

**Б. Т. Ратов¹, В. А. Мечник^{2*}, М. О. Бондаренко²,
Е. С. Геворкян^{3,4}, В. М. Колодніцький^{2, **}, Т. О. Пріхна²,
В. Є. Мошіль², А. Б. Калжанова⁵, П. С. Сундєтова⁵,
З. Г. Утєпов⁵**

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

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

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

⁴Kazimierz Pulaski University of Technology and Humanities
in Radom, Radom, Poland

⁵Каспійський університет технології та інжинірингу
ім. Ш. Єсенова, м. Актау, Казахстан

*vlad.mechnik2019@gmail.com

**vasylkolod56@gmail.com

Фізико-механічні властивості матеріалу матриці композиційних матеріалів C_{алмаз}–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn), виготовлених методом іскро-плазмового спікання

В зразках матеріалу матриці (26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn) + ZrO₂, відмінного за вмістом ZrO₂, що використовують у композиційних матеріалах C_{алмаз}–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn), сформованих методом іскро-плазмового спікання, встановлено залежності відносної густини $\rho_{відн}$ границь міцності під час стиску $R_{ст}$ і згинання $R_{бм}$, мікротвердості H_V і в'язкості руйнування K_{Ic} від концентрації діоксиду цирконію. Додавання 10 % діоксиду цирконію до складу композита 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn приводить до зростання відносної густини $\rho_{відн}$ з 0,987 до 0,997, збільшення границь міцності під час стискання $R_{ст}$ від 950 ± 35 до 1510 ± 45 МПа і згинання $R_{бм}$ від 750 ± 20 до 1140 ± 35 МПа, а також до підвищення мікротвердості H_V від $8,0 \pm 0,25$ до $9,0 \pm 0,42$ ГПа і в'язкості руйнування K_{Ic} від $6,5 \pm 0,35$ до $9,2 \pm 0,42$ МПа·м^{0,5}. Такі показники обумовлені трансформованістю тетрагональної фази t-ZrO₂ і, відповідно, посилення ролі механізму трансформаційного зміцнення, а також подрібненням зерен, оскільки ZrO₂ є інгібіторами зерен основних фаз Fe і Cr у процесі спікання. Під час мікроіндентування зразка 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn ($C_{ZrO_2} = 0$ %) як у внутрішній області відбитка піраміди Віккерса, так і навколо нього спостерігали багато тріщин значної величини, які призводять до виникнення надмірної крихкості та руйнування матеріалу. Це пов'язано з утворенням агломератів у процесі змішування компонентів, відокремлення під час їхнього спікання та утворення мікропор і мікротріщин, що є основною причиною низьких значень $\rho_{відн}$, $R_{ст}$, $R_{бм}$, H_V і K_{Ic} . У разі концентрації нанопорошку діоксиду цирконію $C_{ZrO_2} = 10$ % у матриці в околі відбитка індентора тріщини стають ледь помітними, а матеріал в околі відбитка індентора практично не руйнується. Отримані результати відносної густини $\rho_{відн}$ у поєднанні

з високими механічними (R_{cm} , R_{bm} , H_V і K_{Ic}) характеристиками спечених зразків матеріалу матриці (26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn) + ZrO_2 дозволяють застосувати їх для виготовлення композиційних алмазовмісних матеріалів з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями.

Ключові слова: густина, границі міцності під час стиску і згинання, твердість, в'язкість руйнування, композит, залізо, хром, мідь, нікель, олово, діоксид цирконію.

ВСТУП

Підвищення міцності, надійності та довговічності, а також збільшення ресурсу експлуатації алмазних інструментів через застосування сучасних композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) і технологій – пріоритетний напрямок розвитку науки і техніки [1]. Завдяки високому рівню експлуатаційних властивостей, легкій здатності до формування, нетоксичності і низькій вартості компонентів та відмінній оброблюваності КАМ на основі Fe–Cr–Cu–Ni–Sn-матриць застосовують для виготовлення інструментів для каменеобробної промисловості [2, 3]. Крім того, через низьку температуру поява рідкої фази та достатній рівень міцнісних властивостей композити $S_{алмаз}$ –(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn) також вважаються перспективними матеріалами для виготовлення інструментів для гірничодобувної промисловості (канатні пилки, свердла-коронки). Такі КАМ спікають методами порошкової металургії, зокрема, гарячим пресуванням (HP) [4], гарячим ізостатичним пресуванням (HIP) [5], спікання високочастотним індукційним нагріванням, швидкого компактування [6] та ін. Спечені КАМ мають фізико-механічні властивості, істотно відмінні від властивостей кожного окремо взятого компонента, що входить до їхнього складу, і водночас частково мають властивості металу (наприклад, пластичність, теплопровідність) і кераміки (наприклад, тріщиностійкість). Ці властивості залежать від фазового складу, мікроструктури та морфології, які так само залежать від властивостей їхніх складових, способів та технологічних режимів спікання [7–10], а також двійників [11] і щільності дислокацій [12]. Поєднання високих значень теплопровідності і пластичності та ріжучих властивостей забезпечує широкі можливості експлуатації інструментів, зокрема під час різання як м'яких, так і середньої твердості гірських порід, виготовлених на основі розглядуваних КАМ.

Стримуючими факторами цих КАМ є низькі значення твердості, пружності, тріщиностійкості, а також границі міцності під час стиску R_{cm} і границі міцності під час згинання R_{bm} [13–15], що істотно знижує зносостійкість інструментів у процесі різання міцних і абразивних гірських порід [16–18]. Слід зазначити, що у разі різання міцних гірських порід внаслідок впливу великих навантажень розглядувані КАМ піддаються абразивному і втомному зношуванню, внаслідок чого у металевій матриці протікають складні фізико-хімічні процеси [19]. Ці процеси можуть призвести до незворотних змін у мікроструктурі матриці [20, 21], різкого зменшення її границь міцності під час згинання R_{bm} і стиску R_{cm} [22], мікротвердості H_V і в'язкості руйнування K_{Ic} [23], що спричиняє інтенсивний знос КАМ. На структуру і механічні властивості розглядуваних КАМ негативний вплив також чинить графітизація алмазів, що відбувається у процесі їхнього спікання [24, 25], що призводить до руйнування металевої матриці та випадіння алмазів під час їхньої роботи [26]. Тому на даний час проводять детальні дослідження щодо підвищення механічних та експлуатаційних властивостей даних КАМ [27].

Існує кілька можливих рішень проблеми підвищення зазначених вище властивостей розглядуваних КАМ. Перше – структурне подрібнення твердо-сплавних матриць, оскільки чим менший розмір зерен і чим сильніше розвинена зеренна структура, тим міцніше і твердіше металева матриця. Друге – додавання до їхнього складу певних сполук перехідних металів (боридів, карбідів, нітридів, оксидів), які є інгібіторами зерен основних фаз Fe і Cr під час спікання [28]. Третє – застосування методу іскро-плазмового спікання (ІПС), який є ефективним методом високошвидкісного гарячого пресування [29, 30]. Суть технології ІПС полягає у високошвидкісному нагріванні порошків у графітовій прес-формі за рахунок пропускання мілісекундних імпульсів струму великої потужності. Спікання відбувається у вакуумі або інертному середовищі, в умовах застосування одновісного тиску. Високі швидкості нагріву дозволяють суттєво обмежувати швидкість зростання зерен, а можливість безпосередньо у процесі ІПС змінювати всі ключові параметри технологічного процесу (час та температуру нагріву, прикладений тиск, швидкість нагрівання та охолодження) – ефективно керувати параметрами мікроструктури композиційних матеріалів. Так, в [31] показано, що додавання 2 %¹ CrB₂ до складу композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, сформованого методом ІПС за температури 800 °C і тиску 30 МПа, привело до підвищення твердості від 4,475 до 7,896 ГПа і модуля пружності від 86,6 до 107,5 ГПа внаслідок утворення прошарків з Fe₃C, Cr₃C₂, Cr₇C₃ і Cr_{1,65}Fe_{0,35}B_{0,95} нанорозмірної товщини. В [32] досліджено вплив вмісту добавки CrB₂ в інтервалі від 0 до 8 % на механічні властивості композита 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn, сформованого методом ІПС за температури 800 °C і тиску 30 МПа. Було виявлено, що коефіцієнт тертя і швидкість зносу, а також стійкість матеріалу до пружної деформації і опір його пластичній деформації зменшуються за вмісту CrB₂ 2 %, а у разі підвищення концентрації добавки – зростають [32]. В [33] було продемонстровано, що підвищення температури від 800 до 1000 °C під час формування композита 49,47Fe–31,04Cu–8,73Ni–7,76Sn–3VN методом ІПС, привело до здрібнення феритного зерна від 5 мкм до 400 нм, виділення первинних ($d = 10\text{--}100$ нм) і вторинних ($d \leq 10$ нм) зерен VN, підвищення твердості і зносостійкості та зменшення модуля пружності. Метод ІПС дозволяє сформувати композит з густиною, що близька до теоретичного значення, і розміром зерен, близьким до розміру частинок вихідного порошку.

Враховуючи чудові властивості (підвищені в'язкість руйнування, міцність, твердість, корозійну стійкість, температуру плавлення) діоксиду цирконію ZrO₂ за високих температур [34] в останні роки він є важливою зміцнюючою добавкою у виробництві композиційних матеріалів. Крім того, діоксиду цирконію властивий трансформаційний механізм зміцнення [35], обумовлений фазовим переходом тетрагональної фази *t*-ZrO₂ (метастабільної за кімнатної температури) в термодинамічно стійку моноклінну фазу *m*-ZrO₂. Такий перехід супроводжується зміною питомого обсягу зазначених фаз і виникненням стискаючих механічних напружень, що гальмують поширення тріщин. Для стабілізації тетрагональної фази *t*-ZrO₂ за кімнатної температури використовують Y₂O₃ [36]. Додавання в невеликій кількості Y₂O₃ до композита WC–Co дозволило подрібнити зерна WC з одночасним підвищенням його твердості та в'язкості руйнування [37]. В [38] показано, що композити на основі нанопорошків ZrO₂–WC, які сформовані методом іскро-плазмового спікання за температури 1350 °C і тиску 30 МПа, мають більш високі механічні властивості, ніж аналогічні композити без ZrO₂. В [39] досліджено вплив

¹ Тут і далі по тексту склад композитів наведено у % (за масою).

нанопорошку WC на структуру та властивості нанокompозита на основі ZrO_2 , спеченого методом ІПС. Показано, що найвищі значення твердості та зносостійкості мали композити, що містять 20 % WC.

Застосування КАМ системи, що досліджували, в інструментах для різання міцних і абразивних гірських порід, які працюють за великих динамічних навантажень і контактних температур, вимагають вивчення їхніх властивостей, зокрема, відносної густини $\rho_{\text{відн}}$, границь міцності під час згинання R_{bm} і стиску R_{cm} , мікротвердості H_V і в'язкості руйнування K_{Ic} . Аналіз літератури, де досліджували вплив добавок ZrO_2 на формування структури і фізико-механічні властивості композитів, що вивчали, показав наступне. В [40] представлено результати експериментальних досліджень залежності структури зразків матриць 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn КАМ, виготовлених методом ІПС, від вмісту добавки ZrO_2 (в інтервалі від 0 до 10 %). Показано, що додавання мікропорошку ZrO_2 до складу композита 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn дозволяє сформувати структуру, параметрами якої можна цілеспрямовано керувати, змінюючи її концентрацію. Водночас композити, що містять у своєму складі добавку ZrO_2 мають більш рівномірний розподіл елементів. Також в [40] встановлено стабільні кореляційні зв'язки між вмістом добавки ZrO_2 і параметрами мікроструктури, сформованих композитів. Однак експериментальних даних про властивості міцності зразків багатокомпонентних композиційних матеріалів Fe–Cr–Cu–Ni–Sn– ZrO_2 , сформованих методом ІПС, у літературі практично немає. Дослідження властивостей таких композитів становить великий інтерес, оскільки додавання нанопорошку ZrO_2 до їхнього складу може значно поліпшити не тільки їхні механічні і експлуатаційні властивості, але і властивості КАМ та інструментів, виготовлених на їхній основі.

У зв'язку з вищевикладеним, метою цієї роботи було дослідження впливу добавки нанопорошку ZrO_2 в інтервалі від 0 до 10 % на фізичні (відносна густина $\rho_{\text{відн}}$) і механічні (границі міцності під час стискання R_{cm} і згину R_{bm} , мікротвердість H_V і в'язкість руйнування K_{Ic}) властивості зразків матриць Fe–Cr–Cu–Ni–Sn КАМ, виготовлених методом ІПС в інтервалі температур 20–1000 °C за тиску 30 МПа.

СПІКАННЯ ЗРАЗКІВ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Зразки металевих матриць КАМ формували із сумішей, що містять порошки заліза Fe, хрому Cr, міді Cu, нікелю Ni, олова Sn і діоксиду цирконію ZrO_2 . Спосіб приготування сумішей для спікання зразків:

- 1 – (26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn) + ZrO_2 ,
- 2 – (25,48Fe–24,5Cr–31,36Cu–8,82Ni–7,84Sn) + 2 ZrO_2 ,
- 3 – (24,44Fe–23,5Cr–30,08Cu–8,46Ni–7,52Sn) + 6 ZrO_2 і
- 4 – (23,4Fe–22,5Cr–28,8Cu–8,1Ni–7,2Sn) + 10 ZrO_2

а метод їхнього спікання детально описано в [40].

Після спікання заготовки зразків шліфували для отримання циліндрів діаметром 9,62 мм та товщиною 4,84 мм. Перед проведенням мікроструктурних та механічних досліджень поверхню спечених зразків відполірували алмазною пастою з частинками розміром 1 мкм і колоїдним розчином з частинками оксиду кремнію розміром 0,4 мкм до отримання дзеркальної поверхні.

Відносну густину зразків визначали за формулою

$$\rho_{\text{відн}} = (\rho_r / \rho_d) \cdot 100 \%,$$

де ρ_r , г/см³ – гідростатична густина; ρ_d , г/см³ – дійсна густина композита, яка виміряна за допомогою гелієвого пікнометра марки “Micromeritics AccuPyc 1340” (Австрія).

Гідростатичну густину розраховували за формулою

$$\rho_r = \rho_v \cdot M_1 / (M_2 - M_3),$$

де ρ_v , г/см³ – густина води (1 г/см³); M_1 , г – маса композита на повітрі; M_2 , г – маса композита, покритого захисною плівкою (вазеліном), на повітрі; M_3 , г – маса композита, покритого захисною плівкою, у воді. Масу композита визначали зважуванням на лабораторних вагах з точністю 0,001 г.

Визначення границі міцності під час згинання R_{bm} (методом триточкового випробування на згинання) проводили з використанням універсальної випробувальної машини Instron 3344 (INSTRON Limited) у режимі жорсткої машини зі швидкістю зміщення 1 мкм/с; відеофіксацію зразків в процесі згинання зі швидкістю 10000 кадрів в секунду – з використання швидкісної відеокамери Photron FASTKAM Mini UX100 M1; визначення границі міцності під час стиску R_{cm} – з використанням наземної двухколонної сервогідравлічної випробувальної машини MTS 870 Landmark (MTS) у режимі жорсткої машини зі швидкістю зміщення 1 мкм/с. Для дослідження вирізали зразки у вигляді паралелепіпеда з площею поперечного перерізу 2×2 мм.

Для визначення твердості за Віккерсом і візуалізації відбитків індентора, а також вимірювання довжин радіальних тріщин використовували мікротвердомір FALCON 500 (“Innovates”, Holland), обладнаного цифровим мікроскопом з п’ятимегапіксельною матрицею. Для розрахунку мікротвердості і тріщиностійкості мікротвердомір FALCON 500 було оснащено ліцензійним програмним забезпеченням “Impressions”, що дозволяло отримувати значення механічних характеристик у напівавтоматичному режимі.

Мікротвердість визначали за формулою

$$H_V = 463,6 \frac{F}{d_{cp}^2},$$

де F , Н – навантаження на індентор; $d_{cp} = (d_1 + d_2)/4$ – половина середньої довжини діагоналі відбитку, мкм.

Для визначення залежності в’язкості руйнування (тріщиностійкості) від процентного вмісту ZrO_2 було обрано навантаження 25 Н, за якого тріщини утворювалися на зразках усіх складів. В’язкість руйнування вимірювали за десятьма відбитками для кожного зразка. В’язкість руйнування K_{Ic} композита визначали, згідно із [42], з виразу

$$\frac{K_{Ic} \Phi}{H_V d^{0,5}} = 0,15k \left(\frac{C_{cp}}{d} \right)^{-1,5},$$

де Φ – постійна Марша (~ 3); H_V – твердість за Віккерсом; $C_{cp} = (C_1 + C_2)/4$ – середня довжина радіальних тріщин, виміряна від центра відбитка; $k = 3,2$. Значення k було визначено емпірично, з використанням значення K_{Ic} , що вимірювали стандартними методами на макроскопічних зразках.

З використанням співвідношення для визначення твердості за Віккерсом та формули Еванса і Чарльза кінцева формула для визначення тріщиностійкості набуває вигляду

$$K_{Ic} = 74,2 \cdot 10^{-2} \frac{F}{C_{cp}^{1,5}}.$$

Похибки визначення R_{cm} , R_{bm} , H_V і K_{Ic} обчислювали як середньоквадратичні відхилення від середніх значень.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Залежність відносної густини $\rho_{\text{відн}}$ для спечених зразків багатокомпонентних металевих матриць від процентного вмісту ZrO_2 наведено на рис. 1. Як видно, відносна густина зразка металеві матриці без добавки діоксиду цирконію (зразок 1), що дорівнювала 0,987, була нижчою, ніж відносна густина зразка металеві матриці, що містить добавку нанопорошку у кількості 2 % (зразок 2). Слід зазначити, що наявність пористості в зразку 1 призводить до додаткового зменшення твердості матеріалу, що може негативно вплинути на його механічні та експлуатаційні властивості. Зі збільшенням кількості добавки нанопорошку ZrO_2 від 2 до 6 % відносна густина $\rho_{\text{відн}}$ зростає від 0,992 до 0,996. Найбільше значення відносної густини спостерігали для зразка 4, що містив добавку нанопорошку ZrO_2 у кількості 10 % ($\rho_{\text{відн}} = 0,997$). Отже, відносна густина зразків, що містять більшу кількість добавки діоксиду цирконію, зростає. Це зумовлено механізмом трансформаційного зміцнення [35], за якого під дією механічних напружень відбувається перехід тетрагональної фази $t\text{-ZrO}_2$ (метастабільної за кімнатної температури) в термодинамічно стійку моноклінну фазу $m\text{-ZrO}_2$. Такий перехід супроводжується зміною питомого обсягу зазначених фаз і виникненням стискаючих механічних напружень, що гальмують поширення тріщин.

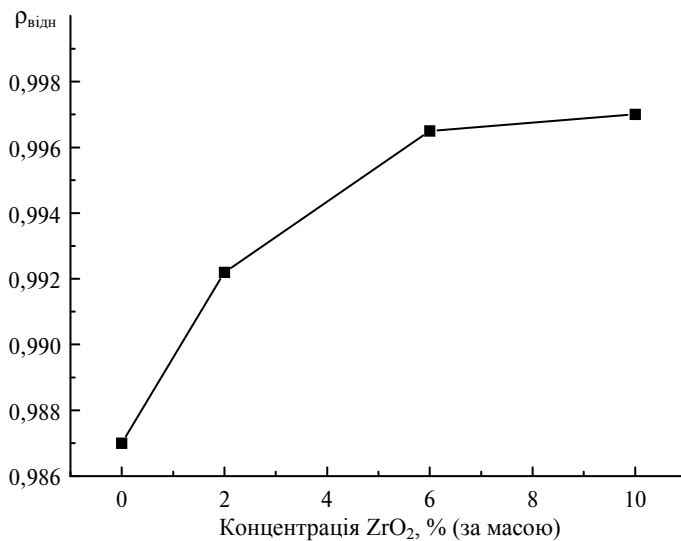


Рис. 1. Залежність відносної густини $\rho_{\text{відн}}$ зразка металеві матриці 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn від концентрації нанопорошку діоксиду цирконію ZrO_2 .

Результати дослідження границі міцності під час згинання R_{bm} зразків металевих матриць 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn від концентрації нанопорошку діоксиду цирконію ZrO_2 (C_{ZrO_2}) в інтервалі від 0 до 10 % наведено на рис. 2. Видно, що додавання нанопорошку ZrO_2 до складу композитів сприяє поліпшенню R_{bm} . Встановлено, що спечений за описаними вище технологічними режимами зразок 1 ($C_{\text{ZrO}_2} = 0$) має значення границі міцності під час згинання $R_{bm} = 750 \pm 20$ МПа. У разі збільшення концентрації діоксиду цирконію від 0 до 2 % в складі композита (зразок 2) значення R_{bm} зростають від 750 ± 25 до 980 ± 30 МПа. За подальшого збільшення концентрації діоксиду цирконію від

2 до 6 % в складі композита (зразок 3) значення R_{bm} зростають від 980 ± 30 до 1100 ± 40 МПа.

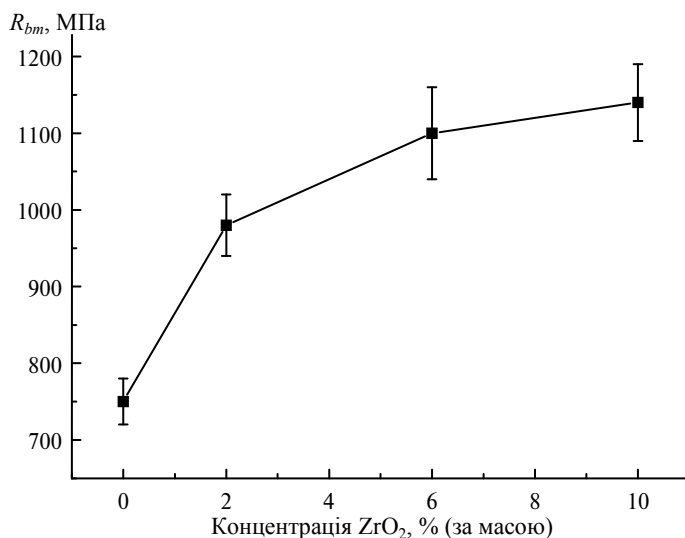


Рис. 2. Залежність граничної міцності під час згину R_{bm} зразків металевих матриць 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn від концентрації нанопорошку діоксиду цирконію ZrO_2 .

За концентрації нанопорошку діоксиду цирконію $C_{ZrO_2} = 10$ % (зразок 4) границя міцності під час згину R_{bm} досягає максимального значення $R_{bm} = 1140 \pm 35$ МПа. Максимальне збільшення граничної міцності під час згину для зразка 4 порівняно зі зразками 2 і 3 обумовлено здрібненням зеренної структури, більш рівномірним розподілом Cr, Fe, Cu, Ni, і Sn і більш рівномірним перерозподілом наночастинок ZrO_2 [40], а також механізмом трансформаційного зміцнення [35], за якого під дією механічних напружень відбувається перехід тетрагональної фази $t\text{-}ZrO_2$ (метастабільної за кімнатної температури) в термодинамічно стійку моноклінну фазу $m\text{-}ZrO_2$. Отже, показано, що залежність R_{bm} (C_{ZrO_2}) має максимум, якщо $C_{ZrO_2} = 10$ %.

Під час дослідження граничної міцності за стиску R_{cm} також виявлено позитивний вплив добавки нанопорошку ZrO_2 в складі композита. Так, границя міцності під час стиску для зразка 1 ($C_{ZrO_2} = 0$) становить $R_{cm} = 950 \pm 35$ МПа) (рис. 3).

У разі збільшення концентрації діоксиду цирконію у складі композита від 0 до 2 (зразок 2) значення R_{cm} зростає від $R_{cm} = 950 \pm 35$ до 1280 ± 42 МПа. За подальшого збільшення концентрації діоксиду цирконію від 2 до 6 % в складі композита (зразок 3) значення R_{cm} зростають від 1280 ± 42 до 1450 ± 41 МПа. За концентрації нанопорошку діоксиду цирконію $C_{ZrO_2} = 10$ % (зразок 4) границя міцності за стиску R_{cm} досягає максимального значення $R_{cm} = 1510 \pm 45$ МПа. Слід зазначити, що максимального значення R_{bm} досягають за концентрації нанопорошку ZrO_2 , за якої спостерігають максимальне значення R_{cm} і $\rho_{відн}$.

Важливо відзначити, що максимальні значення R_{cm} (1510 ± 45 МПа) і R_{bm} (1140 ± 35 МПа) для зразка металеві матриці (23,4Fe–22,5Cr–28,8Cu–8,1Ni–7,2Sn–10ZrO₂) (зразок 4) суттєво перевищують максимальні значення R_{cm} (1110 МПа) і R_{bm} (1410 МПа) зразка металеві матриці 48,96Fe–30,72Cu–8,64Ni–7,68Sn–4VN, спеченого методом ІПС за однаковими технологічними режимами [26] та значно перевищує максимальні значення R_{cm} (816 МПа) і

R_{bm} (790 МПа) зразка металевої матриці 80Co–12Cu–8Sn, сформованого гарячим пресуванням за температури 800 °С і тиску 200 МПа впродовж 1 год [43]. Порівняння одержаних результатів з даними [26, 43] свідчить про перспективу використання розроблених композитів для бурових інструментів.

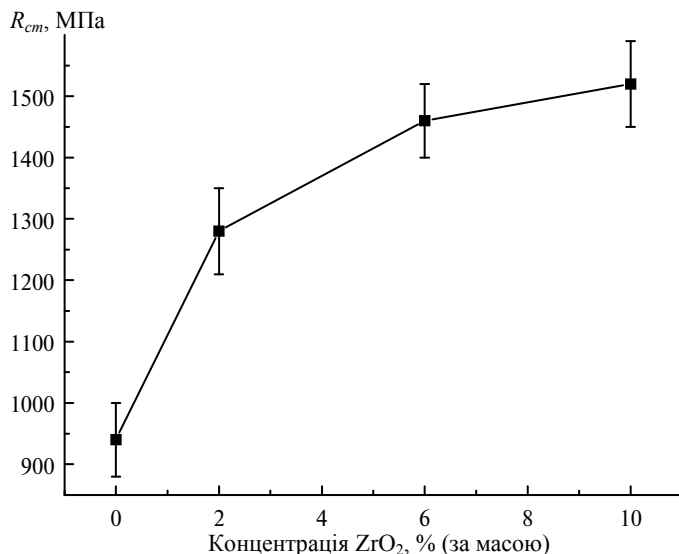


Рис. 3. Залежність границі міцності за стиску R_{cm} зразків металевих матриць 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn від концентрації нанопорошку діоксиду цирконію ZrO_2 .

Результати дослідження мікротвердості H_V (вимірююю під час індентування пірамідою Віккерса) і в'язкості руйнування K_{Ic} зразків матриць 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn від концентрації нанопорошку діоксиду цирконію ZrO_2 в інтервалі від 0 до 10 % наведено на рис. 4. Як видно (див. рис. 4, а), мікротвердість H_V досліджуваних зразків збільшується у міру підвищення концентрації ZrO_2 . Водночас залежність H (C_{ZrO_2}) має три характерні області, що відрізняються кутом нахилу. В інтервалі $0 \% < C_{ZrO_2} < 2 \%$ твердість збільшується від $8,0 \pm 0,25$ до $8,26 \pm 0,22$ ГПа. Друга область ($2 \% < C_{ZrO_2} < 6 \%$) характеризується збільшенням твердості H_V від $8,26 \pm 0,22$ до $8,7 \pm 0,45$ ГПа. На третій ділянці ($6,0 \% \leq C_{ZrO_2} \leq 10,0 \%$) на відміну від другої твердість продовжує збільшуватися (від $8,7 \pm 0,45$ до $9,0 \pm 0,42$ ГПа). Отже, показано, що залежність H_V (C_{ZrO_2}) має максимум за $C_{ZrO_2} = 10 \%$. Важливо відзначити, що ZrO_2 діє в композиті 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn як зміцнюючи добавка і чинить позитивний вплив на його структуру (спричиняє подрібнення структури) [40] і механічні властивості (підвищує відносну густину $\rho_{відн}$ (див. рис. 1), границя міцності під час згину R_{bm} (див. рис. 2) і границю міцності під час стиску R_{cm} (див. рис. 3).

Під час дослідження в'язкості руйнування K_{Ic} також виявлено позитивний вплив добавки нанопорошку ZrO_2 в складі композита 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn. Так, в'язкість руйнування для зразка 1 ($C_{ZrO_2} = 0$) становить $K_{Ic} = 6,5 \pm 0,35$ МПа·м^{0,5} (див. рис. 4, а, крива 2). Водночас в композиті 1 (див. рис. 4, б) як у внутрішній області відбитка піраміди Віккерса, так і навколо нього спостерігали багато тріщин значної величини, які призводять до виникнення надмірної крихкості і матеріал починає руйнуватися. Під час мікроіндентування зразка 2 ($C_{ZrO_2} = 2 \%$) виявлено, що в'язкість руйнування збільшилась до $K_{Ic} = 7,0 \pm 0,4$ МПа·м^{0,5}. У разі збільшення концентрації діоксиду цирконію у складі композита від 2 до 6 % (зразок 3) значення K_{Ic} збільшились від

$7,0 \pm 0,4$ до $8,5 \pm 0,45$ МПа·м^{0,5}, в матриці в околі відбитка індентора виявлено тріщини, значно менші, ніж у зразку 1 (див. рис. 4, в). За концентрації нанопорошку діоксиду цирконію $C_{\text{ZrO}_2} = 10\%$ (зразок 4) в'язкість руйнування досягає максимального значення $K_{\text{Ic}} = 9,2 \pm 0,42$ МПа·м^{0,5}, в матриці в околі відбитка індентора виявлено ледь помітні тріщини (див. рис. 4, з), трохи

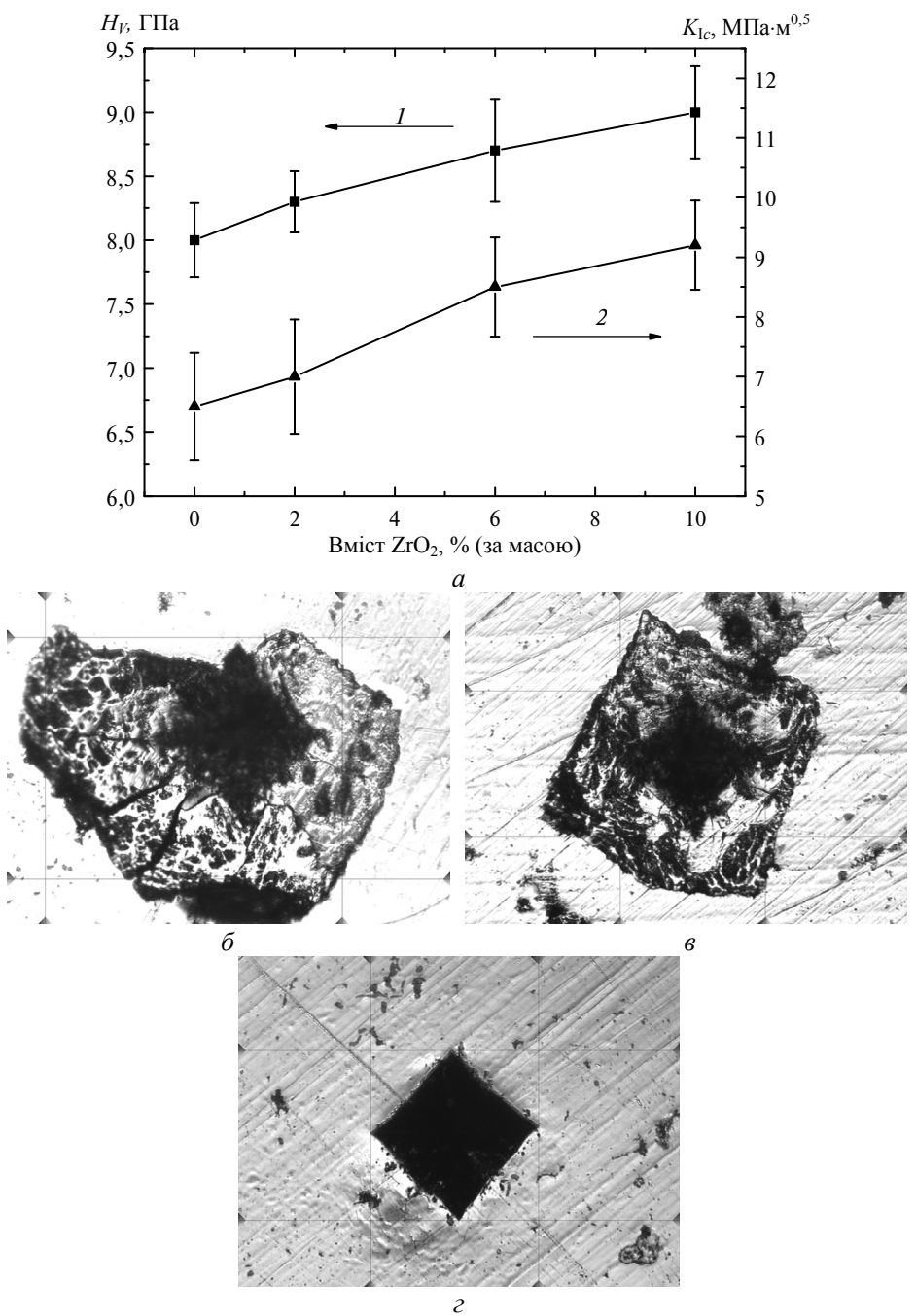


Рис. 4. Залежності твердості (1) й в'язкості руйнування (2) зразків 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn (а) та мікрофотографії відбитків індентора, сформованих в зразках 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn з вмістом діоксиду цирконію $C_{\text{ZrO}_2} = 0$ (б), 6 (в), 10 (з) %.

менші, ніж у зразку 3. Водночас матеріал в околі відбитка індентора практично не руйнується. Для прикладу на рис. 4, б–г представлено мікрофотографії відбитків піраміди Віккерса, сформованих у зразках зі вмістом ZrO_2 0, 6 і 10 % відповідно. Так, в композиті 1 (див. рис. 4, б) як у внутрішній області відбитка піраміди Віккерса, так і навколо нього спостерігали багато великих тріщин, які призводять до виникнення надмірної крихкості і матеріал починає руйнуватися. В композитах 3 і 4 за вмісту діоксиду цирконію 6 і 10 % як у внутрішній області відбитка піраміди Віккерса, так і навколо нього спостерігали значно меншу кількість тріщин, довжина яких менша, ніж у зразку 1 (див. рис. 4, в, г). Іншими словами, в зразках 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn, що містять більшу кількість добавки нанопорошку ZrO_2 , процес фазових перетворень $t\text{-ZrO}_2 \rightarrow m\text{-ZrO}_2$ під індентором проходить ефективніше, ніж в зразках, що містять меншу кількість добавки нанопорошку ZrO_2 . Слід зазначити, що максимальне значення K_{Ic} досягали за концентрації нанопорошку ZrO_2 , за якої спостерігали максимальне значення R_{bm} , R_{cm} і $\rho_{відн}$.

Отже, з усіх досліджених зразків найбільший інтерес викликає зразок 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn, що містить 10 % ZrO_2 , для якого характерне поєднання високих значень відносної густини, границь міцності під час стискання і згину, твердості та в'язкості руйнування ($\rho_{відн} = 0,997$, $R_{cm} = 1510 \pm 45$ МПа, $R_{bm} = 1140 \pm 35$ МПа, $H_V = 9,0 \pm 0,42$ ГПа, $K_{Ic} = 9,2 \pm 0,42$ МПа·м^{0,5}). Спостережувані залежності міцності досліджуваних композитів від вмісту ZrO_2 є результатом складної комбінації дисперсійного механізму зміцнення і модифікації структури та фазового складу композитів. Відзначимо, що ефективність дисперсійного механізму зміцнення наростає зі збільшенням C_{ZrO_2} , але максимальні значення в'язкості руйнування досягали за $C_{\text{ZrO}_2} = 10$ %. Такому змінюванню властивостей спечених композитів може відповідати зміна фазового складу після спікання та утворення кінцевої структури.

Отримані результати узгоджуються з раніше опублікованими роботами з дослідження механічних властивостей спечених зразків 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn з вмістом нітриду ванадію VN. Так, зі збільшенням концентрації VN від 0 до 4 % спостерігали збільшення R_{bm} від 740 до 1110 МПа, R_{cm} – від 950 до 1410 МПа [22] у разі незначного зменшення в'язкості руйнування K_{Ic} від 5,55 до 5,05 МПа·м^{0,5} [23]. Слід зазначити, що значення R_{bm} і R_{cm} в композитах Co–Cu–Sn в залежності від способу спікання, складають 745–790 і 770–816 МПа відповідно [43]. Проте одержані значення R_{bm} , R_{cm} , H_V і K_{Ic} спеченого композита 23,4Fe–22,5Cr–28,8Cu–8,1Ni–7,2Sn–10ZrO₂ (зразок 4) все одно залишаються значно вищими, ніж значення R_{bm} , R_{cm} і K_{Ic} в композитах 48,96Fe–30,72Cu–8,64Ni–7,68Sn–10VN [22, 23]. Одержані залежності відносної густини, границь міцності під час стискання і згину, твердості і в'язкості руйнування досліджуваних композитів від вмісту ZrO_2 є результатом складної комбінації проявів трансформаційного та дисперсійного механізмів зміцнення, а також модифікації структури та фазового складу композита.

Отже, експериментально підтверджено, що використання мікропорошку діоксиду цирконію за концентрації ~ 10 % в складі композита 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn і застосування методу ІПС в інтервалі температури 20–1000 °C за тиску 30 МПа впродовж 3 хв є перспективним для виробництва КАМ з підвищеними механічними характеристиками і високоефективних каменеобробних інструментів на їхній основі.

ВИСНОВКИ

Представлені результати дослідження впливу добавки нанопорошку ZrO_2 в інтервалі від 0 до 10 % на відносну густину $\rho_{відн}$, границі міцності під час

стискання R_{cm} і згину R_{bm} , мікротвердість H_V і в'язкість руйнування K_{Ic} в зразках матеріалу матриці (26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn) + ZrO_2 , сформованих методом ППС, для композиційних алмазовмісних матеріалів $C_{алмаз}$ –(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn) показали, що характер та ефективність цього впливу залежить від концентрації ZrO_2 :

У разі збільшенні концентрації діоксиду цирконію C_{ZrO_2} від 0 до 10 % у вихідному зразку 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn відбувається зростання відносної густини $\rho_{відн}$ з 0,987 до 0,997, збільшення границь міцності під час стискання R_{cm} від 950 ± 35 МПа до 1510 ± 45 МПа і згину R_{bm} від 750 ± 20 до 1140 ± 35 МПа. Також спостерігали збільшення мікротвердості H_V від $8,0 \pm 0,25$ до $9,0 \pm 0,42$ ГПа і в'язкості руйнування K_{Ic} від $6,5 \pm 0,35$ до $9,2 \pm 0,42$ МПа·м^{0,5}.

Зростання показників $\rho_{відн}$, R_{cm} , R_{bm} , H_V і K_{Ic} у зразках 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn, що містять добавку нанопорошку ZrO_2 в кількості 6 і 10 % обумовлено, по перше, трансформованістю тетрагональної фази $t\text{-}ZrO_2$ і, відповідно, посиленням ролі механізму трансформаційного зміцнення, а також активної дії внутрішніх механічних стискаючих мікрона пруг, по друге, зростання зазначених показників обумовлено подрібненням зерен, оскільки ZrO_2 є інгібіторами зерна основної фази Fe при спіканні.

Під час мікроіндентування зразка 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn ($C_{ZrO_2} = 0\%$) виявлено, як у внутрішній області відбитка піраміди Віккерса, так і навколо нього спостерігали багато великих тріщин, які призводять до виникнення надмірної крихкості і руйнування матеріалу. Це пов'язано з утворенням агломератів у процесі змішування компонентів, відокремлення під час їхнього спіканні та утворення мікропор і мікротріщин, що є основною причиною низьких значень $\rho_{відн}$, R_{cm} , R_{bm} , H_V і K_{Ic} .

Отримані результати відносної густини у поєднанні з високими механічними характеристиками спечених зразків матеріалу матриці (26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn) + ZrO_2 КАМ дозволяють застосовувати їх для виготовлення інструментів для обробки міцних гірських порід з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями.

ФІНАНСУВАННЯ

Робота виконана за підтримки Комітету науки Міністерства освіти і науки Республіки Казахстан (Грант № AP23484450) і Міністерства освіти та науки України (Номер державної реєстрації № 0117U000391).

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють, що вони не мають конфлікту інтересів.

В. Т. Ratov¹, В. А. Mechnik², N. A. Bondarenko², E. S. Hevorkian^{3, 4},
V. M. Kolodnitskyi², T. A. Prikhna², V. E. Moshchil²,
A. B. Kalzhanova⁵, P. S. Sundetova⁵, Z. G. Utepov⁵

¹Satpayev University, Almaty, Kazakhstan

²Bakul Institute for Superhard Materials,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

³Kazimierz Pułaski University of Technology and Humanities in Radom,
Radom, PL26-600 Poland

⁴Ukrainian State University of Railway Transport, Kharkiv, Ukraine

⁵Caspian Univeversity, Almaty, Kazakhstan

Physical and mechanical properties of the material matrix
of $C_{\text{diamond}}-(\text{Fe}-\text{Cr}-\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Sn})$ composite materials obtained
by spark-plasma sintering

In samples of the matrix material $(26\text{Fe}-25\text{Cr}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}) + \text{ZrO}_2$, which differs in the content of ZrO_2 used in $C_{\text{diamond}}-(\text{Fe}-\text{Cr}-\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Sn})$ composite materials formed by spark-plasma sintering, the dependence of the relative density ρ_{rel} , compressive strength R_{cm} and bending strength R_{bm} , microhardness H_V and fracture toughness K_{Ic} on the concentration of zirconia was determined. The addition of 10 % zirconium dioxide to the $26\text{Fe}-25\text{Cr}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ composite leads to an increase in the relative density ρ_{rel} from 0.987 to 0.997, an increase in compressive strength R_{cm} from 950 ± 35 MPa to 1510 ± 45 MPa and bending strength R_{bm} from 750 ± 20 to 1140 ± 35 MPa, as well as an increase in microhardness H_V from 8.0 ± 0.25 to 9.0 ± 0.42 GPa and fracture toughness K_{Ic} from 6.5 ± 0.35 to 9.2 ± 0.42 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$. Such indicators are due to the transformation of the tetragonal phase of $t\text{-ZrO}_2$ and, accordingly, the increased role of the transformation hardening mechanism, as well as grain refinement, since ZrO_2 is an inhibitor of the grains of the main Fe and Cr phases during sintering. During microindentation of the $26\text{Fe}-25\text{Cr}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ ($C_{\text{ZrO}_2} = 0\%$) sample, it was found that both in the inner region of the Vickers pyramid imprint and around it, there are many cracks of significant size, which lead to excessive brittleness and material destruction. This is due to the formation of agglomerates during the mixing of components, their separation during sintering, and the formation of micropores and microcracks, which is the main reason for the low values of ρ_{rel} , R_{cm} , R_{bm} , H_V , and K_{Ic} . At a concentration of zirconium dioxide nanopowder $C_{\text{ZrO}_2} = 10\%$ in the matrix in the vicinity of the indenter imprint, cracks become barely noticeable, and the material in the vicinity of the indenter imprint is practically not failed. The obtained results on the relative density ρ_{rel} in combination with the high mechanical (R_{cm} , R_{bm} , H_V and K_{Ic}) characteristics of the sintered samples of the matrix material $(26\text{Fe}-25\text{Cr}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}) + \text{ZrO}_2$ allow their use for the manufacture of composite diamond-containing materials with improved mechanical and operational properties.

Keywords: density, compressive and bending strengths, hardness, fracture toughness, composite, iron, chromium, copper, nickel, tin, zirconium dioxide.

1. Abbas R.K. A review on the wear of oil drill bits (conventional and the state of the art approaches for wear reduction and quantification). *Eng. Fail. Anal.* 2018. Vol. 90. P. 554–584.
2. 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.
3. Konstanty J., Romański A., Baczek E., Tyrła D. New wear resistant iron-base matrix materials for the fabrication of sintered diamond tools. *Arch. Met. Mater.* 2015. Vol. 60. P. 633–637.
4. Gevorgyan E., Mechnik V., Bondarenko N., Vovk R., Lytovchenko S., Chishkala V., Melnik O. Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) hot pressing. *Funct. Mater.* 2017. Vol. 24, no. 1. P. 31–45.
5. Han P., Xiao F. R., Zou W. J., Liao B. Influence of hot pressing temperature on the microstructure and mechanical properties of 75% Cu–25% Sn alloy. *Mater. Des.* 2014. Vol. 53, no. 1. P. 38–42.
6. Konstanty J. Powder Metallurgy Diamond Tools. Oxford, UK: Elsevier, 2005. 152 p.
7. Hou M., Guo S., Li Y., Gao J., Ye X. Fabrication of FeCu matrixed diamond tool bits using microwave hot-press sintering. *J. Powder Technol.* 2018. Vol. 338. P. 36–43.
8. 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.
9. 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.
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. Hodge A.M., Wang Y.M., Barbee T.W. Large-scale production of nano-twinned, ultrafine-grained copper. *Mater. Sci. Eng.: A.* 2006. Vol 429, nos. 1–2. P. 272–276.

12. Shaw L.L., Villegas J., Huang J.-Y., Chen S. Strengthening via deformation twinning in a nickel alloy. *Mater. Sci. Eng.: A*. 2008. Vol 480, nos. 1–2. P. 75–83.
13. Ratov B.T., Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Gevorkyan E.S. Physical and mechanical properties of composite diamond-containing materials based on Fe–Cu–Ni–Sn–VN matrices sintered by vacuum hot pressing. *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44, no. 2. P. 79–90.
14. Hou M., Wang L., Guo S., Yang L., Gao J., Hu T., Ye X. Fabrication of FeCu matrixed diamond tool bits using microwave hot-press sintering. *Arab. J. Sci. Eng.* 2019. Vol. 44. P. 6277–6284.
15. Hu H., Chen W., Deng C., Yang J. Effect of Fe prealloyed powder and the sintering process on the matrix properties of impregnated diamond bits. *J. Mater. Res. Technol.* 2021. Vol. 12. P. 150–158.
16. Konstanty J., Romański A., Baczek E., Tyrala D. New wear resistant iron-base matrix materials for the fabrication of sintered diamond tools. *Arch. Met. Mater.* 2015. Vol. 60. P. 633–637.
17. Li W., Zhan J., Wang S., Dong H., Li Y., Liu Y. Characterizations and mechanical properties of impregnated diamond segment using Cu–Fe–Co metal matrix. *Rare Metals*. 2012. Vol. 31. P. 81–87.
18. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Yutskevych S.S. Mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn materials with different amounts of CrB₂ used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 4. P. 251–263.
19. 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.
20. Tyrala D., Romanski A., Konstanty J. The effects of powder composition on microstructure and properties of hot-pressed matrix materials for sintered diamond tools. *J. Mater. Eng. Perform.* 2020. Vol. 29. P. 1467–1472.
21. Konstanty J., Romanski A. New nanocrystalline matrix materials for sintered diamond tools. *Mater. Sci. Appl.* 2012. Vol. 3. P. 779–783.
22. 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.
23. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Prikhna T.A., Kolodnitskyi V.M., Moshchil V.E., Strelchuk V.V., Nikolenko A.S., Gevorkyan E.S., Chishkala V.A. Phase formation and physical and mechanical properties of Fe–Cu–Ni–Sn–VN composites sintered by vacuum hot pressing for the diamond stone processing tools. *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44, no. 3. P. 160–169.
24. de Oliveira L.J., Cabral S.C., Filgueira M. Study hot pressed Fe-diamond composites graphitization. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 35, no. 4. P. 228–234.
25. Seal M. The effect of surface orientation on the graphitization of diamond. *Phys. Stat. Sol.* 1963. Vol. 3, no. 4. P. 658–664.
26. 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.
27. 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.
28. 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.
29. Zhao S.X., Song X.Y., Zhang J.X., Liu X.M. Effects of scale combination and contact condition of raw powders on SPS sintered near-nano crystalline WC–Co alloy. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 473. P. 323–329.
30. Tokita M. Progress of spark plasma sintering (SPS) method, systems, ceramics applications and industrialization. *Ceramics*. 2021. Vol. 4, no. 2. P. 160–198.
31. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Gevorkyan E.S., Chishkala V.A., Kuzin N.O. Effect of CrB₂ on the microstructure, properties, and wear

- resistance of sintered composite and the diamond retention in Fe–Cu–Ni–Sn matrix. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43, no. 3. P. 175–190.
32. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Gevorkyan E.S., Kuzin N.O., Yakushenko O.S., Semak I.V. Comparative study of the mechanical and tribological characteristics of Fe–Cu–Ni–Sn composites with different CrB₂ content under dry and wet friction. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43, no. 1. P. 52–64.
 33. 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.
 34. Borik M.A., Bublik V.T., Kulebyakin A.V., Lomonova E.E., Milovich F.O., Myzina V.A., Osiko V. V., Seryakov S. V., Tabachkova N. Y. Change in the phase composition, structure and mechanical properties of directed melt crystallized partially stabilized zirconia crystals depending on the concentration of Y₂O₃. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2015. Vol. 35. P. 1889–1894.
 35. Hannink R.H.J., Kelly P.M., Muddle B.C. Transformation toughening in zirconia-containing ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 2000. Vol. 83, no. 3. P. 461–487.
 36. Gaillard Y., Jiménez-Piqué E., Soldera F., Mücklich F., Anglada M. Quantification of hydrothermal degradation in zirconia by nanoindentation. *Acta Mater.* 2008. Vol. 56, no. 16. P. 4206–4217.
 37. Yang Y., Luo L.M., Zan X., Zhu X.Y., Zhu L., Wu Y.C. Synthesis of Y₂O₃-doped WC–Co powders by wet chemical method and its effect on the properties of WC–Co cemented carbide alloy. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2020. Vol. 92, art. 105324.
 38. Gevorkyan E., Melnik O., Chishkala V. The obtaining of high-density specimens and analysis of mechanical strength characteristics of a composite based on ZrO₂–WC nanopowders. *Nanoscale Res. Lett.* 2014. Vol. 9, art. 355.
 39. Gevorkyan E., Prikhna T., Vovk R., Rucki M., Siemiątkowski Z., Kucharczyk W., Chishkala V., Chalko L. Sintered nanocomposites ZrO₂–WC obtained with field assisted hot pressing. *Compos. Struct.* 2021. Vol. 259, no. 1, art. 113443.
 40. Ratov B.T., Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Gevorkian E.S., Chishkala V.A., Akhmetova N.S., Starik S.P., Bilorusets V.V., Sundetova P.S. Structure of Fe–Cr–Cu–Ni–Sn matrix with different ZrO₂ content for sintered diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2024. Vol. 46, no. 6.
 41. Kodash V.Y., Gevorkian E.S. Tungsten carbide cutting tool materials. Pat. 6617271 B1 USA, IC C04B 35/56. Publ. 09.09.2003.
 42. Evans A.G., Charles E.A. Fracture toughness determinations by indentation. *J. Amer. Ceram. Soc.* 1976. Vol. 59, nos. 7–8. P. 371–372.
 43. Novikov M.V., Mechnyk V.A., Bondarenko M.O., Lyashenko B.A., Kuzin M.O. Composite materials of diamond–(Co–Cu–Sn) system with improved mechanical characteristics. Part 1. The influence of hot re-pressing on the structure and properties of diamond–(Co–Cu–Sn) composite. *J. Superhard Mater.* 2015. Vol. 37, no. 6. P. 402–416.

Надійшла до редакції 06.03.24

Після доопрацювання 15.03.24

Прийнята до опублікування 20.03.24