

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

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

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ $C_{алмаз}-(WC-Co)-CrB_2$, СФОРМОВАНИХ МЕТОДОМ ІСКРО-ПЛАЗМОВОГО СПІКАННЯ

В роботі в зразках композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) системи $C_{алмаз}-(WC-Co)-CrB_2$, сформованих методом іскро-плазмового спікання, встановлено залежності швидкості зношування за масою W_R , швидкості зношування за об'ємом W_V і питомої швидкості зношування W_S від концентрації дибориду хрому C_{CrB_2} . Показано, що додавання мікропорошку дибориду хрому CrB_2 у кількості 4 % забезпечує зниження значень швидкості зносу за масою W_R , швидкості зносу за об'ємом W_V і питомої швидкості зносу W_S від $8,92 \cdot 10^{-5}$ до $4,54 \cdot 10^{-5}$ г/м, від $8,6980 \cdot 10^{-12}$ до $3,5717 \cdot 10^{-12}$ м³/с і від $7,16 \cdot 10^{-13}$ до $3,9686 \cdot 10^{-13}$ м³/(Н·м) відповідно.

Зменшення швидкості зношування КАМ $25C_{алмаз}-66,74WC-4,26Co-4CrB_2$ порівняно з КАМ $25C_{алмаз}-70,5WC-4,5Co$ зумовлено формуванням дрібнозернистої структури твердосплавної матриці, покращенням механічних властивостей (граніць міцності під час згинання R_{bm} і стиску R_{cm} , в'язкості руйнування K_{Ic} і міцності зчеплення алмазних зерен із твердосплавною матрицею).

При подальшому збільшенні вмісту дибориду хрому від 4 до 10 % у складі композита $25C_{алмаз}-70,5WC-4,5Co$ виявлено збільшення значень W_R , від $4,54 \cdot 10^{-5}$ до $6,44 \cdot 10^{-5}$ г/м, W_V від $3,5717 \cdot 10^{-12}$ до $5,7087 \cdot 10^{-12}$ м³/с і W_S від $3,9686 \cdot 10^{-13}$ до $5,3483 \cdot 10^{-13}$ м³/(Н·м). Збільшення значень W_R , W_V і W_S у зразку $25C_{алмаз}-61,1WC-3,9Co-10CrB_2$ порівняно зі зразком $25C_{алмаз}-66,74WC-4,26Co-4CrB_2$ зумовлено погіршенням його механічних властивостей.

Отримані результати з зносостійкості спечених зразків КАМ $C_{алмаз}-(WC-Co)-CrB_2$ дозволяють їх застосування для виготовлення нових інструментів для буріння міцних гірських порід з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями.

Ключові слова: композиційний алмазовмісний матеріал, карбід вольфраму, кобальт, диборид хрому, зносостійкість, іскро-плазмове спікання.

Вступ

Композиційні алмазовмісні матеріали (КАМ) системи $C_{алмаз}-(WC-Co)$, завдяки гарному поєднанню високих механічних та експлуатаційних властивостей, застосовують для виготовлення бурових інструментів різного технологічного призначення [1, 2]. Вони складаються з алмазних зерен, фаз карбіду вольфраму (WC) і кобальту (Co), або сплавів на їх основі і зміцнюючої фази у вигляді боридів, нітридів, карбідів і т. д. Спечені КАМ мають властивості, істотно відмінні від властивостей кожного окремо взятого компонента, що входить до їх складу, і в той же час частково володіють властивостями металу (наприклад, пластичністю) і кераміки (наприклад, високими твердістю, пружністю та термостійкістю). Ці властивості залежать від фазового складу, мікроструктури та морфології, які так само залежать від властивостей їхніх складових, способів та технологічних режимів спікання [3]. Деякі композити $C_{алмаз}-(WC-Co)$ мають такі механічні та експлуатаційні властивості, які недосяжні в традиційних матеріалах [4], але й виявляють високу крихкість [5], що стримує їхнє використання при бурінні міцних і абразивних гірських порід. До недоліків цих КАМ слід віднести ще й погіршення в процесі буріння твердих і абразивних гірських порід

характеристик міцності (твердості, границь міцності під час стиску і згинання, в'язкості руйнування) і зносостійкості [5]. Застосування композитів $C_{алмаз}-(WC-Co)$ у бурових долотах та імпрегнованих алмазних коронках вже не забезпечує необхідний їхній ресурс в разі буріння граніту та інших міцних гірських порід. Підвищення зносостійкості композитів $C_{алмаз}-(WC-Co)$ є важливим науковим та технічним завданням, оскільки його вирішення значно розширює сферу застосування алмазних бурових інструментів.

Існує кілька можливих рішень проблеми підвищення зносостійкості КАМ та інструментів на їх основі.

Перше – структурне подрібнення твердосплавної матриці, оскільки, чим менший розмір зерен і чим сильніше розвинена зеренна структура, тим міцніша і твердіша матриця і, як наслідок, КАМ. В [5, 6] була проведена серія експериментів і виявлено, що більший розмір зерна (понад 2 мкм) є причиною спонтанних мікротріщин, недостатніх механічних властивостей, зокрема низької зносостійкості. У зв'язку з цим ведуться роботи зі зменшення розміру зерна в матриці композиційних матеріалів до субмікронного або нанометрового рівня [7]. Друге – додавання до складу КАМ певних сполук перехідних металів (боридів, карбідів, нітридів, оксидів), які є інгібіторами зерна основної фази WC при спіканні [8]. В [9, 10] показано, що значення твердості, в'язкості руйнування і міцності наноструктурних композитів WC-Co значно перевищують аналогічні показники мікроструктурних композитів. Додавання ультрадрібного порошку WC до композита WC-10Co позитивно впливає на його твердість, в'язкість руйнування та зносостійкість [11]. Виявлено [12], що збільшення вмісту Cr_3C_2 і VC у складі композита WC-6Co призвело до зменшення зерна з одночасним підвищенням його твердості. Для подальшого поліпшення механічних властивостей аналізованих КАМ було проведено оптимізацію вмісту вуглецю [13, 14] і кобальту [15, 16] у твердосплавній матриці. Такі підходи забезпечують значний приріст властивостей міцності. Однак методи формування з використанням нанопорошків неминуче призводять до збільшення вартості композитів. Третє – застосування методу 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 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, величину прикладеного тиску, швидкість нагрівання та охолодження) – ефективно керувати параметрами мікроструктури композиційних матеріалів. Метод ІПС дозволяє сформувати композит з густиною, що близька до теоретичного значення, і розміром зерен, близьким до розміру частинок вихідного порошку.

В [19] встановлено, що введення до складу композита добавки CrB_2 в кількості 4 % (за масою) приводить більш ніж до двократного збільшення в'язкості руйнування – від 4,4 до 9,8 МПа·м^{1/2}, при незначному зменшенні твердості від 15,1 до 13,0 ГПа. При подальшому збільшенні вмісту CrB_2 від 4 до 10 % спостерігається поступове зменшення в'язкості руйнування і твердості. В [20] показано, що додавання 4 % дибориду хрому до складу композита WC-6Co приводе до підвищення границі міцності під час згинання (від 2000 до 2500 МПа) і границі міцності під час стиску (від 5300 до 5500 МПа). В [20] також було встановлено, що зазначені показники досягаються внаслідок дисперсійного механізму зміцнення і модифікації структури (стабільне зменшення середнього розміру зерна карбідної фази, зникнення пор на місці зв'язуючої фази Co, утворення кластерів фази інгібітора на міжфазних границях) та фазового складу композитів. Що стосується трибологічних випробувань композиційних алмазовмісних матеріалів $C_{алмаз}-(WC-Co)-CrB_2$, сформованих методом іскро-плазмового спікання, то тут інформація відсутня зовсім. Винятком є нечисленні

публікації щодо впливу добавки дибориду хрому CrB_2 на механічні властивості композитів системи $\text{C}_{\text{алмаз}}-(\text{WC}-\text{Co})$ в разі шліфування пісковика та граніту на спеціальному стенді при навантаженні 50 кг та швидкості обертання 4 м/с [21–24]. Тим не менш, ці результати вимагають подальших уточнень трибологічних властивостей, а також потребують спеціальних досліджень впливу складу КАМ, виготовлених методом іскро-плазмового спікання, на зносостійкість алмазної коронки в разі буріння міцної гірської породи. Таким чином, зносостійкість КАМ $\text{C}_{\text{алмаз}}-(\text{WC}-\text{Co})-\text{CrB}_2$, так само як і зносостійкість бурових інструментів, виготовлених на їх основі, дотепер не визначена, що робить актуальними подальші дослідження у даному напрямку.

Метою цієї роботи є дослідження та обговорення впливу добавки мікропорошку дибориду хрому CrB_2 на зносостійкість композиційних алмазовмісних матеріалів $\text{C}_{\text{алмаз}}-(\text{WC}-\text{Co})$, сформованих методом іскро-плазмового спікання в інтервалі температури 20–1350 °С при тиску 30 МПа, в разі буріння граніту за різних умов.

Спікання зразків та методи дослідження

Зразки композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ), що містять порошки карбиду вольфраму (WC), кобальту (Co), дибориду хрому (CrB_2) і алмазу. Для приготування сумішей з метою формування методом ІПС зразків КАМ діаметром 25 мм і товщиною 5 мм використовували порошки алмазу (CVD-алмази, De Beers, South Africa) зернистістю 500/400 (середній розмір зерна – ~ 450 мкм), карбиду вольфраму DVC (Україна) із середнім розміром частинок порошку 2–8 мкм, кобальту марки ПК-1у (ГОСТ 9721–79) із середнім розміром частинок порошку 2–3 мкм і дибориду хрому (70,62 % Cr і 29,30 % B) з середнім розміром частинок порошку 5–7 мкм (Україна). Склади вихідних сумішей для спікання зразків КАМ (зразки 1–3) наведено в табл. 1. Для зразка 1 без добавки CrB_2 порошки Co і WC в необхідній кількості змішували в спиртовому середовищі до рівномірного змішування компонентів. До приготовленої суміші добавляли в необхідній кількості попередньо змочений гліцерином алмазний порошок і змішували у середовищі спирту до рівномірного змішування компонентів. Порошкові суміші для зразків 2 і 3 з добавками порошку CrB_2 готували іншим способом. Спочатку порошки CrB_2 і Co в потрібній кількості (див. табл. 1) змішували в спиртовому середовищі до рівномірного змішування компонентів.

Таблиця 1. Склад вихідних сумішей для спікання зразків КАМ, % (за масою)

Зразок	$\text{C}_{\text{алмаз}}$	WC	Co	CrB_2
1	25	70,5	4,5	–
2	25	66,74	4,26	4,0
3	25	61,1	3,9	10,0

Після цього до приготовлених сумішей добавляли в необхідній кількості порошок WC, змішували в спиртовому середовищі до рівномірного змішування компонентів і висушували в сушильній шафі. До приготовлених сумішей добавляли в необхідній кількості попередньо змочений гліцерином алмазний порошок з подальшим змішуванням до рівномірного змішування компонентів і висушували в сушильній шафі.

Спікання досліджуваних зразків здійснювали в графітових прес-формах методом ІПС в інтервалі температури 20–1350 °С за тиску 30 МПа протягом 3 хв [24]. Електричний струм становив 5000 А, напруга – 5 В, швидкість нагрівання – 400 град/хв. Спікання здійснювали у вакуумі (6 Па). Температура вимірювалася за допомогою пірометра CHINOIR-AN2, сфокусованого на поверхні графітової прес-форми. Робочі поверхні прес-форми змащували нітридом бору для запобігання взаємодії між матеріалом, що пресується, і графітом.

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 0,04 мкм до отримання дзеркальної поверхні.

Трибологічні характеристики спечених зразків КАМ проводили за схемою «циліндр–вал» шляхом точіння циліндричного керна Коростишівського граніту X категорії буримості з використанням випробувального стенда на базі токарно-гвинторізного верстата ІА616 (рис. 1)



Рис. 1. Стенд для випробування спечених зразків на зносостійкість

за швидкості обертання 400 об/хв, поглибленні за одиничний прохід 0,5 мм, поперечній подачі 0,5 мм/об, повздовжній подачі 0,13 мм/об і нормальному навантаженні 10 Н. Довжина різальної частини керна становила 200 мм, а його початковий діаметр – 70 мм. Вимірювання втрати ваги кожного зразка КАМ виконували після 10 проходів протягом 3300 с (довжина одного проходу «довжина різальної частини керна» – 200 мм, час одного

проходу – 230 с). В якості охолоджувальної рідини використовували технічну воду.

Наразі в літературі немає вимірювань зносостійкості, виконаних для досліджуваних КАМ, за однакових умов випробувань. Тому тут проводиться визначення зносостійкості спечених зразків КАМ за такими трибологічними характеристиками.

Швидкість зношування спеченого зразка КАМ за масою W_R оцінювали за втратою маси зразка ΔW на шляху тертя L :

$$W_R = \Delta W / L. \quad (1)$$

Швидкість зношування спеченого зразка КАМ за об'ємом W_V визначали таким чином:

$$W_V = \Delta V / t. \quad (2)$$

Питома швидкість зношування W_S визначалася втратою об'єму зразка на одиницю довжини шляху і прикладеного нормально навантаження:

$$W_S = \Delta V / (L \cdot P), \quad (3)$$

де $\Delta W = m_1 - m_2$; m_1 і m_2 – маса зразка до і після випробування, г; L – довжина пройденого шляху під час тертя, м; $P = 10$ Н – прикладене нормальне навантаження.

Довжину пройденого шляху визначали за формулою

$$L = \pi D n t,$$

де D – діаметр керна, м; n – кількість обертів шпинделя, об/хв; t – час випробування, с. Зважування зразків до і після проведення експериментів проводили на аналітичних вагах моделі AXIS AD 200 з точністю 0,001 г.

Вивчення мікрорельєфу поверхні тертя після трибологічних випробувань спечених зразків проводили з використанням оптичного мікроскопа Axioscope 5 (фірма-виробник ZEISS, Німеччина). У програмному забезпеченні ZenCore для мікроскопа реалізовано

функцію, що дає змогу автоматично робити знімки за таймером під час зміни фокуса, а потім скласти результати в одне зображення.

Результати дослідження та їх обговорення

В табл. 2 наведено результати визначення швидкості зношування для досліджуваних зразків КАМ.

Таблиця 2. Склад зразків КАМ та їхні трибологічні характеристики

Зразок	Склад, % (за масою)	Швидкість зношування за масою W_R , 10^{-5} г/м	Швидкість зношування за об'ємом W_V , 10^{-12} м ³ /с	Питома швидкість зношування W_S , 10^{-13} м ³ /(Н·м)
1	25C _{алмаз} -70,5WC- 4,5Co	8,92	8,6980	7,16
2	25C _{алмаз} -66,74WC- 4,26Co-4CrB ₂	4,54	3,5717	3,9686
3	25C _{алмаз} -61,1WC- 3,9Co-10CrB ₂	6,44	5,7087	5,3483

Експерименти показали, що виготовлений зразок 1 ($C_{CrB_2} = 0$) в описаних вище технологічних режимах характеризується значеннями швидкості зношування за масою W_R ($8,92 \cdot 10^{-5}$ г/м), швидкості зношування за об'ємом W_V ($8,6980 \cdot 10^{-12}$ м³/с) і питомої швидкості зношування W_S ($7,16 \cdot 10^{-13}$ м³/(Н·м)). Після введення до складу шихти добавки дибориду хрому CrB₂ у кількості 4 % значення швидкості зношування за масою W_R , швидкості зношування за об'ємом W_V і питомої швидкості зносу W_S зменшуються (від $8,92 \cdot 10^{-5}$ до $4,54 \cdot 10^{-5}$ г/м, від $8,6980 \cdot 10^{-12}$ до $3,5717 \cdot 10^{-12}$ м³/с і від $7,16 \cdot 10^{-13}$ до $3,9686 \cdot 10^{-13}$ м³/(Н·м) відповідно). Зменшення зносу КАМ 25C_{алмаз}-66,74WC-4,26Co-4CrB₂ порівняно з КАМ 25C_{алмаз}-70,5WC-4,5Co обумовлено формуванням дрібнозернистої структури твердосплавної матриці, збільшенням відносної густини $\rho_{відн}$. У разі подальшого збільшення вмісту дибориду хрому від 4 до 10 % у складі композита спостерігали збільшення значень швидкості зношування за масою W_R (від $4,54 \cdot 10^{-5}$ до $6,44 \cdot 10^{-5}$ г/м), швидкості зношування W_V (від $3,5717 \cdot 10^{-12}$ до $5,7087 \cdot 10^{-12}$ м³/с) і питомої швидкості зношування W_S (від $3,9686 \cdot 10^{-13}$ до $5,3483 \cdot 10^{-13}$ м³/(Н·м)). Збільшення значень швидкості зношування за масою W_R , швидкості зношування за об'ємом W_V і питомої швидкості зношування W_S у зразку 25C_{алмаз}-61,1WC-3,9Co-10CrB₂ порівняно зі зразком 25C_{алмаз}-66,74WC-4,26Co-4CrB₂ обумовлено погіршенням механічних властивостей. Таким чином, показано, що залежності швидкості зношування за масою W_R , швидкості зношування за об'ємом W_V і питомої швидкості зношування W_S мають максимум при концентрації дибориду хрому $C_{CrB_2} = 4$ %.

Слід зазначити, що зносостійкість спеченого зразка КАМ 25C_{алмаз}-66,74WC-4,26Co-4CrB₂ в описаних вище технологічних режимах у 2 рази перевищує зносостійкість зразка КАМ 25C_{алмаз}-70,5WC-4,5Co, що свідчить про можливість його використання для виготовлення ефективних бурових інструментів різного технологічного призначення.

На рис. 2 представлено оптичні зображення мікроструктури різальних ділянок, отримані за різної поляризації, спеченого зразка КАМ 25C_{алмаз}-70,5WC-4,5Co, що ілюструють особливості міцності зчеплення алмазних зерен із твердосплавною матрицею. Аналіз рис. 2, а, б показав, що на різальній кромці зразка КАМ 25C_{алмаз}-70,5WC-4,5Co (зразок 1 без добавки CrB₂) у процесі випробування на зносостійкість в описаних вище режимах спостерігаються

ділянки відриву (ями, з яких випали алмазні зерна). У цьому разі поверхня твёрдосплавної матриці піддається сильному абразивному зношуванню (рис. 2, в, г).

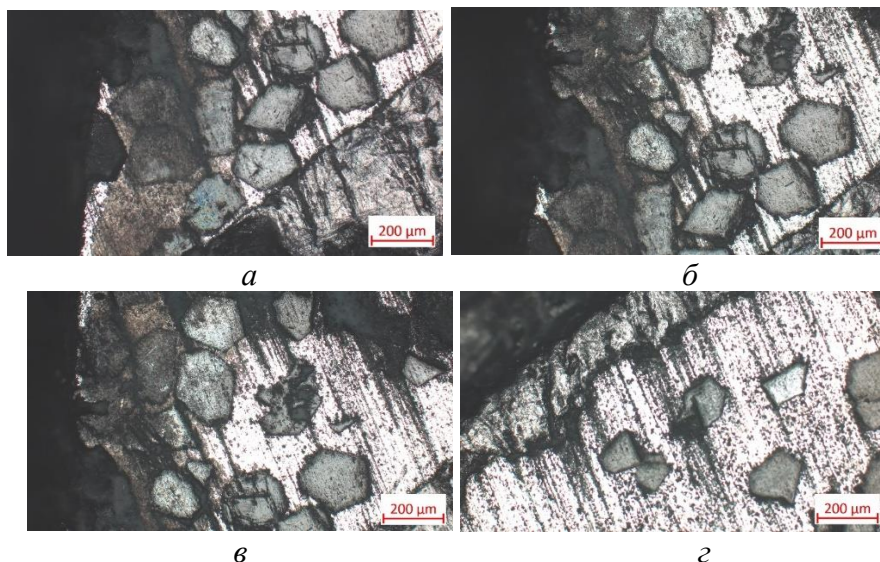


Рис. 2. Оптичні зображення мікроструктури різальних ділянок спеченого зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$ після випробування на зносостійкість

Наведені вище результати дають змогу вважати, що в спеченому зразку КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$ недостатня міцність зчеплення алмазних зерен із твёрдосплавною матрицею, що знижує їхню зносостійкість, і, як наслідок, зносостійкість інструментів, виготовлених на їхній основі.

На відміну від зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$, на різальній поверхні зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-66,74WC-4,26Co-4CrB_2$ виявлено відсутність ділянок відриву (рис. 3, а, б, в), що свідчить про міцніше зчеплення алмазних зерен з твёрдосплавною матрицею.

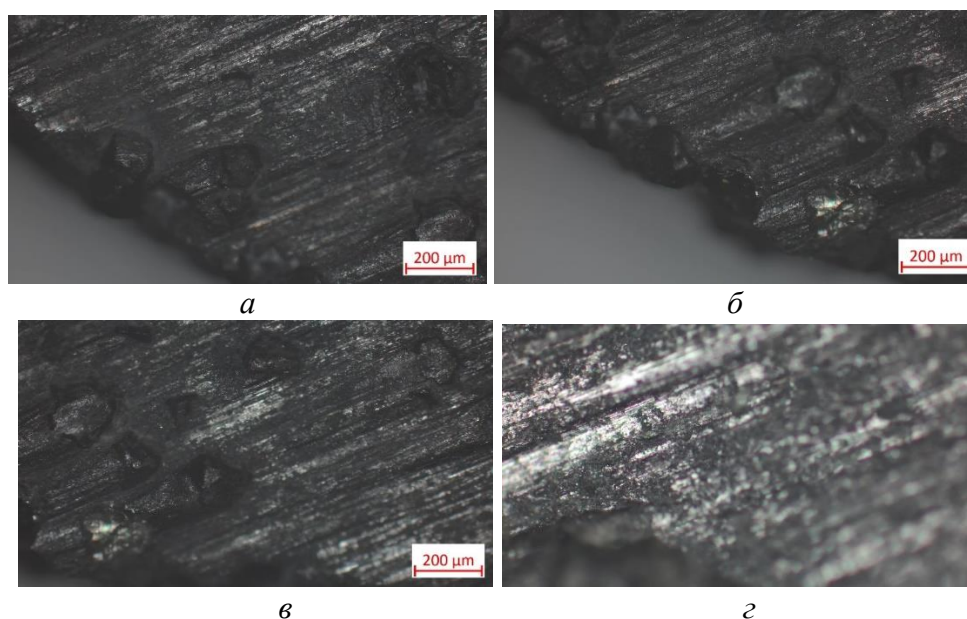


Рис. 3. Оптичні зображення мікроструктури різальних ділянок спеченого зразка. КАМ $25C_{\text{алмаз}}-66,74WC-4,26Co-4CrB_2$ після випробування на зносостійкість

У разі наявності ділянок відриву алмазних зерен від твердосплавної матриці на різальній поверхні зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-66,74WC-4,26Co-4CrB_2$ спостерігаються ділянки, які піддаються сильному абразивному зношуванню (рис. 3, з).

При подальшому збільшенні концентрації дибориду хрому спостерігали присутність ділянок відриву алмазних зерен від твердосплавної матриці (рис. 4, а, б). У цьому разі твердосплавна матриця піддається інтенсивному абразивному зношуванню (рис. 4, в, з).

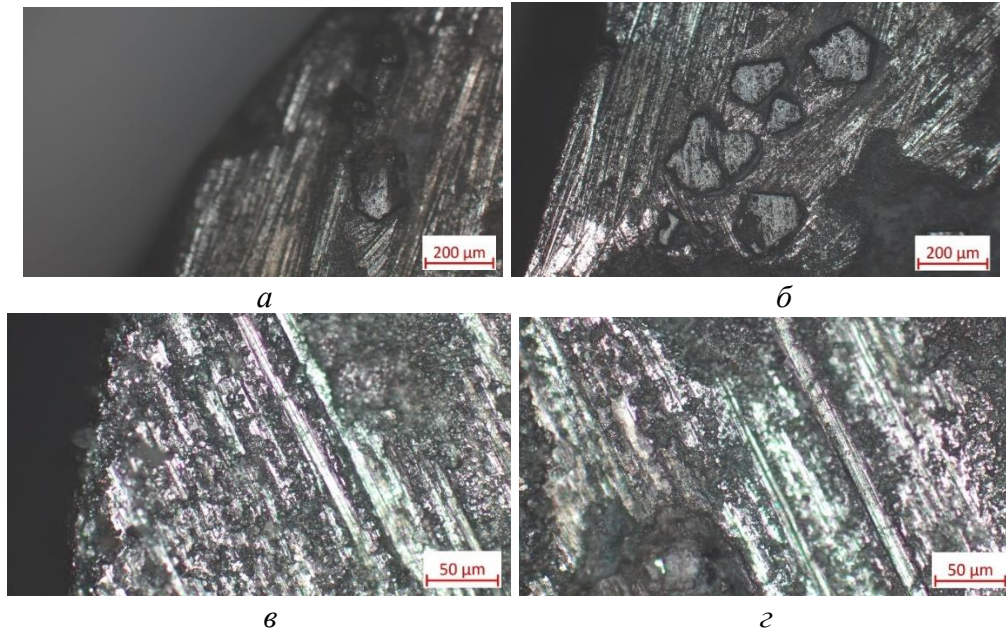


Рис. 4. Оптичні зображення мікроструктури різальних ділянок спеченого зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-61,1WC-3,9Co-10CrB_2$ після випробування на зносостійкість

Отримані результати показують, що введення 10 % CrB_2 до складу КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$ (зразок 3) призводить до погіршення алмазоутримання в цьому композиті. У цьому причина того, що в зразку $25C_{\text{алмаз}}-61,1WC-3,9Co-10CrB_2$ значення швидкості зношування за масою W_R , швидкості зношування за об'ємом W_V і питомої швидкості зношування W_S більше, ніж в зразку КАМ $25C_{\text{алмаз}}-66,74WC-4,26Co-4CrB_2$ (див. табл. 2).

Оптичні зображення мікроструктури (рис. 5), отримані за різної поляризації, ще раз свідчать про те, що в спеченому зразку без добавки мікропорошку CrB_2 сформовано недостатньо міцне зчеплення алмазних зерен із твердосплавною матрицею. У цьому випадку на поверхні зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$ спостерігаються ділянки, з яких алмазні зерна відірвалися від твердосплавної матриці (рис. 5, а, в, д), а твердосплавна матриця піддана інтенсивному абразивному зносу (рис. 5, б, з, е).

Додавання мікропорошку CrB_2 у кількості 4 % до складу КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$ забезпечує міцніше зчеплення алмазних зерен із твердосплавною матрицею. У цьому випадку на поверхні зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-66,74WC-4,26Co-4CrB_2$ відсутні ділянки, з яких відірвалися алмазні зерна (рис. 6, а, в, з), а поверхня твердосплавної матриці піддається меншому абразивному зносу (рис. 6, б, з, д), ніж твердосплавна матриця зразка КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$ (рис. 5, б, з, д). Таким чином, з наведених вище даних випливає, що додавання мікропорошку дибориду хрому CrB_2 у кількості 4 % до складу КАМ $25C_{\text{алмаз}}-70,5WC-4,5Co$ зумовлює підвищення його зносостійкості і, як наслідок, зносостійкості бурового інструменту, виготовленого на його основі.

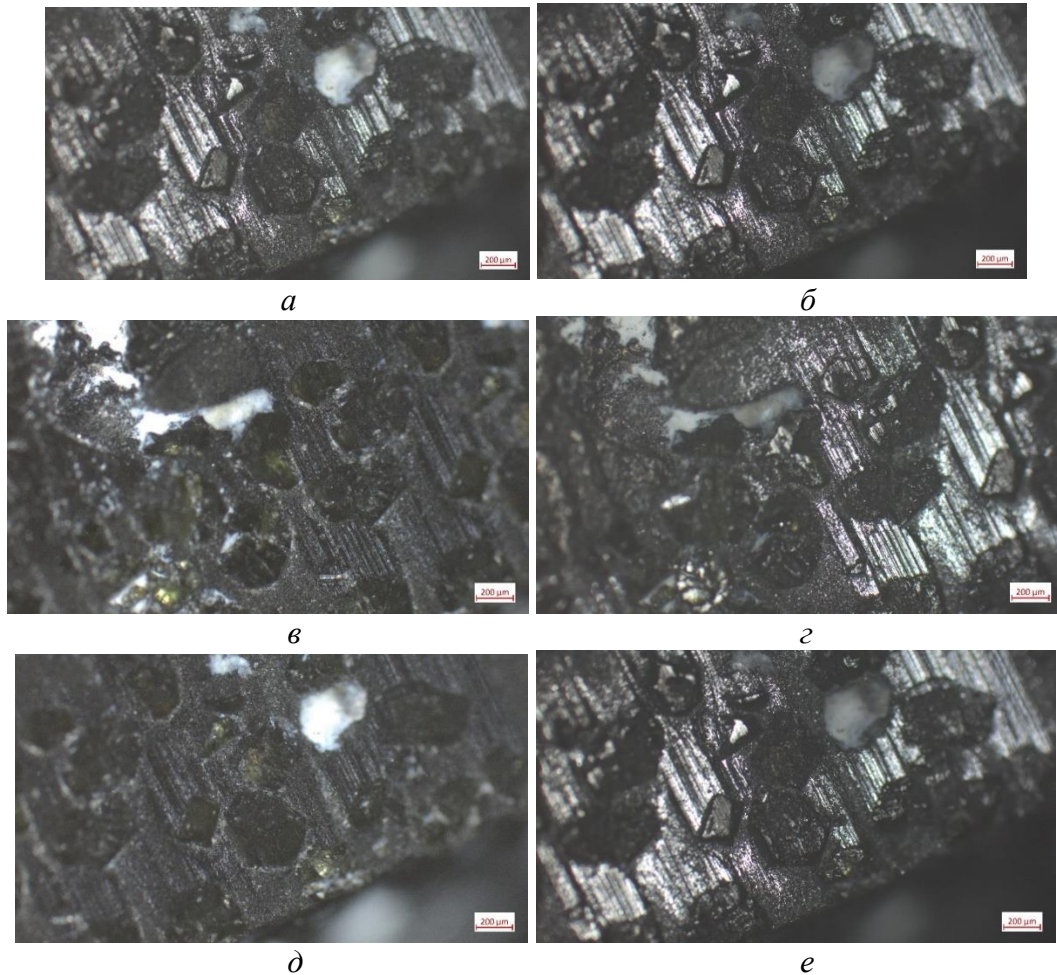


Рис. 5. Оптичні зображення мікроструктури різальних ділянок спеченого зразка КАМ 25С_{алмаз}–70,5WC–4,5Со, отриманих за різної поляризації, після випробування на зносостійкість

При подальшому збільшенні вмісту добавки мікропорошку дибориду хрому (10 % (за масою)) спостерігали погіршення алмазоутримання. У цьому випадку в зразку КАМ 25С_{алмаз}–61,1WC–3,9Со–10CrВ₂ були виявлені ділянки твердосплавної матриці (ями), від яких відривалися алмазні зерна, що знижує зносостійкість і обмежує його застосування.

Висновки

Результати проведених досліджень дозволяють зробити такі висновки.

1. Введення до складу КАМ 25С_{алмаз}–70,5WC–4,5Со добавки мікропорошку дибориду хрому CrВ₂ у кількості 4 % забезпечує зниження значень швидкості зносу за масою W_R , швидкості зносу за об'ємом W_V і питомої швидкості зносу W_S від $8,92 \cdot 10^{-5}$ до $4,54 \cdot 10^{-5}$ г/м, від $8,6980 \cdot 10^{-12}$ до $3,5717 \cdot 10^{-12}$ м³/с і від $7,16 \cdot 10^{-13}$ до $3,9686 \cdot 10^{-13}$ м³/(Н·м) відповідно.

2. Зменшення зносу КАМ 25С_{алмаз}–66,74WC–4,26Со–4CrВ₂ порівняно з КАМ 25С_{алмаз}–70,5WC–4,5Со зумовлено формуванням дрібнозернистої структури твердосплавної матриці, збільшенням відносної густини $\rho_{відн}$, збільшенням опору матеріалу твердосплавної матриці пружній H/E і пластичній H^3/E^2 деформаціям, збільшенням границь міцності під час згинання R_{bm} і стиску R_{cm} та збільшенням в'язкості руйнування K_{Ic} і поліпшенням міцності зчеплення алмазних зерен із твердосплавною матрицею.

3. У разі збільшення вмісту дибориду хрому від 4 до 10 % у складі композита спостерігали збільшення значень W_R , від $4,54 \cdot 10^{-5}$ до $6,44 \cdot 10^{-5}$ г/м, W_V від $3,5717 \cdot 10^{-12}$ до $5,7087$

$10^{-12} \text{ м}^3/\text{с}$ і W_S від $3,9686 \cdot 10^{-13}$ до $5,3483 \cdot 10^{-13} \text{ м}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$). Збільшення значень W_R , W_V і W_S у зразку $25\text{C}_{\text{алмаз}}-61,1\text{WC}-3,9\text{Co}-10\text{CrB}_2$ порівняно зі зразком $25\text{C}_{\text{алмаз}}-66,74\text{WC}-4,26\text{Co}-4\text{CrB}_2$ зумовлено зменшенням границь міцності під час згинання R_{bm} і стиску R_{cm} та в'язкості руйнування K_{1c} .

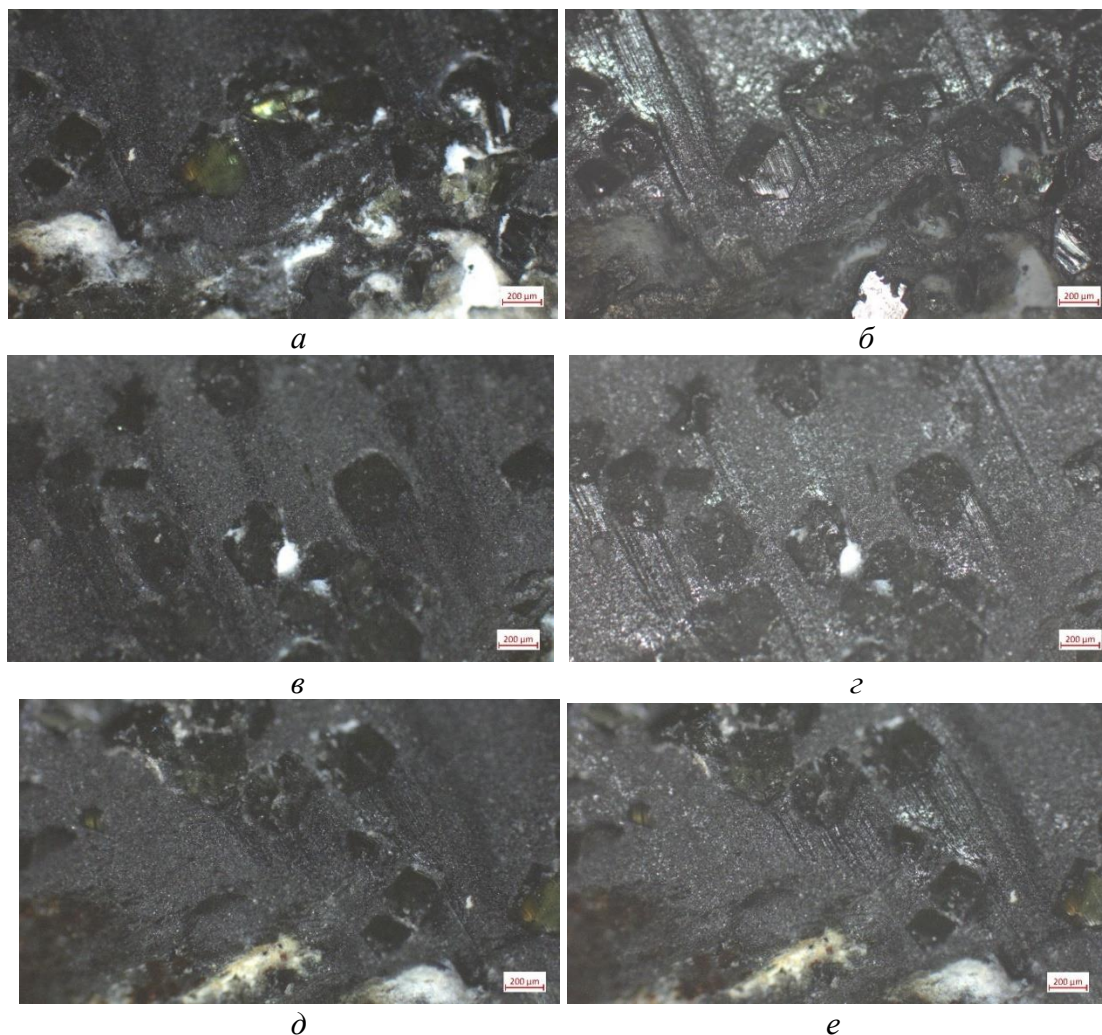


Рис. 6. Оптичні зображення мікроструктури різальних ділянок спеченого зразка КАМ $25\text{C}_{\text{алмаз}}-66,74\text{WC}-4,26\text{Co}-4\text{CrB}_2$, отриманих за різної поляризації, після його випробування на зносостійкість

V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodniskyi, S. P. Starik,
D. L. Korostyshevskiy, N. F. Poshvanyk

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

A STUDY OF WEAR RESISTANCE OF $\text{C}_{\text{diamond}}-(\text{WC}-\text{Co})-\text{CrB}_2$ COMPOSITE MATERIALS FORMED BY SPARK PLASMA SINTERING

In this work, the dependence of the wear rate by weight W_R , the wear rate by volume W_V , and the specific wear rate W_S on the concentration of chromium diboride was determined in samples of composite diamond-containing materials (DCMs) of the $\text{C}_{\text{diamond}}-(\text{WC}-\text{Co})-\text{CrB}_2$ system formed by spark-plasma sintering. It is shown that the addition of chromium diboride micro-powder CrB_2 in the amount of 4 % reduces the values of the wear rate by weight W_R , the wear rate by volume W_V , and the specific wear rate W_S from $8.92 \cdot 10^{-5}$ to $4.54 \cdot 10^{-5} \text{ g/m}$, from $8.6980 \cdot 10^{-12}$ to $3.5717 \cdot 10^{-12} \text{ м}^3/\text{с}$, and from $7.16 \cdot 10^{-13}$ to $3.9686 \cdot 10^{-13} \text{ м}^3/(\text{N}\cdot\text{м})$, respectively.

The decrease in the wear rate of $25C_{diamond}-66.74WC-4.26Co-4CrB_2$ DCM compared to $25C_{diamond}-70.5WC-4.5Co$ DCM is due to the formation of a fine-grained structure of the carbide matrix, improvement of mechanical properties (bending strength R_{bm} and compressive strength R_{cm} , fracture toughness K_{Ic} and adhesion strength between diamond grains and the carbide matrix).

With a further increase in the content of chromium diboride from 4 to 10 % in the composition of the $25C_{diamond}-70.5WC-4.5Co$ composite, an increase in the values of W_R from $4.54 \cdot 10^{-5}$ to $6.44 \cdot 10^{-5}$ g/m, W_V from $3.5717 \cdot 10^{-12}$ to $5.7087 \cdot 10^{-12}$ m³/s and W_S from $3.9686 \cdot 10^{-13}$ to $5.3483 \cdot 10^{-13}$ m³/(N·m) was found. The increase in the values of W_R , W_V , and W_S in the $25 C_{diamond}-61.1WC-3.9Co-10CrB_2$ sample compared to the $25 C_{diamond}-66.74WC-4.26Co-4CrB_2$ sample is due to the deterioration of its mechanical properties.

The obtained results on the wear resistance of sintered samples of $C_{diamond}-(WC-Co)-CrB_2$ DCM allow their use for the manufacture of new tools for drilling hard rocks with increased mechanical and operational properties.

Key words: composite diamond-containing material, tungsten carbide, cobalt, chromium diboride, wear resistance, spark-plasma sintering.

Література

1. Piri M., Hashemolhosseini H., Mikaeil R., Ataei M., Baghbanan A. Investigation of wear resistance of drill bits with WC, Diamond-DLC, and TiAlSi coatings with respect to mechanical properties of rock. *Int. J. Refract. Met. Hard. Mater.* 2020. Vol. 87, art. 105113.
2. Wang J.L., Zhang S.H. A new diamond bit for extra-harg, compact and nonabrasive rock formation. *J. Cent. South Univ.* 2015. Vol. 22, no. 4. P. 1456–1462.
3. Wang X., Hwang K.S., Koopman M., Fang Z.Z., Zhang L. Mechanical properties and wear resistance of functionally graded WC–Co. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2013. Vol. 36. P. 46–51.
4. Tyrala D., Romanski A., Konstany 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.
5. Ratov B.T., Mechnik V.A., Gevorkyan E., Matijosius J., Kolodnitskyi V.M., Chishkala V.A., Kuzin N.O., Siemiatkowski Z., Rucki M. Influence of CrB_2 additive on the morphology, structure, microhardness and fracture resistance of diamond composites based on WC–Co matrix. *Materialia*. 2022. Vol. 25, art. 101546.
6. Nohut S. Prediction of crack-tip toughness of alumina for given residual stresses with parallel-bonded-particle model. *Comput. Mater. Sci.* 2011. Vol. 50, no. 4. P. 1509–1519.
7. 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.
8. Novikov N.V., Bondarenko N.A., Zhukovskii A.N., Mechnik V.A. The effect of diffusion and chemical reactions on the structure and properties of drill bit inserts. 1. Kinetic description of systems $C_{diamond}-VK6$ and $C_{diamond}-(VK6-CrB_2-W_2B_5)$. *Fizicheskaya Mezomekhanika*. 2005. Vol. 8, no. 2. P. 99–106.
9. García J., Ciprés V.C., Blomqvist A., Kaplan B. Cemented carbide microstructures: A review. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2019. Vol. 80. P. 40–68.
10. 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.
11. Lu Z., Du J., Sun Y., Su G., Zhang C., Kong X. Effect of ultrafine WC contents on the microstructures, mechanical properties and wear resistances of regenerated coarse grained WC–10Co cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2021. Vol. 97, art. 105516.

12. Yin C., Peng Y., Ruan J., Zhao L., Zhang R., Du Y. Influence of Cr₃C₂ and VC content on WC grain size, WC shape and mechanical properties of WC–6.0Co wt.% Co cemented carbides. *Materials*. 2021. Vol. 14, art. 1551.
13. Yang Q.M., Yu S.S., Zheng C.L., Liao J.X., Li J.Z., Chen L.Y., Guo S.D., Ye Y.W., Chen H. Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of WC–10Co cemented carbides with plate-like WC grain. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, no. 2. P. 1824–1829.
14. Gu L., Huang J., Xie C. Effects of carbon content on microstructure and properties of WC–20Co cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 42. P. 228–232.
15. Liu K., Wang Z.H., Yin Z.B., Cao L.Y., Yuan J.T. Effect of Co content on microstructure and mechanical properties of ultrafine grained WC–Co cemented carbide sintered by spark plasma sintering. *Ceram. Int.* 2018. Vol. 44, no. 15. P. 18711–18718.
16. Wang H., Webb T., Bitler J.W. Study of thermal expansion and thermal conductivity of cemented WC–Co composite. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2015. Vol. 49. P. 170–177.
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.
18. Tokita M. Progress of spark plasma sintering (SPS) method, systems, ceramics applications and industrialization. *Ceramics*. 2021. Vol. 4, no. 2. P. 160–198.
19. Ratov B.T., Bondarenko M.O., Mechnik V.A., Strelchuk V.V., Prikhna T.A., Kolodnitskyi V.M., Nikolenko A.S., Lytvyn P.M., Danylenko I.M., Moshchil V.E., Gevorkyan E.S., Kosminov A.S. Structure and properties of WC–Co composites with different CrB₂ concentrations, sintered by vacuum hot pressing, for drill bits. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43, no. 5. P. 344–354.
20. Ratov B.T., Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Strelchuk V.V., Prikhna T.A., Kolodnitskyi V.M., Nikolenko A.S., Lytvyn P.M., Danylenko I.M., Moshchil V.E., Gevorkyan E.S., Chishkala V.A. Phase formation and physicomechanical properties of WC–Co–CrB₂ composites sintered by vacuum hot pressing for drill tools. *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44, no. 1. P. 1–11.
21. Bondarenko N.A., Mechnik V.A. The influence of transition area diamond-matrix on wear resistance and operation properties of drilling tool produced by ISM. *SOCAR Proc.* 2011, no. 2. P. 18–24.
22. Bondarenko N.A., Novikov N.V., Mechnik V.A., Olejnik G.S., Vereshchaka V.M. Structural peculiarities of highly wear-resistant superhard composites of the diamond–WC–6Co carbide system. *Sverkhtverdye Materialy*. 2004. No. 6. P. 3–15.
23. Ratov B.T., Bondarenko N.A., Mechnik V.A., Strelchuk V.V., Prikhna T.A., Kolodnitsky V.M., Nikolenko A.S., Lytvyn P.M., Danylenko L.M., Moshchil V.T., Borash A.R., Muzaparova A.B. A study of the structure and strength properties of the WC–Co drill insert with different CrB₂ content sintered by vacuum hot pressing. *SOCAR Proc.* 2022, no. 1. P. 37–46.
24. Kodash V.Y., Gevorkian E.S. Tungsten carbide cutting tool materials: *Pat. 6617271 B1 USA IC C04B 35/56*. Publ. 09.09.2003.

Надійшла 19.07.24

References

1. Piri, M., Hashemolhosseini, H., Mikaeil, R., Ataei, M., Baghbanan, A. (2020). Investigation of wear resistance of drill bits with WC, Diamond-DLC, and TiAlSi coatings with respect to mechanical properties of rock. *Int. J. Refract. Met. Hard. Mater.* 87, 105113.
2. Wang, J.L., Zhang, S.H. (2015). A new diamond bit for extra-hard, compact and nonabrasive rock formation. *J. Cent. South Univ.* 22(4), 1456–1462.

3. Wang, X., Hwang, K.S., Koopman, M., Fang, Z.Z., Zhang, L. (2013). Mechanical properties and wear resistance of functionally graded WC–Co. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 36, 46–51.
4. Tyrala, D., Romanski, A., Konstanty, J. (2020). The effects of powder composition on microstructure and properties of hot-pressed matrix materials for sintered diamond tools. *J. Mater. Eng. Perform.* 29, 1467–1472.
5. Ratov, B.T., Mechnik, V.A., Gevorkyan, E., Matijosius, J., Kolodnitskyi, V.M., Chishkala, V.A., Kuzin, N.O., Siemiatkowski, Z., Rucki, M. (2022). Influence of CrB₂ additive on the morphology, structure, microhardness and fracture resistance of diamond composites based on WC–Co matrix. *Materialia.* 25, 101546.
6. Nohut, S. (2011). Prediction of crack-tip toughness of alumina for given residual stresses with parallel-bonded-particle model. *Comput. Mater. Sci.* 50(4), 1509–1519.
7. Su, W., Zou, J., Sun, L. (2020). 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.* 92, 105337.
8. Novikov, N.V., Bondarenko, N.A., Zhukovskii, A.N., Mechnik, V.A. (2005). The effect of diffusion and chemical reactions on the structure and properties of drill bit inserts. 1. Kinetic description of systems C_{diamond}–VK6 and C_{diamond}–(VK6–CrB₂–W₂B₅). *Fizicheskaya Mezomekhanika.* 8(2), 99–106.
9. García, J., Ciprés, V.C., Blomqvist, A., Kaplan, B. (2019). Cemented carbide microstructures: A review. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 80, 40–68.
10. Zhao, S.X., Song, X.Y., Zhang, J.X., Liu, X.M. (2008). Effects of scale combination and contact condition of raw powders on SPS sintered near-nano crystalline WC–Co alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 473, 323–329.
11. Lu, Z., Du, J., Sun, Y., Su, G., Zhang, C., Kong, X. (2021). Effect of ultrafine WC contents on the microstructures, mechanical properties and wear resistances of regenerated coarse grained WC–10Co cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 97, 105516.
12. Yin, C., Peng, Y., Ruan, J., Zhao, L., Zhang, R., Du, Y. (2021). Influence of Cr₃C₂ and VC content on WC grain size, WC shape and mechanical properties of WC–6.0Co wt.% Co cemented carbides. *Materials.* 14, 1551.
13. Yang, Q.M., Yu, S.S., Zheng, C.L., Liao, J.X., Li, J.Z., Chen, L.Y., Guo, S.D., Ye, Y.W., Chen, H. (2020). Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of WC–10Co cemented carbides with plate-like WC grain. *Ceram. Int.* 46(2), 1824–1829.
14. Gu, L., Huang, J., Xie, C. (2014). Effects of carbon content on microstructure and properties of WC–20Co cemented carbides. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 42, 228–232.
15. Liu, K., Wang, Z.H., Yin, Z.B., Cao, L.Y., Yuan, J.T. (2018). Effect of Co content on microstructure and mechanical properties of ultrafine grained WC–Co cemented carbide sintered by spark plasma sintering. *Ceram. Int.* 44(15), 18711–18718.
16. Wang, H., Webb, T., Bitler, J.W. (2015). Study of thermal expansion and thermal conductivity of cemented WC–Co composite. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 49, 170–177.
17. Hu, Z.Y., Zhang, Z.H., Cheng, X.W., Wang, F.C., Zhang, Y.F., Li, S.L. (2020). A review of multi-physical fields induced phenomena and effects in spark plasma sintering: Fundamentals and applications. *Mater. Des.* 191, 108662.
18. Tokita, M. (2021). Progress of spark plasma sintering (SPS) method, systems, ceramics applications and industrialization. *Ceramics.* 4(2), 160–198.
19. Ratov, B.T., Bondarenko, M.O., Mechnik, V.A., Strelchuk, V.V., Prikhna, T.A., Kolodnitskyi, V.M., Nikolenko, A.S., Lytvyn, P.M., Danylenko, I.M., Moshchil, V.E., Gevorkyan, E.S., Kosminov, A.S. (2021). Structure and properties of WC–Co composites

- with different CrB₂ concentrations, sintered by vacuum hot pressing, for drill bits. *J. Superhard Mater.* 43(5), 344–354.
20. Ratov, B.T., Mechnik, V.A., Bondarenko, N.A., Strelchuk, V.V., Prikhna, T.A., Kolodnitskyi, V.M., Nikolenko, A.S., Lytvyn, P.M., Danylenko, I.M., Moshchil, V.E., Gevorkyan, E.S., Chishkala, V.A. (2022). Phase formation and physicomaterial properties of WC–Co–CrB₂ composites sintered by vacuum hot pressing for drill tools. *J. Superhard Mater* 44(1), 1–11.
21. Bondarenko, N.A., Mechnik, V.A. (2011). The influence of transition area diamond-matrix on wear resistance and operation properties of drilling tool produced by ISM. *SOCAR Proc.* (2), 18–24.
22. Bondarenko, N.A., Novikov, N.V., Mechnik, V.A., Olejnik, G.S., Vereshchaka, V.M. (2004). Structural peculiarities of highly wear-resistant superhard composites of the diamond–WC–6Co carbide system. *Sverkhтвердые Материалы.* (6), 3–15.
23. Ratov, B.T., Bondarenko, N.A., Mechnik, V.A., Strelchuk, V.V., Prikhna, T.A., Kolodnitsky, V.M., Nikolenko, A.S., Lytvyn, P.M., Danylenko, L.M., Moshchisl, V.T., Borash, A.R., Muzaparova, A.B. (2022). A study of the structure and strength properties of the WC–Co drill insert with different CrB₂ content sintered by vacuum hot pressing. *SOCAR Proc.* (1), 37–46.
24. Kodash, V.Y., Gevorkian, E.S. (2003). *Pat. 6617271 B1 USA IC C04B 35/56*. Tungsten carbide cutting tool materials.

УДК 622.243.95

DOI: 10.33839/2708-731X-27-1-39-49

А.О. Ігнатов, канд. техн. наук

*Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Дмитра Яворницького,
19, 49027, м. Дніпро, Україна, e-mail: A_3000@i.ua*

ОГЛЯД СКЛАДОВИХ ГІДРОМЕХАНІЧНОГО БУРІННЯ З ПОЗИЦІЙ ІНТЕНСИФІКАЦІЇ ПРОЦЕСІВ РУЙНУВАННЯ ГІРСЬКОЇ ПОРОДИ

Надано опис перспективним шляхам розвитку техніки і технології буріння свердловин. Охарактеризовано основні принципи реалізації гідромеханічного способу буріння за допомогою модернізованих кулеструминних пристроїв. Розглянуто особливості конструктивного виконання та відпрацювання спеціалізованої бурової коронки для пристроїв гідромеханічного буріння свердловин. Показано ефективність застосування в пристроях гідромеханічного буріння додаткових механізмів створення динамічних ударних навантажень для породоруйнівного інструменту.

Доведено, що фактором інтенсифікації процесів руйнування породи на вибої споруджуваної свердловини може виступати чинник посилення ступеню динамічності впливу на гірський масив.

Наведені результати комплексних досліджень гідромеханічного буріння є базовими для подальшої розробки методичних основ гідромеханічного буріння; вони також будуть корисними при адаптації інших споріднених способів буріння до конкретних свердловинних умов.

Ключові слова: *гідромеханічне буріння, свердловина, вибій, бурова коронка, гірська порода, пристрій, породоруйнівна куля, гідродарник.*

Постановка проблеми

Серією спеціальних проведених досліджень різного характеру було переконливо доведено, що високорозвинені галузі промисловості, із метою ефективної своєї роботи,