УДК 620.22-621.921.34:539.422.25

**В. А. Мечник[1, *], Б. Т. Ратов[2, **], Е. С. Геворкян[3], М. О. Бондаренко[1], В. М. Колодніцький[1, ***], С. П. Старик[1], Д. Л. Коростишевський[1], А. Е. Куттибаєв[2], Г. К. Ахмедьянова[4]**

[1]Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, м. Київ, Україна

[2]НАО "Казахський національний дослідницький технічний університет ім. К. І. Сатпаєва", м. Алмати, Республіка Казахстан

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

[4]Торайгиров університет, м. Павлодар, Республіка Казахстан

**vlad.mechnik2019@gmail.com*

***ratov.bt@gmail.com*

****vasylkolod56@gmail.com*

# Вплив спільної дії добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ на структуру і зносостійкість композиційних матеріалів $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn), виготовлених методом іскро-плазмового спікання

*Досліджено структуру і зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів на основі Fe–Cr–Cu–Ni–Sn-матриць з різним вмістом діоксиду цирконію ($ZrO_2$) і корунду ($Al_2O_3$), виготовлених методом іскро-плазмового спікання. Встановлено, що додавання до складу композита 6,25$C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn) добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ у концентраціях $C_{ZrO_2}$ = 4 % і $C_{Al_2O_3}$ = 1 % приводить до зменшення зносу ваги на одиницю довжини шляху ковзання (зносу за вагою $W_R$) від (34,74±2,91) $10^{-4}$ г/м до (23,81±2,41) $10^{-4}$ г/м і швидкості зносу об'єму в часі (швидкості зносу за об'ємом $W_V$) від (57,14±4,51)·$10^{-11}$ м$^3$/с до (37,44±3,74)·$10^{-11}$ м$^3$/с відповідно. Подальше підвищення концентрації добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ підсилює цей ефект. Композит 6,25$C_{алмаз}$–(24,375 Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn), що містить добавку $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ у кількості $C_{ZrO_2}$ = 10 % і $C_{Al_2O_3}$ = 6 %, забезпечує майже п'ятикратне підвищення зносостійкості. Показано, що підвищення зносостійкості досліджуваних композитів, що містять добавки $ZrO_2$ і $Al_2O_3$, досягнуто завдяки більш рівномірного розподілу компонентів, утворення стійкого залізохровмісного каркаса в металевій матриці навколо алмазних зерен та дисперсійного зміцнення матриці твердими й міцними оксидними фазами. На підвищення зносостійкості і покращення алмазоутримання композитів 6,25$C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn), що містять добавки $ZrO_2$ і $Al_2O_3$, впливає утворення навколо алмазних зерен стійких вторинних структур із продуктів зносу.*

***Ключові слова:*** *композиційний алмазовмісний матеріал, діоксид цирконію, корунд, матриця, структура, фазовий склад, тертя, зносостійкість.*

© В. А. МЕЧНИК, Б. Т. РАТОВ, Е. С. ГЕВОРКЯН, М. О. БОНДАРЕНКО, В. М. КОЛОДНІЦЬКИЙ, С. П. СТАРИК, Д. Л. КОРОСТИШЕВСЬКИЙ, А. Е. КУТТИБАЄВ, Г. К. АХМЕДЬЯНОВА, 2026

## ВСТУП

Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) на основі Fe–Cr–Cu–Ni–Sn-матриць ($C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn)) застосовують для виготовлення відрізних кругів, канатних пилок, шліфувальних та інших інструментів для каменеобробної та гірничодобувної промисловості [1, 2]. Жорсткі експлуатаційні вимоги спонукають до ретельного вивчення структури, механічних та експлуатаційних властивостей цих композитів [3–7]. Стримуючими факторами даних КАМ є недостатні твердість, пружність, тріщиностійкість, міцність і зносостійкість [8–10], що істотно знижує експлуатаційні характеристики інструментів, виготовлених на їхній основі, особливо у процесі різання та буріння твердих і абразивних гірських порід [11, 12].

Для покращення фізико-механічних властивостей композитів $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn) до їхнього складу додають бориди, карбіди, нітриди, оксиди та інші тугоплавкі сполуки [13]. Огляд методів виготовлення і досліджень структури і властивостей КАМ, що розглядали, представлено в [14–16]. На даний час для покращення механічних та експлуатаційних властивостей таких композитів застосовують метод іскро-плазмового спікання (ІПС), який є ефективним методом високошвидкісного гарячого пресування [17, 18]. Суть технології ІПС полягає у високошвидкісному нагріванні порошків у графітовій прес-формі завдяки пропусканню імпульсів струму великої потужності. Спікання відбувається у вакуумі або інертному середовищі за 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, значення прикладеного тиску, швидкість нагрівання та охолодження) – ефективно керувати параметрами мікроструктури композиційних матеріалів. Це забезпечує додаткове значне підвищення міцності зчеплення алмазних зерен із металевою матрицею та зносостійкості [19, 20].

В [21] досліджено вплив добавок мікропорошків SiC, $Al_2O_3$і $ZnO_2$ на твердість і зносостійкість КАМ на основі матриць Fe–Mn–Cu–Sn, одержаних методом порошкової металургії, та показано перспективи використання цих КАМ для розробки алмазних інструментів з високими експлуатаційними властивостями. В [22] показано, що сплави на основі Fe–Cu з додаванням 1 % (за масою) SiC можна використовувати в інструментах, призначених для різання мармуру. В [23] встановлено, що підвищення температури від 800 до 1000 °С в процесі гарячого пресування композита Fe–Cu–Ni–Sn–VN, що використовують як матрицю КАМ, забезпечує подрібнення мікроструктури з одночасним підвищенням твердості та зносостійкості. За допомогою сучасних фізичних методів аналізу було досліджено елементний та фазовий склад, структуру та механічні властивості композитів $C_{алмаз}$–(Fe–Cu–Ni–Sn) залежно від технологічних параметрів їхнього спікання [24, 25]. У цих роботах зазначали, що завдяки цілеспрямованій зміні структури та фазового складу вдається впливати на фізико-механічні властивості таких КАМ. Під час формування гарячим пресування системи $C_{алмаз}$–(Fe–Cu–Ni–Sn) визначено склад і технологічні режими спікання, за яких відбувається активація процесу з одночасним підвищенням механічних властивостей композита [26]. Вплив добавки нітриду ванадію до КАМ на основі Fe–Cu-матриці було досліджено у [27].

Показано, що додавання мікропорошку нітриду ванадію у кількості 2 % (за масою) до складу КАМ на основі Fe–Cu-матриці сприяє підвищенню його міцності на згин та твердості на 25 і 20 % відповідно. Перевищення вмісту нітриду ванадію (> 4 %) у складі КАМ призводить до погіршення його меха-

нічних та експлуатаційних властивостей. Встановлено [28], що додавання 2 % $CrB_2$ до складу металевої матриці 51Fe–32Cu–9Ni–8Sn[1] під час гарячого пресування КАМ забезпечує зневуглецювання в перехідній зоні алмаз–матриця завдяки утворенню прошарків $Fe_3C$, $Cr_3C_2$, $Cr_7C_3$ $Cr_{1,65}Fe_{0,35}B_{0,96}$ з одночасним підвищенням міцності та зносостійкості, але у літературі відсутні дані щодо зносостійкості розглянутих композитів з іншим вмістом $CrB_2$. Додавання $CeO_2$, $LaO_3$, $Y_2O_3$ і $V_2O_5$ до складу КАМ на основі Fe-матриці дозволяє гарячим пресуванням сформувати композит з покращеними експлуатаційними властивостями [29]. В [30] було показано, що використання добавки мікропорошку діоксиду цирконію $ZrO_2$ в кількості 6 і 10 % у складі композита 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn і застосування методу ІПС дозволяє сформувати структуру, параметрами якої можна керувати, що важливо для виробництва КАМ. Встановлено стабільні кореляційні зв'язки між вмістом добавки $ZrO_2$ і параметрами мікроструктури. Такі композити мають підвищені значення відносної густини, границь міцності під час стиску і згинання, твердості й в'язкості руйнування [31]. Автори [31] пояснили високі характеристики композитів 26Fe–25Cr–32Cu–9Ni–8Sn, що містять добавки $ZrO_2$, трансформуванням тетрагональної фази *t*-$ZrO_2$ і, відповідно, посиленням ролі механізму трансформаційного зміцнення, а також подрібненням зерен.

Як активний компонент у складі КАМ використовують оксид алюмінію $Al_2O_3$. Це пов'язано з тим, що оксид алюмінію є поліморфним матеріалом, який включає низку метастабільних модифікацій (γ, δ, θ та ін.) і стабільну α-фазу. Кожна модифікація має власні кристалографічні параметри та фізико-механічні властивості, що зумовлює широкий спектр застосування різноманітних матеріалів, у тому числі і КАМ. Так, в [32] показано, що додавання нанооксиду алюмінію ($Al_2O_3$) у кількості 0,5 % (за масою) до складу композита WC–8Co, спеченого методом порошкової металургії, забезпечило зменшення зерна WC з одночасним збільшенням його твердості та в'язкості руйнування. У [33] визначено технологічні режими формування методом порошкової металургії композиційних матеріалів на основі нанооксиду алюмінію, за яких було досягнуто оптимальне поєднання міцності та пористості. У [34] показано, що додавання карбіду кремнію до складу композиційного матеріалу на основі мікропорошку $Al_2O_3$ підвищує його механічні властивості та зносостійкість.

Одним з можливих та дієвих способів подальшого поліпшення механічних характеристик металевих матриць для КАМ є додавання до їхнього складу одночасно двох добавок $ZrO_2$ та $Al_2O_3$. У цьому разі досягнення високих показників механічних властивостей сприяє одночасний прояв кількох механізмів зміцнення: трансформаційного, дисперсійного та механізму перенесення навантаження. Трансформаційний механізм зміцнення, властивий діоксиду цирконію [35], обумовлений фазовим переходом тетрагональної фази *t*-$ZrO_2$ (метастабільної за кімнатної температури) у термодинамічно стійку моноклінну фазу *m*-$ZrO_2$. Такий перехід супроводжується зміною питомого обсягу зазначених фаз і виникненням стискаючих механічних напруг, що гальмують поширення тріщин.

Для стабілізації тетрагональної фази *t*-$ZrO_2$ за кімнатної температури використовують $Y_2O_3$ [36]. В основі дисперсійного механізму зміцнення лежить дисипація енергії розповсюдження тріщини в результаті її відхилення від початкового напрямку у разі зіткнення з більш твердими включеннями сто-

[1] Тут і далі склад КАМ приведено в % (за масою).

роннього матеріалу [37, 38]. Механізм перенесення навантаження проявляється за наявності армуючих елементів структури, які зменшують тріщину, що зароджується, і перешкоджають її подальшому розширенню [39].

У [40] досліджено вплив сукупної дії добавок $ZrO_2$ та $CrB_2$ на структуру та експлуатаційні (коефіцієнт тертя та зносостійкість) характеристики композиційних матеріалів WC–Co, сформованих методом ІПС, у парі з контртілом (кулькою з $Al_2O_3$) за кімнатної температури під навантаженням 100 Н. Показано, що підвищені трибологічні характеристики композитів, що містять добавки $ZrO_2$ і $CrB_2$ (порівняно з вихідним зразком), обумовлені більш високою здатністю протистояти абразивному і адгезійному зносу завдяки формуванню більш дрібнозернистої структури з рівномірним розподілом зерен WC і дисперсійним зміцненням границь між зернами WC та зв'язуючою фазою кобальту Co. Перевищення вмісту $ZrO_2$ і $CrB_2$ (10 і 6 % відповідно) в складі зразка, призвело навпаки до зменшення зносостійкості. Слід зауважити, що на фізико-механічні характеристики таких композитів та інструментів на їхній основі сильно впливають контактні температури і навантаження [41].

Цікавими питаннями для науки і практики є дослідження спільного впливу добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ на структуру і експлуатаційні властивості композитів $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn), сформованих методом ІПС. Зі зміною концентрації добавки часто змінюються структура і такі важливі властивості, як коефіцієнт тертя та швидкість зносу. Цілеспрямоване регулювання властивостей композита $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn)–$ZrO_2$–$Al_2O_3$ можливо завдяки варіативності його складу та структури. Актуальність проблеми підвищення працездатності та зносостійкості алмазного інструменту на основі розглядуваних КАМ визначається також постійним зростанням обсягів його використання у промисловості. Ці дослідження необхідні ще й для вивчення механізмів руйнування ударом за кімнатної температури та механізмів зношування твердосплавних матриць WC–Co (з добавками діоксиду цирконію $ZrO_2$ і дибориду хрому $CrB_2$) композиційних алмазовмісних матеріалів.

Метою даної роботи було дослідження впливу спільної дії добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ на структуру та зносостійкість композитів $C_{алмаз}$–(Fe–Cu–Ni–Sn), сформованих методом ІПС.

## СПІКАННЯ ЗРАЗКІВ ТА МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ

Для приготування сумішей для формування методом ІПС зразків композитів $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn)–$ZrO_2$–$Al_2O_3$ діаметром 25 мм та товщиною 7 мм використовували порошків алмазу ("De Beers", Південно-Африканська республіка) зернистістю 500/400 (середній розмір зерна 450 мкм), заліза Fe із середнім розміром частинок порошку $d \approx 25\pm10$ мкм, хрому Cr із середнім розміром частинок порошку $d \approx 19\pm8$ мкм, міді Cu із середнім розміром частинок порошку $d \approx 20\pm9$ мкм, нікелю Ni із середнім розміром частинок порошку $d \approx 15\pm8$ мкм і олова Sn ("Завод порошкової металургії", Україна, м. Запоріжжя) із середнім розміром частинок порошку $d \approx 14\pm8$ мкм, діоксиду цирконію $ZrO_2$ ("NANOE Ballainvilliers", Франція) стабілізованого 3 % $Y_2O_3$ із середнім розміром частинок порошку $d \approx 40$ нм і оксиду алюмінію $Al_2O_3$ (корунд) із середнім розміром частинок порошку $d \approx 3$–10 мкм.

Порошкові суміші для спікання зразків композиційних алмазовмісних матеріалів $6{,}25C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn) (зразок 1), $6{,}25C_{алмаз}$–(23,075Fe–22,1875Cr–28,4Cu–7,9875Ni–7,1Sn)–$4ZrO_2$–$1Al_2O_3$ (зразок 2), $6{,}25C_{алмаз}$–(22,295Fe–21,4375Cr–27,44Cu–7,7175Ni–6,86Sn)–$6ZrO_2$–$2Al_2O_3$ (зразок 3), $6{,}25C_{алмаз}$–(21,255Fe–20,4375Cr–26,14Cu–7,3575Ni–6,54Sn)–$8ZrO_2$–$4Al_2O_3$ (зразок 4) і

$6{,}25C_{алмаз}$–(20,215Fe–19,4375Cr–24,88Cu–6,9975Ni–6,22Sn)–$10ZrO_2$–$6Al_2O_3$ (зразок 5) приготували у такий спосіб.

Спочатку суміші порошків:

24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn,

23,075Fe–22,1875Cr–28,4Cu–7,9875Ni–7,1Sn)–$4ZrO_2$–$1Al_2O_3$,

22,295Fe–21,4375Cr–27,44Cu–7,7175Ni–6,86Sn)–$6ZrO_2$–$2Al_2O_3$,

21,255Fe–20,4375Cr–26,14Cu–7,3575Ni–6,54Sn)–$8ZrO_2$–$4Al_2O_3$,

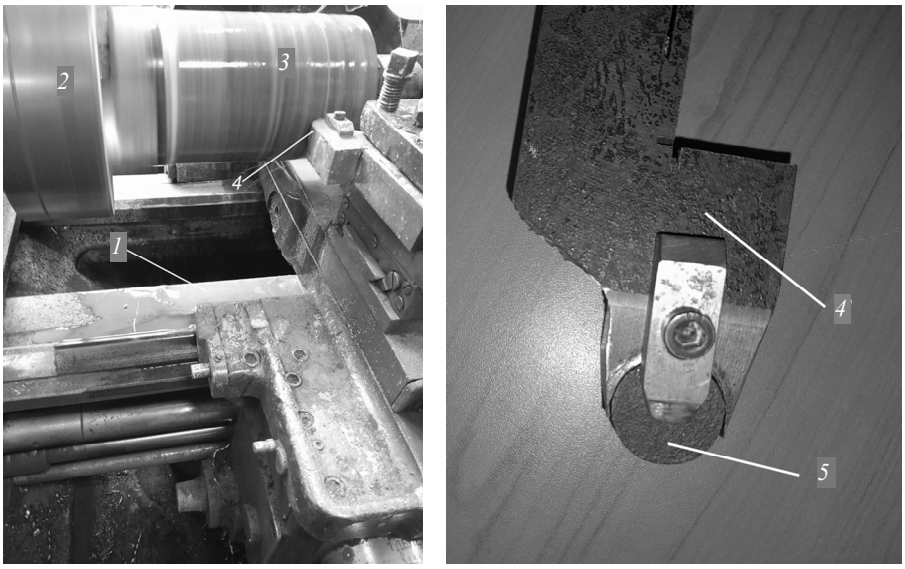
20,215Fe–19,4375Cr–24,88Cu–6,9975Ni–6,22Sn)–$10ZrO_2$–$6Al_2O_3$,

що не містили алмазного порошку, диспергували ультразвуком у дистильованій воді. Потім ці суміші змішували в планетарному млині Pulverisette (Fritsch) протягом 20 хв кульками діаметром 1,5 мм з прискоренням руху куль до 640 м/с². Приготовлені суміші сушили в печі за температури $T_0$ = 90 °С впродовж 24 год. Потім до отриманих сумішей додавали в потрібній кількості алмазний порошок і перемішували в середовищі спирту до рівномірного стану і висушували в сушильній шафі. Далі виготовляли зразки композитів у вигляді таблеток діаметром 25 мм і товщиною 7 мм за допомогою інноваційної енергозберігаючої установки в графітових прес-формах за температури витримки $T_2$ = 1000 °С і тиску 30 МПа протягом 2,5 хв, що, відповідно до [42], забезпечує збереження більш дрібного середнього розміру зерна і високої щільності. Електричний струм становив 3 кА, напруга – 10 В, швидкість нагріву – 500 град/хв. Спікання здійснювали у вакуумі (6 Па). Температуру вимірювали за допомогою пірометра CHINOIR-AH2, сфокусованого на поверхні графітової прес-форми. Робочі поверхні прес-форми змащували нітридом бору для запобігання взаємодії між пресованим матеріалом і графітом.

Мікроструктуру зразків досліджували на сканувальному електронному мікроскопі (СЕМ) ZEISS EVO 50 XVP (“Carl Zeiss Microscopy GmbH”, Німеччина) у морфологічному та матеріальному контрастах з використанням фазочутливого детектора Compact Zeiss BackScattered Detector (CZ BSD) для збору зворотно розсіяних електронів. Визначення елементного складу фазових складових зразків проводили на основі даних енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (ЕДРС) з використанням аналізатора Ultim Max 100 (“Oxford Instruments plc”, Велика Британія), яким укомплектований СЕМ. Обробка зображень для визначення границь зерен з метою встановлення їхніх розмірів та побудови гістограми розподілів за площею проводили за допомогою програмного забезпечення ImageJ [43]. Для отримання мікроскопічних зображень використовували оптичний поляризаційний мікроскоп Axioscope 5 (“Carl Zeiss Microscopy GmbH”, Німеччина).

Випробування на зносостійкість зразків КАМ проводили за схемою циліндр–вал за допомогою точіння циліндричного керна з граніту XI категорії буримості з використанням випробувального стенду на базі токарно-гвинторізного верстата ІА616 (рис. 1). Принцип роботи стенду полягає в наступному: гранітний керн закріплювали в патроні верстата, потім вмикали двигун і подавали на гранітний керн охолоджувальну рідину, далі тримач зі зразком КАМ за заданими технологічними режимами подавали до гранітного керна і починався процес випробування на зносостійкість. Випробування на зносостійкість проводили за швидкості обертання 400 об./хв, заглиблення за одиничний прохід 0,5 мм, поперечної подачі 0,5 мм/об, поздовжньої подачі 0,26 мм/об., нормальному навантаженні 10 Н. Довжина різальної частини керна становила 200 мм, а його початковий діаметр – 70 мм. Вимірювання втрати ваги кожного зразка КАМ здійснювали після двох проходів протягом 366,24 с (довжина

одного проходу – довжина різальної частини керна – становила 200 мм). В якості охолоджувальної рідини використовували технічну воду.




*а* *б*

Рис. 1. Зображення процесу точіння гранітного керна зразком КАМ (*а*) і зразка КАМ у початковому стані, закріпленого у тримачі (*б*): *1* – станина стенду; *2* – патрон; *3* – гранітний керн; *4* – тримач зразка КАМ; *5* – зразок КАМ.

Дослідження геометрії слідів зносу на поверхні зразків КАМ, отриманих в результаті триботесту, проводили на оптичному інвертованому мікроскопі відбитого світла Axio Vert.A1 фірми "Carl Zeiss" (Німеччина).

Швидкість зносу спечених зразків КАМ визначали за такими трибологічними характеристиками:

– швидкість зносу за масою $W_R$ оцінювали за втратою ваги зразка $\Delta W$ на шляху тертя $L$ як

$$W_R = \frac{\Delta W}{L}; \tag{1}$$

– швидкість зносу за об'ємом визначали як

$$W_V = \frac{\Delta V}{t}, \tag{2}$$

де $\Delta V$ – знос об'єму (втрата об'єму зносу зразка), м$^3$;

– довжину шляху тертя під час точіння гранітного керну визначали за формулою

$$L = \pi D n t, \tag{3}$$

де $D$ – діаметр керна, м; $n$ – кількість обертів керну за хвилину (250); $t$ – тривалість випробування (366,24 с); $\Delta W$ – втрата ваги зразка після зносу, г. Всі експерименти проводили за нормальних атмосферних умов і відносної вологості 40 %.

## РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОБГОВОРЕННЯ

### Мікроструктура спечених зразків

На рис. 2 як приклад представлено оптичний знімок шліфа зразка КАМ $6{,}25C_{алмаз}$–(22,295Fe–21,4375Cr–27,44Cu–7,7175Ni–6,86Sn)–$6ZrO_2$–$2Al_2O_3$ (зразок 3). У центрі поля зору оптичного мікрознімку візуалізується одинич-

ний кристал алмазу з чітко вираженим кристалографічним огранюванням. Після спікання зерно зберегло цілісність, без видимих ознак макроруйнування чи термічної деградації (графітизації) на поверхні граней. Лінійний розмір кристала у поперечнику оцінено в межах 400–450 мкм.

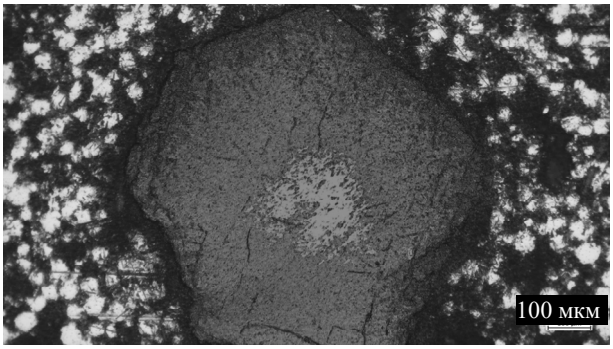



Рис. 2. Оптична мікрофотографія шліфа композиційного алмазовмісного матеріалу $6{,}25C_{алмаз}$–(22,295Fe–21,4375Cr–27,44Cu–7,7175Ni–6,86Sn)–$6ZrO_2$–$2Al_2O_3$.

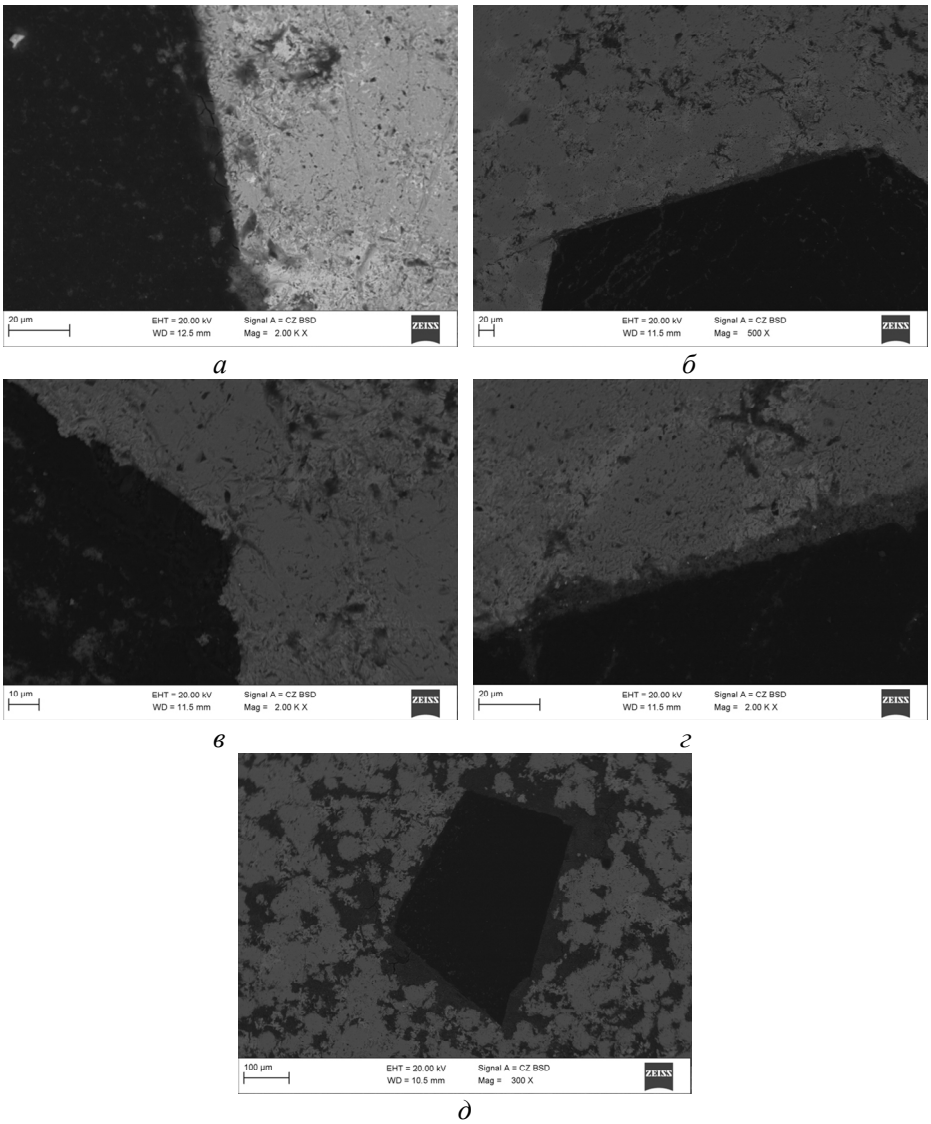
Незначний рельєф на поверхні алмазу є наслідком виготовлення металографічного шліфа. Спостерігали високу якість консолідації на межі розділу алмазне зерно–металева матриця. Контур контакту є безперервним, щільним і рівномірним по всьому периметру алмазного зерна. В інтерфейсній зоні відсутні такі мікроструктурні дефекти, як відносно великі пори, несуцільності, мікротріщини або зони відшарування матриці від поверхні алмазного зерна. Темний обідок по периметру алмазного зерна є оптичним ефектом (світлорозсіюванням), викликаним рельєфом через значну різницю у твердості між алмазом та матрицею після полірування.

Наявність такого щільного контакту свідчить про ефективне змочування алмазного зерна металевим розплавом у процесі спікання та формування високої адгезійної міцності зв'язку між алмазним зерном і матрицею. Металева матриця має виражену гетерогенну, дрібнодисперсну структуру. На зображенні можна чітко диференціювати світлі (високовідбивальні) фази та темніші структурні складові. Світлі ділянки, ймовірно, представлені пластичними твердими розчинами на основі міді та нікелю або легкоплавкими олововмісними евтектиками, які забезпечували рідкофазне спікання. Темніші зони відповідають залізохромистому каркасу матриці. Дисперсні фази матриці рівномірно оточують алмазне зерно, що може позитивно впливати на алмазоутримання.

Методами скануючої електронної мікроскопії травлених шліфів встановлено, що спікання досліджуваних зразків $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn)–$ZrO_2$–$Al_2O_3$ (зразки 1–5) супроводжується формуванням щільного без зазорів і видимих пор контакту на межі розділу алмаз-металева матриця (рис. 3).

Аналіз мікроструктури показав, що в матриці всіх зразків розподіл компонентів рівномірний. Основну площу їхньої поверхні займають сірі фази (Cr, Fe, Ni, Cu з атомним номером Z = 24–29) із середнім розміром ~ 5–15 мкм та світлі фази (Sn, Z = 50 і Zr, Z = 40), розмір яких знаходиться в інтервалі від 1 до 5 мкм (див. рис. 3). Темними областями в матриці зразків композитів крім кристалу алмазу (C, Z = 6) зображені фази оксиду алюмінію (O, Z = 8 та Al, Z = 13). Площа останніх корелює із збільшенням вмісту цих добавок у зразках. На міжзеренних границях виявлено утворення ділянок зв'язуючої фази на основі Cu–Sn чи меж прямого контакту твердих зерен Fe, Cr і Ni. На межах зерен подекуди присутні пори

розміром 0,1–0,2 мкм, їхня об'ємна частка порівняно мала. Додавання $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ в кількості 4 і 2 % відповідно до складу вихідного зразка композиційного алмазовмісного матеріалу $6{,}25C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn) (зразок 2) приводить до більш рівномірного розподілу компонентів і утворення чітких міжзеренних границь (див. рис. 3, *б*). Додавання до складу вихідного зразка більшої кількості $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ (зразки 3–5) дозволяє локалізувати ці фази в міжфазних границях (див. рис. 3, *в–д*).




*а* *б*

*в* *г*

*д*

Рис. 3. Мікроструктура зразків КАМ, сформованих методом ІПС: зразки 1–5 (*а–д*) відповідно.

Рівномірний розподіл хімічних елементів і добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ підтверджено методом ЕДРС. Наприклад, аналіз рис. 4 наочно демонструє про рівномірний розподіл хімічних елементів C, Fe, Cr, Cu, Ni, Sn (див. рис. 4, *б–є*) і добавок Zr і Al (див. рис. 4, *ж*, *з*) в структурі сформованих КАМ (наприклад для КАМ 3).

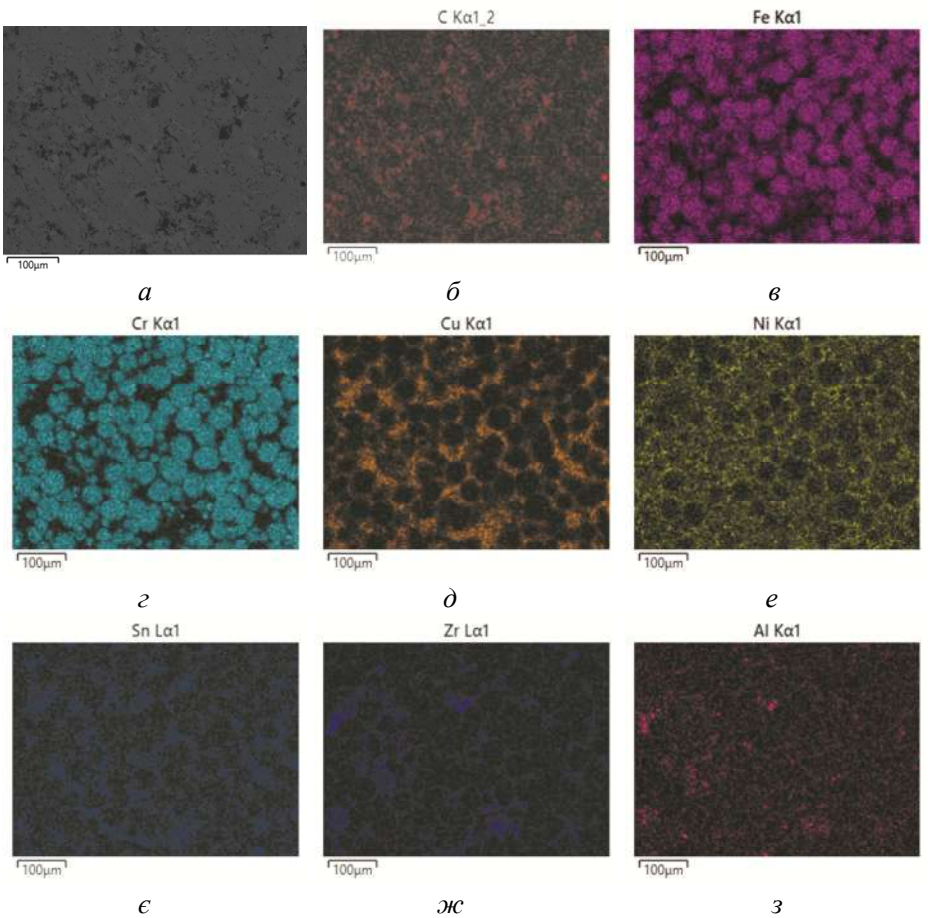



Рис. 4. Типова мікроструктура (*а*) і карти розподілу хімічних елементів C (*б*), Fe (*в*), Cr (*г*), Cu (*д*), Ni (*е*), Sn (*є*), Zr (*ж*), Al (*з*) в структурі КАМ 6,25$C_{алмаз}$–(22,295Fe–21,4375Cr–27,44Cu–7,7175Ni–6,86Sn)–6$ZrO_2$–2$Al_2O_3$ (зразок 3).

Методом ЕДРС проведено аналіз елементного складу зразків КАМ. Для забезпечення високої репрезентативності результатів і усереднення даних по поверхні аналіз проводили за малого збільшення СЕМ із площі сканування 1 мм$^2$. Ділянку для мікроаналізу цілеспрямовано обирали так, щоб алмазне зерно займало не більше 5 % загальної площі кадру. Це дозволило мінімізувати вплив великих алмазних зерен на загальну картину і сфокусувати дослідження на змінах у складі композиційної матриці (металева матриця + оксидні добавки). Отримані дані щодо масового вмісту елементів наведено в табл. 1.

Детальний розгляд табл. 1 демонструє чітку динаміку зміни хімічного складу від зразка 1 до зразка 5. Зокрема, зразок 1 є базовою металевою матрицею з мінімальною кількістю кисню (0,34 %) та слідовими або нульовими значеннями алюмінію (0,05 %) і цирконію (0,00 %). Починаючи зі зразка 2, фіксували стрімке зростання масової частки кисню (від 3,14 % до 9,31 % у зразку 5), а також цирконію (до 9,31 %) та алюмінію (до 5,26 %). На тлі введення оксидних фаз спостерігали закономірне відносне зменшення концентрації основних металів матриці: міді (з 28,71 до 21,12 %), заліза (з 24,11 до 19,20 %), нікелю та олова.

**Таблиця 1. Вміст хімічних елементів у зразках КАМ**

| Хімічний елемент | Вміст хімічних елементів, % (за масою), у зразку | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
| C | 8,23 | 7,56 | 9,32 | 6,34 | 7,59 |
| O | 0,34 | 3,14 | 6,55 | 8,06 | 9,31 |
| Al | 0,05 | 0,91 | 1,72 | 3,64 | 5,26 |
| Cr | 22,92 | 20,12 | 18,63 | 20,55 | 17,69 |
| Fe | 24,11 | 22,07 | 19,44 | 21,88 | 19,20 |
| Ni | 8,33 | 7,35 | 6,57 | 6,51 | 5,24 |
| Cu | 28,71 | 28,63 | 26,03 | 21,27 | 21,12 |
| Zr | 0,00 | 3,44 | 5,46 | 6,88 | 9,31 |
| Sn | 7,31 | 6,78 | 6,28 | 4,87 | 5,28 |
| Разом, % | 100 | 100 | 100 | 100 | 100 |

На основі отриманих даних спектрального аналізу можна підтвердити формування багатокомпонентної системи в якій присутні усі заявлені елементи матриці (Fe, Cr, Cu, Ni, Sn), оксидних добавок (Zr, Al, O) та вуглецю (алмазу). Відносне співвідношення елементів відповідає прогнозованому складу шихти. У ряду зразків (від 1 до 5) простежували чітку і послідовну тенденцію до збільшення масової частки елементів оксидних фаз – цирконію, алюмінію та кисню. Зразок 1 є фактично базовим металевим композитом без оксидів, тоді як у зразку 5 їхня концентрація досягає максимуму (Zr – 9,31 %, Al – 5,26 %). Синхронне зростання вмісту цих трьох елементів підтверджує введення добавок саме у формі з'єднань $ZrO_2$ та $Al_2O_3$. Внаслідок послідовного збільшення частки тугоплавких оксидів у композитах спостерігали пропорційне відносне зниження масової частки металів, що утворюють матрицю композита. Найбільш помітно це відображається на вмісті міді (падіння на ~7,6 %) та заліза (падіння на ~ 4,9 %), що необхідно враховувати під час оцінки механічних та теплофізичних властивостей матеріалів. Вміст вуглецю (C) у досліджених зонах варіюється в межах 6,34–9,32 %. Такі відносно стабільні показники, без різких стрибків, узгоджуються з обраною методикою дослідження (обмеження площі алмазу в кадрі до 5 %).

Отже, характер мікроструктури свідчить про правильний підбір параметрів термомеханічного спікання, що забезпечило формування бездефектної міжфазної границі. Металева матриця надійно утримує та охоплює алмазне зерно, що є передумовою для досягнення високих фізико-механічних властивостей композита та його підвищеної зносостійкості під час експлуатації в різальному чи буровому інструменті.

### Зносостійкість і механізми зношування спечених зразків КАМ

Результати дослідження швидкості зносу спечених зразків КАМ (зразки 1–5) наведено в табл. 2. Аналіз таблиці показує, що виготовлений зразок 1 у описаних вище технологічних режимах має швидкість зносу за вагою $W_R$ (34,74±2,91) $10^{-4}$ г/м і за обсягом $W_V$ (57,14±4,51) $10^{-11}$ м$^3$/с. Після додавання до вихідного зразка 1 добавки порошків 4 % $ZrO_2$ та 1 % $Al_2O_3$ значення швидкості зносу у зразку 2 за масою ($W_R$) і швидкості зносу за об'ємом ($W_V$) зменшуються від (34,74±2,91) $10^{-4}$ г/м до (23,81±2,41) $10^{-4}$ г/м, від (57,14±4,51)·$10^{-11}$ м$^3$/с до (37,44±3,74)·$10^{-11}$ м$^3$/с відповідно. Значення швидкості

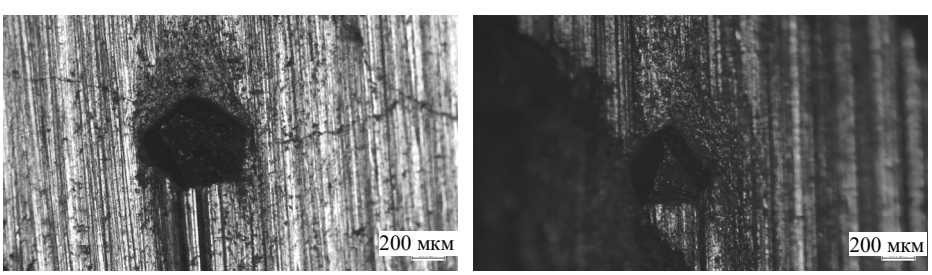
зносу за вагою $W_R$ і об'ємом $W_V$ для зразка 3, що містить 6 % $ZrO_2$ і 2 % $Al_2O_3$ складають (15,84±1,74) $10^{-4}$ г/м і (25,12±2,76) $10^{-11}$ м$^3$/с відповідно, що у 2,2 рази менша швидкість зносу за вагою $W_R$ і об'ємом $W_V$ для зразка 1, що не містить добавки $ZrO_2$ и $Al_2O_3$. Як видно з табл. 2, значення швидкості зносу за вагою $W_R$ і об'ємом $W_V$ для зразка 4, що містить 8 % $ZrO_2$ і 4 % $Al_2O_3$, значно нижче, ніж у вихідного зразка 1. За зносостійкістю зразок КАМ 5, що містить 10 % $ZrO_2$ і 6 % $Al_2O_3$, у 4,9 рази перевищує вихідний зразок КАМ 6,25$C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn) (зразок 1).

**Таблиця 2. Значення швидкості зносу спечених зразків КАМ після випробування контртілом із гранітного керна за навантаження 10 Н**

| Зразок КАМ | Швидкість зносу за вагою $W_R$, $10^{-4}$ г/м | Швидкість зносу за об'ємом $W_V$, $10^{-11}$ м$^3$/с |
|---|---|---|
| 1 | 34,74±2,91 | 57,14±4,51 |
| 2 | 23.81±2,41 | 37,44±3,74 |
| 3 | 15,84±1,74 | 25,12±2,76 |
| 4 | 10,67±0,96 | 17,12±1,54 |
| 5 | 7,10±0,81 | 11,67±1,29 |

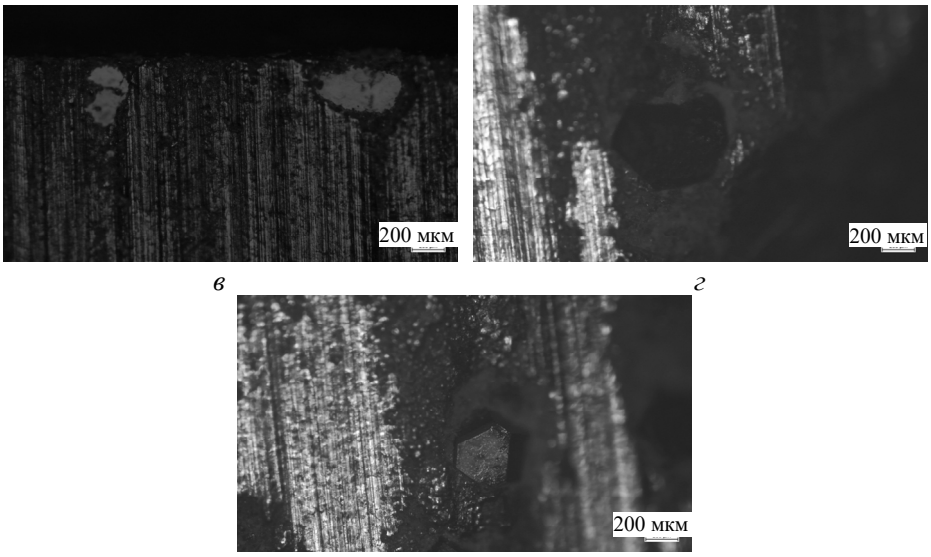
Наведені результати випробувань показують, що додавання 10 % $ZrO_2$ і 6 % $Al_2O_3$ до складу КАМ 6,25$C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn), забезпечує зменшення показників швидкості зносу за вагою $W_R$ та об'ємом $W_V$ майже в 5 разів, що дозволяє значно розширити сферу їхнього застосування.

Дослідження морфології поверхні сформованих зразків КАМ після їхнього випробування на зносостійкість наведено на рис. 5. Фотознімки області зносу зразків КАМ після зупинки випробувань сильно відрізняються. Видно, що поверхня металевої матриці зразків КАМ характеризується наявністю чітко орієнтованих у вертикальному напрямку лінійних дефектів – борозен (подряпин) абразивного різання та рисок пластичного деформування (див. рис. 5, *а–д*). Вони утворилися внаслідок мікрорізальної та дряпаючої дії високотвердих структурних складових граніту (переважно зерен кварцу). Напрямок борозен безпосередньо вказує на вектор відносного переміщення контртіла під час випробувань. Спостерігається певна гетерогенність зношування матриці: пластичніші фази (м'які фази у системі Cu–Sn) підлягали інтенсивному зносу, тоді як твердіші залізохромисті та оксидні ділянки чинили опір інтенсивному зносу.




*а* *б*

Рис. 5. Оптичні зображення ділянок зносу зразків композиційних матеріалів $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn)–$ZrO_2$–$Al_2O_3$ після випробування на зносостійкість, отриманих у поляризованому світлі: зразки 1–5 (*а–д*) відповідно.



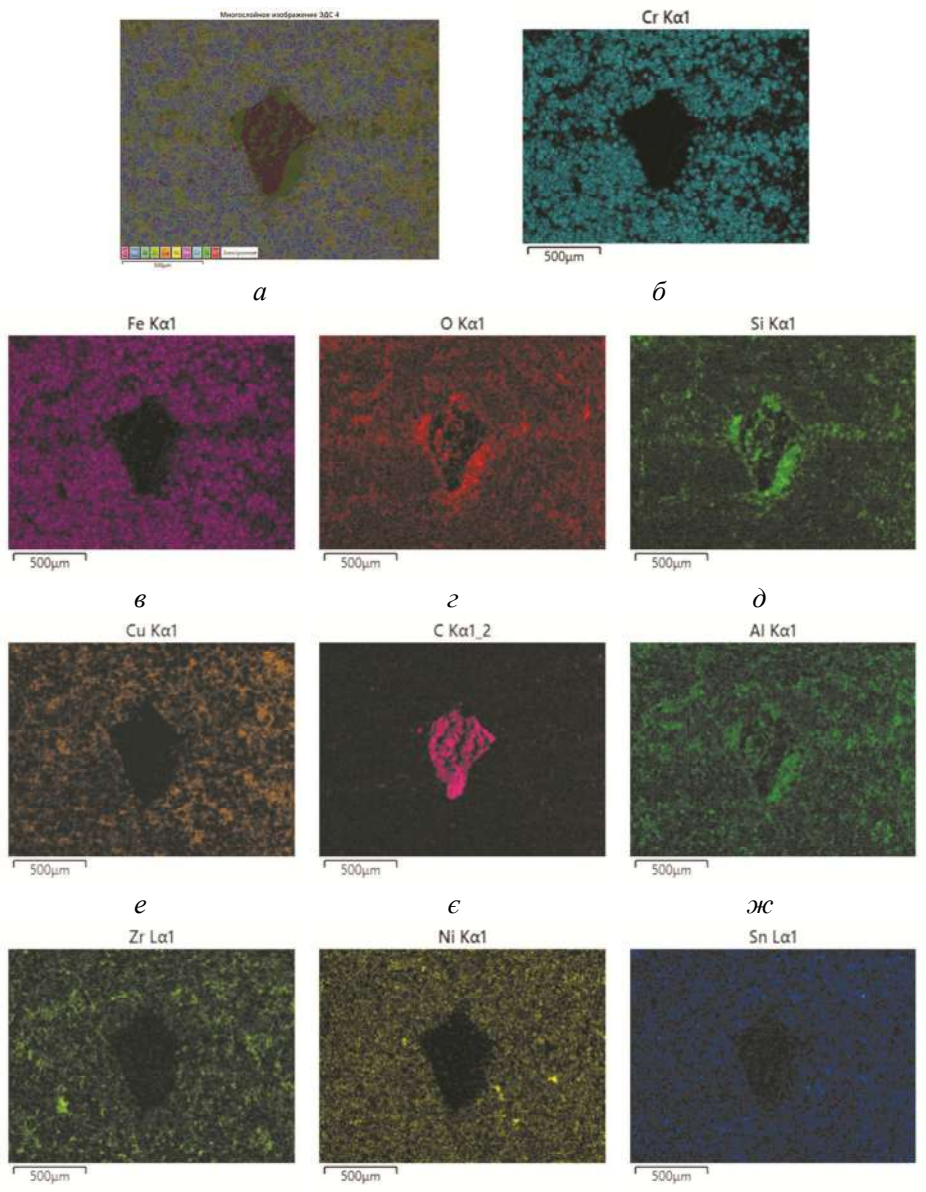

*в* *г*

*д*

Рис. 5. (Продовження).

Утворення глибоких і широких борозенок (подряпин) на поверхні металевої матриці вихідного зразка 1 (див. рис. 5, *а*) свідчить про інтенсивний абразивний знос композита. На виділеній ділянці зразків 2–5, що містять добавки $ZrO_2$ і $Al_2O_3$, порівняно зі зразком 1, що не мітить добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$, спостерігали більш дрібні та рівномірно розташовані подряпини, а зношена поверхня була більш гладкою (див. рис. 5, *б–д*). Це вказує на те, що додавання $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ до складу КАМ $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn) зменшує інтенсивність зносу (див. табл. 2).

Характерною особливістю для всіх зразків КАМ є досить висока здатність металевої матриці утримувати алмазні зерна від передчасного випадання У центрі кадру чітко візуалізується алмазне зерно розміром близько 450–500 мкм, яке надійно тримається в металевій матриці, після випробування зразка КАМ на зносостійкість (рис. 6). На вершині алмазного зерна спостерігали формування локальної площадки зношування (згладженого рельєфу), що є прямим свідченням активної роботи алмазу в процесі фрикційного контакту та сприйняття ним основних нормальних і тангенціальних навантажень. На поверхні алмазу відсутні критичні сколи, макротріщини або ознаки катастрофічного крихкого руйнування, що підтверджує його високу механічну міцність. Хоча існують значні зсувні напруження, що виникали під час трибоконтакту з гранітом, алмазне зерно надійно утримується в матриці КАМ. Навколо алмазного зерна спостерігали зону топографічного видозмінення матриці (темний ореол), що пов’язано з ефектом локального “обтікання” та рецесії (деградації підкладки) матриці навколо твердої частинки (алмазу) під дією потоку абразивного шламу. Формування стійкого залізохромистого каркаса навколо алмазних зерен і зміцнення металевої матриці твердими та міцними оксидними фазами забезпечило суттєво підвищити зносостійкість КАМ з надійним алмазоутриманням. В [23, 44–47] також спостерігали поліпшення трибологічних характеристик композитів на основі багатокомпонентних металевих систем за рахунок модифікації структури та підвищення механічних властивостей.




*а* *б* *в* *г* *д* *е* *є* *ж* *з* *и* *ї*

Рис. 6. Карти розподілу хімічних елементів на ділянці робочої поверхні КАМ $6{,}25C_{алмаз}$–(21,255Fe–20,4375Cr–26,14Cu–7,3575Ni–6,54Sn)–$8ZrO_2$–$4Al_2O_3$ (зразок 4) з утримуваним алмазним зерном після точіння граніту: C, Sn, Al, Zr, Cu, Ni, Fe, Cr, Si, O (*а*), Cr (*б*), Fe (*в*), O (*г*), Si (*д*), Cu (*е*), C (*є*), Al (*ж*), Zr (*з*), Ni (*и*), Sn (*ї*).

Методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії досліджено локальну ділянку трибоконтакту алмаз–металева матриця після випробування зразків КАМ на зносостійкість. Отримані карти розподілу елементів (X-ray mapping) чітко верифікують локалізацію монокристала алмазу, який виступає над поверхнею КАМ (див. рис. 6). Відсутність сигналів від елементів металевої матриці в зоні кристала алмазу та їхній рівномірний розподіл навколо нього підтверджують цілісність каркаса металевої матриці. Матриця зберігає свою структурну безперервність без ознак катастрофічного викришування у приконтактній зоні. Карти силіцію (Si) та оксигену (O) фіксують інтенсивне,

просторово суміщене скупчення цих елементів у вигляді яскраво вираженого гало безпосередньо навколо алмазного зерна. Ця локалізація є прямим свідченням акумуляції продуктів руйнування граніту (переважно частинок діоксиду кремнію $SiO_2$ з породоутворюючих мінералів, таких як кварц). Карти цирконію (Zr) та алюмінію (Al) демонструють рівномірний розподіл домішок. На основі отриманих даних мікроаналізу, механізм фрикційної взаємодії в системі композит–граніт можна охарактеризувати у такій спосіб.

У процесі точіння алмазні зерна, що виступають над поверхнею матриці, здійснюють інтенсивне мікрорізання та крихке руйнування мінералогічних складових граніту. Високі питомі тиски в зоні контакту приводять до подрібнення породи з утворенням високодисперсного абразивного шламу ($SiO_2$, алюмосилікати), формування захисних трибоплівок (налипання продуктів зносу): В умовах високих локальних температур і тисків, що супроводжують процес різання, високодисперсний силікатний шлам набуває здатності до пластичної деформації та адгезійної взаємодії. Шлам евакуюється з-під робочої грані алмазу та щільно напресовується у мікротріщинах матриці навколо алмазного зерна – переважно перед передньою гранню та на флангах зерна, з утворенням ущільненого трибологічного шару. Утворення такого кремнеземного $SiO_2$ прошарку навколо алмазу відіграє позитивну роль у процесі різання (явище самоорганізації трибосистеми), а саме:

– знижує інтенсивність прямого абразивного впливу шламу на металеву матрицю (запобігає її прискореному витиранню);

– діє як додатковий демпфер, перерозподіляючи тангенціальні навантаження під час ударної взаємодії алмазу з твердими включеннями граніту;

– сприяє надійнішому утриманню алмазного зерна в матриці за рахунок додаткового розклинювального закріплення спресованим шламом.

Отже, процес зношування композита відбувається у сприятливому стаціонарному режимі. Аналіз розподілу елементів вказує на активний розвиток трибохімічних та механохімічних процесів на межі розділу фаз, що приводять до формування стійких вторинних структур із продуктів зношування граніту. Це забезпечує високу працездатність інструменту та підтверджує ефективність обраної системи легування металевої матриці. Отриманий комплекс структурних і експлуатаційних характеристик свідчить про доцільність застосування розроблених КАМ для виготовлення інструментів для каменеобробної та гірничодобувної промисловості.

## ВИСНОВКИ

В результаті вивчення спільного впливу $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ на структуру і зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів $C_{алмаз}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn) у парі з контртілом із гранітного керну було встановлено наступне.

Додавання добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ у концентраціях $C_{ZrO_2} = 4$ % і $C_{Al_2O_3} = 1$ % до складу композита $6{,}25C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn) приводить до зменшення зносу ваги на одиницю довжини шляху ковзання (зносу за вагою $W_R$) і швидкості зносу об'єму в часі (швидкості зносу за об'ємом $W_V$) від $(34{,}74\pm2{,}91)\cdot10^{-4}$ г/м до $(23{,}81\pm2{,}41)\cdot10^{-4}$ г/м і від $(57{,}14\pm4{,}51)\cdot10^{-11}$ м$^3$/с до $(37{,}44\pm3{,}74)\cdot10^{-11}$ м$^3$/с відповідно.

Додавання добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ у концентраціях $C_{ZrO_2} = 6$ % і $C_{Al_2O_3} = 2$ % до складу композита $6{,}25C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn) зменшує показники швидкості зносу за вагою $W_R$ і швидкість зносу за об'ємом $W_V$ до значень $(15{,}84\pm1{,}74)\ 10^{-4}$ г/м і $(25{,}12\pm2{,}76)\ 10^{-11}$ м$^3$/с відповід-

но, що в 2,2 рази менше швидкості зносу за вагою $W_R$ і швидкість зносу за об'ємом $W_V$. Подальше підвищення концентрації добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ підсилює цей ефект.

Введення добавок $ZrO_2$ і $Al_2O_3$ у концентраціях $C_{ZrO_2}$ = 10 % і $C_{Al_2O_3}$ = 6 % до складу композита $6{,}25C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn) забезпечує майже п'ятикратне підвищення зносостійкості.

Підвищення зносостійкості досліджуваних композитів, що містять добавки $ZrO_2$ і $Al_2O_3$, можна досягти завдяки більш рівномірному розподілу компонентів, утворенню стійкого залізохромістого каркаса в металевій матриці навколо алмазних зерен та дисперсійному зміцнення матриці твердими й міцними оксидними фазами. На підвищення зносостійкості і покращення алмазоутримання композитів $6{,}25C_{алмаз}$–(24,375Fe–23,4375Cr–30Cu–8,4375Ni–7,5Sn), що містять добавки $ZrO_2$ і $Al_2O_3$, впливає ще й утворення навколо алмазних зерен стійких вторинних структур із продуктів зносу.


## ФІНАНСУВАННЯ

Робота виконана за підтримки Міністерства освіти і науки України (номер державної реєстрації № 0126U000458) та за підтримки Комітету науки Міністерства освіти і науки Республіки Казахстан (Грант № 23484450.


## КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють, що не мають конфлікту інтересів.


V. A. Mechnik[1], B. T. Ratov[2], E. S. Gevorkyan[3],
N. A. Bondarenko[1], V. M. Kolodnitskyi[1], S. P. Starik[1],
D. L. Korostyshevskyi[1], Aidar Kuttybayev[2], G. K. Akhmedyanova[4]

[1]Bakul Institute for Superhard Materials,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

[2]Satpayev University, Almaty, Kazakhstan

[3]Ukrainian State University of Railway Transport, Kharkiv, Ukraine

[4]Toraighyrov University, 140011, Pavlodar, Republic of Kazakhstan


The effect of the combined action of $ZrO_2$ and $Al_2O_3$ additives on the structure and wear resistance of $C_{diamond}$ –(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn) composite materials produced by spark plasma sintering


*The structure and wear resistance of composite diamond-containing materials based on Fe–Cr–Cu–Ni–Sn matrices with varying contents of zirconium dioxide ($ZrO_2$) and corundum ($Al_2O_3$), manufactured by spark plasma sintering, were investigated. It was found that adding to the composite $6.25C_{diamond}$–(24.375Fe–23.4375Cr–30Cu–8.4375Ni–7.5Sn) $ZrO_2$ and $Al_2O_3$ additives in concentrations of $C_{ZrO_2}$ = 4 % and $C_{Al_2O_3}$ = 1 % results in a reduction in weight wear per unit length of sliding path (weight wear rate $W_R$) and the volumetric wear rate over time (volumetric wear rate $W_V$) from $(34.74\pm2.91)\times10^{-4}$ g/m to $(23.81\pm2.41)\times10^{-4}$ g/m and from $(57.14\pm4.51)\times10^{-11}$ $m^3/s$ to $(37.44\pm3.74)\times10^{-11}$ $m^3/s$, respectively.Further increases in the concentration of $ZrO_2$ and $Al_2O_3$ additives enhance this effect. Composite $6.25C_{diamond}$–(24.375Fe–23.4375Cr–30 Cu–8.4375Ni–7.5Sn), containing $ZrO_2$ and $Al_2O_3$ additives in amounts of $C_{ZrO_2}$ = 10 % and $C_{Al_2O_3}$ = 6 %, provides an almost fivefold increase in wear resistance. It has been shown that the increase in wear resistance of the studied composites containing $ZrO_2$ and $Al_2O_3$ additives is achieved through a more uniform distribution of components, the formation of a stable iron-chromium framework in the metallic matrix around the diamond grains, and the dispersion strengthening of the matrix by hard*

*and strong oxide phases. The improvement in wear resistance and diamond retention of the 6.25$C_{diamond}$– (24.375Fe–23.4375Cr–30 Cu–8.4375Ni–7.5Sn) composites, containing $ZrO_2$ and $Al_2O_3$ additives, is influenced by the formation of stable secondary structures around the diamond grains from wear products.*

***Keywords**: diamond-containing composite material, zirconium dioxide, corundum, matrix, structure, phase composition, friction, wear resistance.*

1. Borowiecka-Jamrozek J., 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. http://dx.doi.org/10.24425/118802
2. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kuzin N.O., Lyashenko B.A. The role of structure formation in forming the physicomechanical properties of composites of the diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) system. *J. Frict. Wear.* 2016. Vol. 37, no. 4. P. 377–384. https://doi.org/10.3103/S1068366616040139
3. 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. *Powder Metall*. 2015. Vol. 58, no. 2. P. 83–86. https://doi.org/10.1179/0032589915Z.000000000220
4. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Yutskevych S.S. Mechanical and tribological properties of Fe−Cu−Ni−Sn materials with different amounts of $CrB_2$ used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 4. P. 251–263. https://doi.org/10.3103/S1063457620040061
5. Konstanty J., Bączek E., Romański A., Tyrała D. Wear-resistant iron-based Mn–Cu–Sn matrix for sintered diamond tools. *Powder Metall.* 2018. Vol. 61. P. 43–49. https://doi.org/10.1080/00325899.2017.1379737
6. Ratov B.T., Mechnik V.A., Bondarenko M.O., Kolodnitskyi V.M., Kuzin M., 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. https://doi.org/10.3103/S1063457621060095
7. 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. https://doi.org/10.1007/s11665-019-04485-2
8. Gevorkyan E., Mechnik V., Bondarenko N., Vovk R., Lytovchenko S., Chishkala V., Melnik O. Peculiarities of obtaining diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn) hot pressing. *Funct. Mater*. 2017. Vol. 24, no. 1. P. 31–45. https://doi.org/10.15407/fm24.01.031
9. 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. https://doi.org/10.1007/s13369-018-3683-3
10. 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. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.02.070
11. 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. https://doi.org/10.1515/amm-2015-0184
12. 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. https://doi.org/10.1007/s12598-012-0467-x
13. Bondarenko N.A., Mechnik V.A. Drilling oil and gas wells by ISM diamond tools. *SOCAR Proc*. 2012. No. 3. P. 6–12. DOI:10.5510/OGP20120300116
14. 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). *Sverkhtverdye Materialy.* 2006. No. 6. P. 3–17.
15. Artini C., Muolo M.L., Passerone A. Diamond–metal interfaces in cutting tools: a review. *J. Mater. Sci*. 2012. Vol. 47, no 7. P. 3252–3264. https://doi.org/10.1007/s10853-011-6164-6
16. 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. https://doi.org/10.3103/S1063457617010014
17. Hu Z.Y., Zhang Z.H., Cheng X.W., Wang F.C., Zhang Y.F., Li S.L. A review of multi-physical fields induced phenomena and effects in spark plasma sintering: Fundamentals and applications. *Mater. Des*. 2020. Vol. 191, art. 108662. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108662

18. Tokita M. Progress of spark plasma sintering (SPS) method, systems, ceramics applications and industrialization. *Ceramics.* 2021. Vol. 4, no. 2. P. 160–198. https://doi.org/10.3390/ ceramics4020014
19. Cygan-Baczek E., Wyzga P., Cygan S., Bała P., Romanski A. Improvement in hardness and wear behaviour of iron-based Mn–Cu–Sn matrix for sintered diamond tools by dispersion strengthening. *Materials.* 2021. Vol. 14, no 7, art. 1774. https://doi.org/10.3390/ma14071774
20. Bączek E., Konstanty J., Romański A., Podsiadło M., Cyboroń J. Processing and characterization of Fe–Mn–Cu–Sn–C alloys prepared by ball milling and spark plasma sintering. *J. Mater. Eng. Perform.* 2018. Vol. 27, no. 3. P. 1475–1483. https://doi.org/10.1007/s11665-018-3181-5
21. Cygan-Baczek E., Wyzga P., Cygan S., Bałaand P., Romanski A. Improvement in hardness and wear behaviour of iron-based Mn–Cu–Sn matrix for sintered diamond tools by dispersion strengthening. *Materials*. 2021. Vol. 14, art. 1774. https://doi.org/10.3390/ma14071774
22. de Oliveira L.J., Bobrovnitchii G.S., Filgueira M. Processing and characterization of impregnated diamond cutting tools using a ferrous metal matrix. *Int. J. Refract. Hard Mater.* 2007. Vol. 25, no. 4. P. 328–335. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2006.08.006
23. 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. https://doi.org/10.3103/S1063457619060030
24. Mechnyk V.A. Regularities of structure formation in diamond–Fe–Cu–Ni–Sn–$CrB_2$ systems. *Mater. Sci*. 2013. Vol. 49, no. 1. P. 93–101. https://doi.org/10.1007/s11003-013-9587-1
25. 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. https://doi.org/ 10.1016/j.jmatprotec.2005.04.056
26. Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Suprun M.V. Shrinkage and shrinkage rate behavior in $C_{diamond}$–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. https://doi.org/10.3103/S1063457609040042
27. 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. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105256
28. Mechnik V.A. Effect of hot recompaction parameters on the structure and properties of diamond–(Fe–Cu–Ni–Sn–$CrB_2$) composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2014. Vol. 52, nos. 11–12. P. 709–721.
29. Han P., Xiao F.R., Zou W.J., Liao B. Effect of different oxides addition on the thermal expansion coefficients and residual stresses of Fe-based diamond composites. *Ceram. Int.* 2014. Vol. 40, no. 3. P. 5007–5013.
30. Ratov B.T., Mechnik V.A.; Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Hevorkian E.S., Chishkala V.A., Akhmetova N.S., Starik S.P., Bilorusets V.V., Sundetova P.S. Structure of Fe–Cr–Cu–Ni–Sn matrices with different $ZrO_2$ contents for sintered diamond-containing composites. *J. Superhard Mater*. 2024. Vol. 46, no. 6. P. 421–431.
31. Ratov B.T., Mechnik V.A., BondarenkoN.A., Hevorkian E.S., Kolodnitskyi V.M., Prikhna T.A., Moshchil V.E., Kalzhanova A.B., Sundetova P.S., Utepov Z.G. Physico-mechanical properties of the matrix material of $C_{diamond}$–(Fe–Cr–Cu–Ni–Sn) composite materials formed by spark plasma sintering. *J. Superhard Mater.* 2025. Vol. 47, no. 1. P. 9–19.
32. Su W., Zou J., Sun L. Effects of nano-alumina on mechanical properties and wear resistance of WC–8Co cemented carbide by spark plasma sintering. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2020. Vol. 92, art. 105337.
33. Sirota V.V., Gevorkyan É.S., Kovaleva, M.G., Ivanisenko V.V. Structure and properties of nanoporous ceramic $Al_2O_3$ obtained by isostatic pressing. *Glass Ceram*. 2013. Vol. 69, nos. 9–10. P. 342–345.
*34.* Gevorkyan E., Rucki M., Panchenko S., Sofronov D., Chalko L., Mazur T. Effect of SiC addition to $Al_2O_3$ ceramics used in cutting tools. *Materials.* 2020. Vol. 13, no. 22, art. 5195.
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. Lee J.-K., Kim M.-J., Lee E.-G., Lee W.-S. Influence of dispersed-alumina particle size on the fracture toughness of 3 mol% yttria-stabilized zirconia polycrystals (3Y-TZP). *J. Mater. Sci. Lett*. 2002. Vol. 21, no 3. P. 259–261.

38. Zhang F., Li L.F., Wang E.Z. Effect of micro-alumina content on mechanical properties of $Al_2O_3$/3Y-TZP composites. *Ceram. Int*. 2015. Vol. 41, no. 9. Part B. P. 12417–12425.
39. Roy S., Gibmeier J., Schell J.K., Bucharsky E.C., Weidenmann K.A., Wanner A., Hoffmann M.J. Internal load transfer in an interpenetrating metal/ceramic composite material studied using energy dispersive synchrotron X-ray diffraction. *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. Vol. 753, no. 10. P. 247–252.
40. Mechnik V.A., Ratov B.T., Gevorkyan E.S., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Starik S.P., Chishkala V.A., Zhunussova Z.K., Matayeva Z.T. Combined Effect of $ZrO_2$ and $CrB_2$ additives on the performance of WC–Co composites produced by spark plasma sintering for diamond-containing materials. *J. Superhard Mater*. 2026. Vol. 48, no. 2. P. 113–127.
41. Aleksandrov V.A., Zhukovsky A.N., Mechnik V.A. Temperature field and wear of inhomogeneous diamond wheel at convective heat exchange. *Trenie i Iznos*. 1994. Vol. 15, no. 1. P. 27–35.
42. Kodash V.Y., Gevorkian E.S. Tungsten carbide cutting tool materials: *Pat. 6617271 B1 USA:* IC C04B 35/56. Publ. 09.09.2003.
43. Schneider C.A., Rasband W.S., Eliceiri K.W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. *Nat. Methods*. Vol. 9, no. 7. P. 671–675.
44. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Storchak M., Dub S.N., Kuzin N.O. Physico-mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods. *Tribol. Ind*. 2019. Vol. 41, no. 2. P. 188–198.
45. Hao Y.L., Li S.J., Sun S.Y., Zheng C.Y., Vang R. Elactic deformation behaviour of Ti–24Nb–4Zn–7.9Sn for biomedical application. *Acta Biomaterialia*. 2007. Vol. 3, no. 2. P. 277–286.
46. Hassani S., Bielawski M., Beres W., Martinu L., Balazinski M., Klemberg-Sapieha J.E. Predictive tools for the design of erosion resistant coatings. *Surf. Coat. Technol*. 2008. Vol. 203. P. 204–210.
47. Bousser E., Benkahoul M., Martinu L., Klemberg-Sapieha J.E. Effect of microstructure on the erosion resistance of Cr–Si–N coatings. *Surf. Coat. Technol*. 2008. Vol. 203. P. 776–778.

Надійшла до редакції 04.05.26
Після доопрацювання 12.05.26
Прийнята до опублікування 15.05.26