. 25, no. 4. P. 328–335.
19. Borowiecka-Jamrozek J., Lachowski J. Modelling of the mechanical state of a diamond particle in the metallic matrix. *Adv. Mater. Res.* 2014. Vol. 874. P. 127–132.
20. Oliveira F.A.C., Anjinho C.A., Coelho A., Amaral P.M., Coelho M. PM materials selection: The key for improved performance of diamond tools. *Metal Powder Report.* 2017. Vol. 72, no. 5. P. 339–344.
21. Ratov B.T., Mechnik V.A., Bondarenko M.O., Kolodnitskyi V.M., Kuzin M.O., Gevorkyan E.S., Chishkala V.A. Effect of vanadium nitride additive on the structure and strength

- characteristics of diamond-containing composites based on the Fe–Cu–Ni–Sn matrix, formed by cold pressing followed by vacuum hot pressing. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43, no. 6. P. 423–434.
22. Zhukovskij A.N., Majstrenko A.L., Mechnik V.A., Bondarenko N.A. The stress-strain state of the bonding around the diamond grain exposed to normal and tangent loading components. Part 1. Model. *Trenie Iznos.* 2002. Vol. 23, no. 2. P. 146–153.
 23. Zhukovskij A.N., Majstrenko A.L., Mechnik V.A., Bondarenko N.A. Stress-strain state of the matrix around the diamond grain exposed to the normal and tangent loading components. Part 2. Analysis. *Trenie Iznos.* 2002. Vol. 23, no. 4. P. 393–396.
 24. 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.
 25. Aleksandrov V.A., Zhukovsky A.N., Mechnik V.A., Temperature field and wear of inhomogeneous diamond wheel at convective heat exchange. *Trenie Iznos.* 1994. Vol. 15, no. 1. P. 27–35.
 26. Aleksandrov V.A., Zhukovskij A.N., Mechnik V.A., Temperature field and wear of heterogeneous diamond wheel under conditions of convective heat transfer. Part 2. *Trenie Iznos.* 1994. Vol. 15, no. 2. P. 196–201.
 27. Aleksandrov V.A., Mechnik V.A. Effect of heat conduction of diamonds and heat-exchange coefficient on contact temperature and wear of cutting disks. *Trenie Iznos.* 1993. Vol. 14, no. 6. P. 1115–1117.
 28. Dutka V.A., Kolodnitskiy V.M., Zabolotnyj S.D., Sveshnikov I.A., Lukash V.A., Simulation of the temperature level in rock destruction elements of drilling bits. *Sverkhverd. Mater.* 2004. Vol. 26, no. 2. P. 66–73.
 29. Dutka V.A., Kolodnitskiy V.M., Mel'nichuk O.V., Zabolotnyj S.D. Mathematical model for thermal processes occurring in the interaction between rock destruction elements of drilling bits and rock mass. *Sverkhverd. Mater.* 2005. Vol. 27, no. 1. P. 67–77.
 30. Sveshnikov I.A., Kolodnitskiy V.N. Optimization of the hard alloy cutter arrangement in the drilling bit body. *Sverkhverd. Mater.* 2006. Vol. 28, no. 4. P. 70–75.
 31. Franca L.F.P., Mostofi M., Richard T. Interface laws for impregnated diamond tools for a given state of wear. *Int. J. Rock Mech. Mining Sci.* 2015. Vol. 73. P. 184–193.
 32. Wang J., Zhang S., Peng F. Influence mechanism of hard brittle grits on the drilling performance of diamond bit. *J. Ann. Chim. Sci. Mater.* 2018. Vol. 42, no. 2. P. 209–220.
 33. Mechnyk V.A. Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂ systems, *Mater. Sci.* 2013. Vol. 49, no. 1. P. 93–101.
 34. Mechnik V.A. Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–CrB₂) composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2014. Vol. 52, nos. 11–12. P. 709–721.
 35. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskiy V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Yutskevych S.S. Mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn materials with different amounts of CrB₂ used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 4. P. 251–263.
 36. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskiy V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Dub S.N., Kuzin N.O. Effect of vacuum hot pressing temperature on the mechanical and tribological properties of the Fe–Cu–Ni–Sn–VN composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2020. Vol. 58, nos. 11–12. P. 679–691.
 37. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskiy V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Storchak M., Dub S.N., Kuzin N.O. Physico-mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods. *Tribology Ind.* 2019. Vol. 41, no. 2. P. 188–198.
 38. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Dub S.N., Kolodnitskiy 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.
 39. Kodash V.Y., Gevorkian E.S. Tungsten carbide cutting tool materials: *Pat. 6617271 B1 USA: IC C04B 35/56.* Publ. 09.09.2003.
 40. 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.

41. Mechnik V.A., Bondarenko M.O., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Kuzin M.O., Gevorkyan E.S. Influence of diamond–matrix transition zone structure on mechanical properties and wear of sintered diamond-containing composites based on Fe–Cu–Ni–Sn matrix with varying CrB₂ content. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2021. Vol. 100. art. 105655.
42. Selected powder diffraction data for education straining (Search manual and data cards). International Centre for diffraction data. USA. 1988. 432 p.
43. 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.
44. Han Y., Zhang S., Bai R., Zhou H., Su Z., Wu J., Wang J. Effect of nano-vanadium nitride on microstructure and properties of sintered Fe–Cu-based diamond composites. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2020. Vol. 91. art. 105256.
45. Zhiwei W.U., Zhang J., Chen Yi., Liang M. Effect of rare earth addition on microstructural, mechanical and electrical characteristics of Cu–6%Fe microcomposites. *J. Rare Earths.* 2009. Vol. 27, no. 1. P. 87–91.
46. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Dub S.N., Kuzin N.O. Effect of vacuum hot pressing temperature on the mechanical and tribological properties of the Fe–Cu–Ni–Sn–VN composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2020. Vol. 58, nos. 11–12. P. 679–691.

Надійшла до редакції 01.08.21

Після доопрацювання 22.09.21

Прийнята до опублікування 30.09.21