

Б. Т. Ратов¹, М. О. Бондаренко, В. А. Мечник², доктори технічних наук; **В. В. Стрельчук³**, д-р фіз.-мат. наук; **В. М. Колодніцький², А. С. Ніколенко³**, кандидати. фіз.-мат. наук; **Д. Л. Коростишевський, Н. Ф. Пошванюк²**, інженери

¹НАТ «Казахський національний дослідницький технічний університет ім. К. І. Сатпаєва», м. Алмати, Казахстан, e-mail: ratov.bt@gmail.com ua

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

³Інститут фізики напівпровідників ім. В. Є. Лашкарєва НАН України, м. Київ, Україна

ОСОБЛИВОСТІ МІКРОСТРУКТУРИ КОМПОЗИТІВ WC–Co, ЗМІЩЕНИХ ДОБАВКОЮ CrB₂

Методами холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням сформовані зразки композитів діаметром 10 мм і товщиною 8 мм на основі карбіду вольфраму і кобальту з різним (від 0 до 10 %) вмістом дибориду хрому. Комплексне дослідження композитів з використанням традиційних методів випробувань механічних властивостей в поєднанні з методами цифрової оптичної та скануючої мікроскопії дозволили встановити стабільні кореляційні зв'язки між вмістом добавки CrB₂ з середнім розміром зерен WC, параметрами мікроструктури, границею міцності під час згинання і границею міцності під час стиску.

Показано, що для композитів WC–6 %Co (% за масою) спостерігається крупнозерниста структура як з прямим контактом зерен WC, так і з крупними ділянками кобальтової зв'язки. Введення до складу композита добавки CrB₂, навпаки, дозволяє сформуванню більш дрібнозернисту структуру, параметрами якої можна цілеспрямовано керувати, змінюючи її концентрацію. Встановлено оптимальний вміст CrB₂ в композиті WC–6Co з точки зору комплексу фізико-механічних властивостей. Додавання 4 % дибориду хрому до складу композиту WC–6Co спричиняє істотне підвищення границі міцності під час згинання (від 2000 до 2500 МПа) і границі міцності під час стиску (від 5300 до 5500 МПа).

Ключові слова: композит, карбід вольфраму, кобальт, диборид хрому, склад, концентрація, вакуумне гаряче пресування, структура, властивості.

Вступ

На даний час в нафтовидобувній промисловості виникає зацікавленість до композиційних алмазовмісних матеріалів (КАМ) на основі матриць з твердого сплаву WC–Co [1]. Це пов'язано з тим, що WC–Co тверді сплави володіють низкою перспективних властивостей, таких як – міцність, жаростійкість, зносостійкість, твердість, теплопровідність, теплостійкість і хімічна стабільність [2], що дозволяє використовувати їх у якості матриці КАМ бурового інструменту різного функціонального призначення [3]. Властивості таких КАМ обумовлені хімічним складом, структурою і морфологією, наявністю тих чи інших фаз, розмірами вихідних компонентів і їх розподілом в матеріалі матриці, які, в свою чергу, залежать від способів і технологічних режимів спікання [4–6]. Властивості розглядуваних КАМ можна значно оптимізувати, правильно підібравши порошки WC і Co, а також спосіб і технологічні режими спікання.

Одним з основних факторів, що впливають на робочі характеристики таких композитів, є спосіб і технологічні режими спікання [7]. Різниця в температурах і кінетиці спікання компонентів обумовлює нелінійність залежності механічних властивостей композитів (особливо з різним процентним співвідношенням WC і Co) від температури і тривалості спікання. Крім цього, спікання цих композитів зазвичай супроводжується інтенсивним ростом зерен в силу рекристалізації, яка відбувається при високих температурах, що погіршує їх властивості.

Перспективним методом, який дозволяє покращити властивості композитів, є вакуумне гаряче пресування. При застосуванні цього метода рекристалізація при спіканні і, відповідно, ріст зерен не відбуваються або через зниження температури і тривалості спікання, або за рахунок оптимізації процесів усадки [8]. У зв'язку з цим особливо актуальними є дослідження підвищення зносостійкості наявних і створення нових КАМ з необхідним комплексом властивостей.

Цій проблемі присвячена велика кількість робіт, в яких повідомляється про спроби отримання розглядуваних композитів, що мають поліпшені механічні (твердість, тріщиностійкість, зносостійкість) властивості. В [9] з'ясовано, що механізм поліпшення механічних і експлуатаційних характеристик в композитах алмаз-(WC-6%Co-0,5%CrB₂) порівняно з композитами алмаз-(WC-6%Co) полягає в формуванні однорідної зеренної структури і фазового складу матриці, зменшенні середнього розміру зерна WC, формуванні в матриці напруженого стану, що стискає алмазні зерна, а також в запобіганні виділенню вуглецю при графітизації алмазних зерен. Розмір зерна матриці істотно впливає на її механічні властивості і, як наслідок, властивості КАМ. На даний час існує безліч доказів, що великий розмір зерна (більше 2 мкм) є причиною спонтанних мікротріщин, поганих механічних властивостей, зокрема низьких в'язкості руйнування і зносостійкості [10, 11]. У зв'язку з цим ведуться роботи по зниженню розміру зерна в матриці КАМ до субмікронного чи нанометрового рівня.

У той же час, в літературі практично відсутні дані про структуру і властивості розглядуваних композитів з іншим вмістом добавки CrB₂. Згідно з численними експериментальними даними, зразки таких композитів розрізняються складом, структурою і властивостями. До найбільш важливих факторів, в більшості визначальних для властивостей композитів, належать: процентне співвідношення компонентів композита і характер їх просторового розподілу, концентрація CrB₂, розмір зерен WC, Co і CrB₂. Варіювання перерахованих факторів дозволяє управляти структурою і властивостями композитів. При розробці композиційних матеріалів на основі WC-Co сплавів нового покоління важливим є комплексне дослідження впливу добавок CrB₂ в широкому інтервалі концентрації на їхні структури та властивості.

Метою цієї роботи було дослідження впливу добавки порошку CrB₂ в інтервалі від 0 до 10 % (за масою) на структуру композиційних матеріалів WC-6Co, сформованих методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням, які використовуються для бурових інструментів.

Матеріали та методи дослідження

Для приготування вихідних сумішей для спікання зразків композитів діаметром 10 мм і товщиною 8 мм методом пресування при кімнатній температурі й подальшого вакуумного гарячого пресування за тиску 30 МПа використовували порошки карбиду вольфраму (WC) марки С (СТП 00196144-0727-2004) з середнім розміром частинок порошку 4,0-9,0 мкм, кобальту (Co) марки ПК-1у (ГОСТ 9721-79) з середнім розміром частинок порошку 2,0 мкм і дибориду хрому (CrB₂) (70,62 % Cr і 29,30 % В) з середнім розміром частинок порошку 5-7 мкм (ТОВ ВКФ «Синтех-Продукт», м. Москва, Росія) (ТУ 6-09-03-385-76). Склад вихідних сумішей і зразків композитів наведено в табл. 1.

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

Зразок	WC	Co	CrB ₂
1	2	3	4
1	94	6	–
2	93,53	5,97	0,5
3	93,06	5,94	1

Закінчення табл. 1

1	2	3	4
4	92,59	5,91	1,5
5	92,12	5,88	2
6	90,24	5,76	4
7	88,36	5,64	6
8	86,48	5,52	8
9	84,60	5,40	10

Суміші порошків змішували насухо в змішувачі зі зміщеною віссю обертання впродовж 8 год. Питома потужність змішувача становила 8 Вт/г. Для поліпшення спресованості, зменшення тертя між пресуванням і стінками прес-форми, а також для підвищення міцності вводили пластифікатор. При холодному пресуванні в якості пластифікатора використовували синтетичний каучук, розчинений в бензині АІ-95 в кількості 3 % (за масою). Слід зазначити, що при більшій кількості пластифікатора збільшується вміст вільного вуглецю в результаті розкладення синтетичного каучуку на етапі спікання, що негативно позначається на механічних і експлуатаційних властивостях композита. Пресування приготовлених сумішей здійснювали при кімнатній температурі на гідравлічному пресі в сталевих формах при тиску 500 МПа. Спікання брикетів проводили в графітових формах вакуумним гарячим пресуванням в інтервалі температури 20–1450 °С при тиску 30 МПа впродовж 8 хв [12]. Нагрівання до температури ізостатичної витримки здійснювали з постійною швидкістю 250 °С/хв. Після спікання заготовки зразків шліфували для отримання циліндрів діаметром 9,62 мм і товщиною 4,84 мм. Перед проведенням мікроструктурних, механічних і трибологічних досліджень поверхню спечених зразків відполіровували алмазною пастою з частинками розміром 1 мкм і колоїдним розчином з частинками оксиду кремнію розміром 0,04 мкм до отримання дзеркальної поверхні.

Морфологію вихідних порошків спечених зразків досліджували методами скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) на мікроскопі РЕМ-106І (Суми, Україна) з потенціалом прискорення 30 кВ. Мікроструктуру шліфів спечених композитів на основі карбиду вольфраму, що містять ~6 % кобальтової зв'язки та різний відсоток інгібітору росту зерен CrB₂, досліджено з використанням цифрової оптичної та скануючої мікроскопії. Вимірювання проведені на оптичному мікроскопі Carl-Zeiss NU2E та зондовому мікроскопі Nano Scope IIIa Dimension 3000™ (Bruker Inc.) Для візуалізації міжзеренних границь поверхні шліфів травились у суміші азотної кислоти та етилового спирту у співвідношенні 3:1 при кімнатній температурі протягом 10 хвилин.

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

Результати дослідження та їх обговорення

На рис. 1 представлені рентгенограми сформованих методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням зразків з різним вмістом інгібітора CrB₂. Як видно з рис. 1, на рентгенограмах досліджуваних зразків реєструються 2 Θ рефлекси, що відповідають структурним фазам гексагональної структури WC (PDF Number 010-89-2727) з

параметрами кристалічної ґратки $a = 0,2906$ нм, $c = 0,2837$ нм, графіту (PDF Number 000-56-0160) з параметрами кристалічної ґратки $a = 0,2461$ нм, $c = 0,6708$ нм, та фазам орторомбічної структури B_2CoW_2 (PDF Number 010-72-1276).

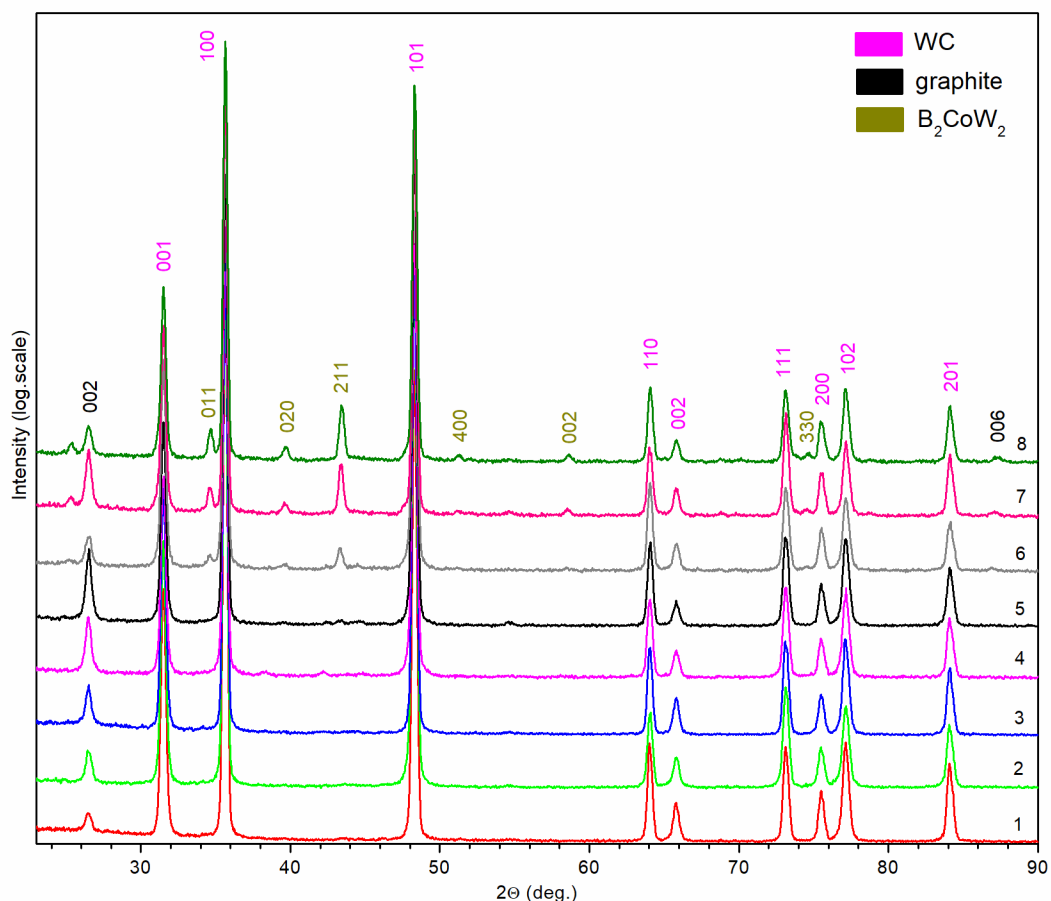


Рис. 1. Рентгенограми досліджуваних зразків 94WC–6Co з різним вмістом CrB_2 . Різними кольорами позначено рефлекси структурних фаз WC, графіту та CoW_2B_2

Слід відзначити, що на рентгенограмах відсутні рефлекси від фази CrB_2 . Це може бути пов'язано із тим, що в розглядуваній системі WC–Co– CrB_2 при заданих технологічних режимах відбувається утворення твердого розчину вольфраму і вуглецю в кобальті і карбідів складу $(Cr, W)_x C_y$ (де $x, y > 1$) [13]. Наявність фази B_2CoW_2 на рентгенограмі свідчить про взаємодію атомів вольфраму і кобальта з атомами бору під дією високої температури. Аналіз всіх представлених на рис. 1 рентгенограм засвідчує про відсутність піків від будь-яких інших фаз. Таким чином, спікання зразків композиційних матеріалів з різним вмістом добавок порошку дибориду хрому при температурі 1450° приводить до розпаду CrB_2 фази і утворення кінцевого фазового складу: WC + B_2CoW_2 + $C_{\text{графіт}}$ + твердий розчин вольфраму і вуглецю в кобальті. Усе це може впливати на фізико-механічні властивості спечених композитів.

Для оцінок розмірів зерен засобами цифрової оптичної мікроскопії, поверхні шліфів травились різний час до отримання однакових перепадів висот рельєфу і забарвлення. Відповідні зображення для зразків з різним вмістом інгібітора приведені на рис. 2. Різні кольори зерен зумовлені тим, що під час окислювального травлення шліфа на ньому виникає тонка окисна плівка, товщина якої залежить від кристалографічної орієнтації зерна.

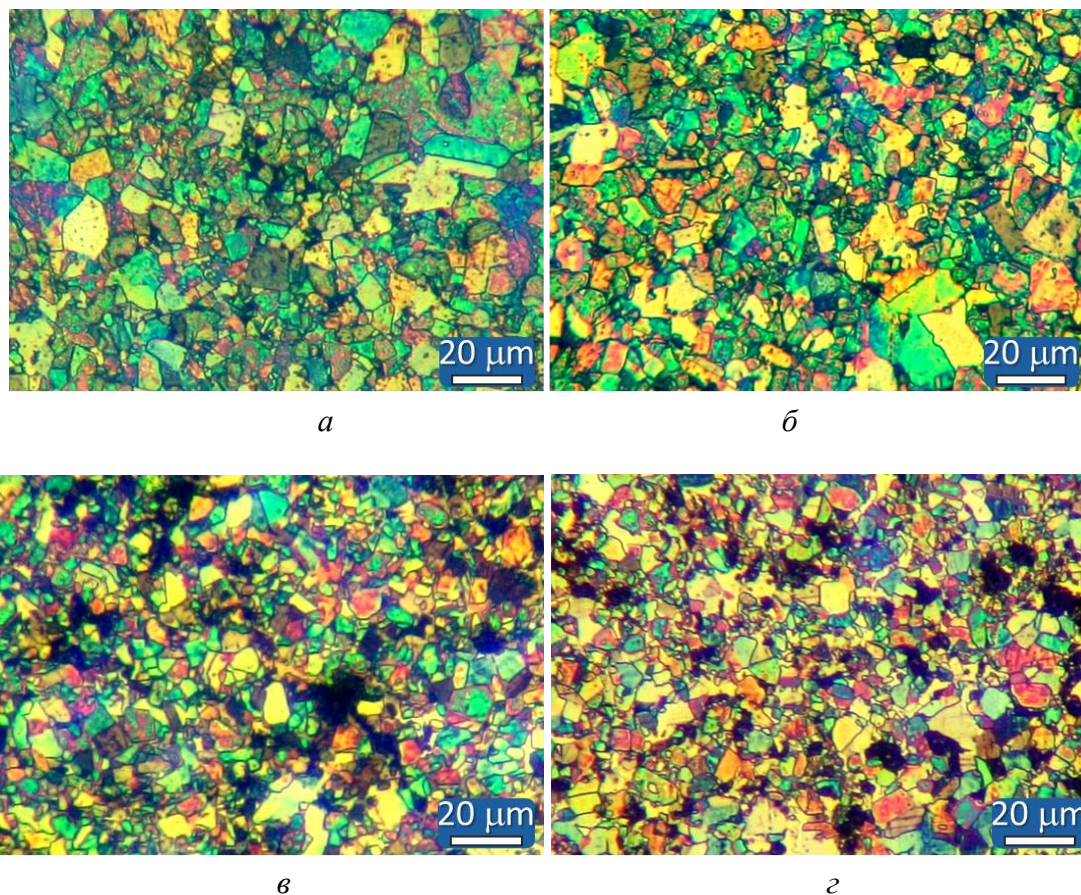


Рис. 2. Оптичні мікросвітлини травлених шліфів зразків композитів WC-Co з різним вмістом CrB₂: а – 94WC-6Co (зразок 1); б – 93,06WC-5,94Co-1CrB₂ (зразок 3); в – 86,48WC-5,52Co-8CrB₂ (зразок 8); г – 86,60WC-5,40Co-10CrB₂ (зразок 9)

У різний колір забарвлюються і зерна фаз карбиду вольфраму іншої стехіометрії. Особливості кольорової палітри шліфів є поза дослідженнями в даній роботі. Наведені зображення наочно ілюструють ефект зменшення розміру зерен в зразках з вмістом CrB₂ 8 % і 10 % (рис. 2, в, г) порівняно із вихідним зразком (а) та зразком із 1 % CrB₂ (б).

Кількісно цей ефект представлений гістограмами рис. 3. З використанням програмного забезпечення сегментування та аналізу зображень, розпізнані окремі зерна (вставки на (а, б)) та визначені їх площі. За лінійний розмір зерна прийнято діаметр круга еквівалентної площі.

З гістограм рис. 3, а, б видно, що розподіли за розмірами мають логнормальний характер, що свідчить про незавершеність процесів Освальдівського дозрівання. Затягнуті хвости в бік більших розмірів свідчать про значну різнозернистість (відношення найбільшого розміру до найменшого). Найбільш ймовірним розміром зерна у вихідному зразку є 3,7 мкм, а введення 10 % CrB₂ зменшує розмір до 2,5 мкм. Однак статистика за кількістю зерен в таких різнозернистих структурах може бути не зовсім коректною. Більш інформативним є визначення типового розміру зерна виходячи із площі (практично об'ємної долі матеріалу), яку вони займають (рис. 3, в, г). В розподілах діаметрів зерен, зважених за площею, типовим для вихідного зразка слід вважати розмір 5,6 мкм, а для зразка із 10 % CrB₂ – 3,4 мкм. При цьому зважений розподіл розмірів зерен вихідного зразка є більш розтягнутим в бік великих зерен. Слід звернути увагу на значне розчинення компонентів в системі WC-Co-CrB₂. Так, якщо для системи WC-6Co (зразок 1) характерна незначна розчинність компонентів один в одному, то в системі 86,60WC-5,40Co-10CrB₂ (зразок 9) має місце суттєве взаємне розчинення компонентів, що спричиняє зменшення їх розмірів в процесі спікання.

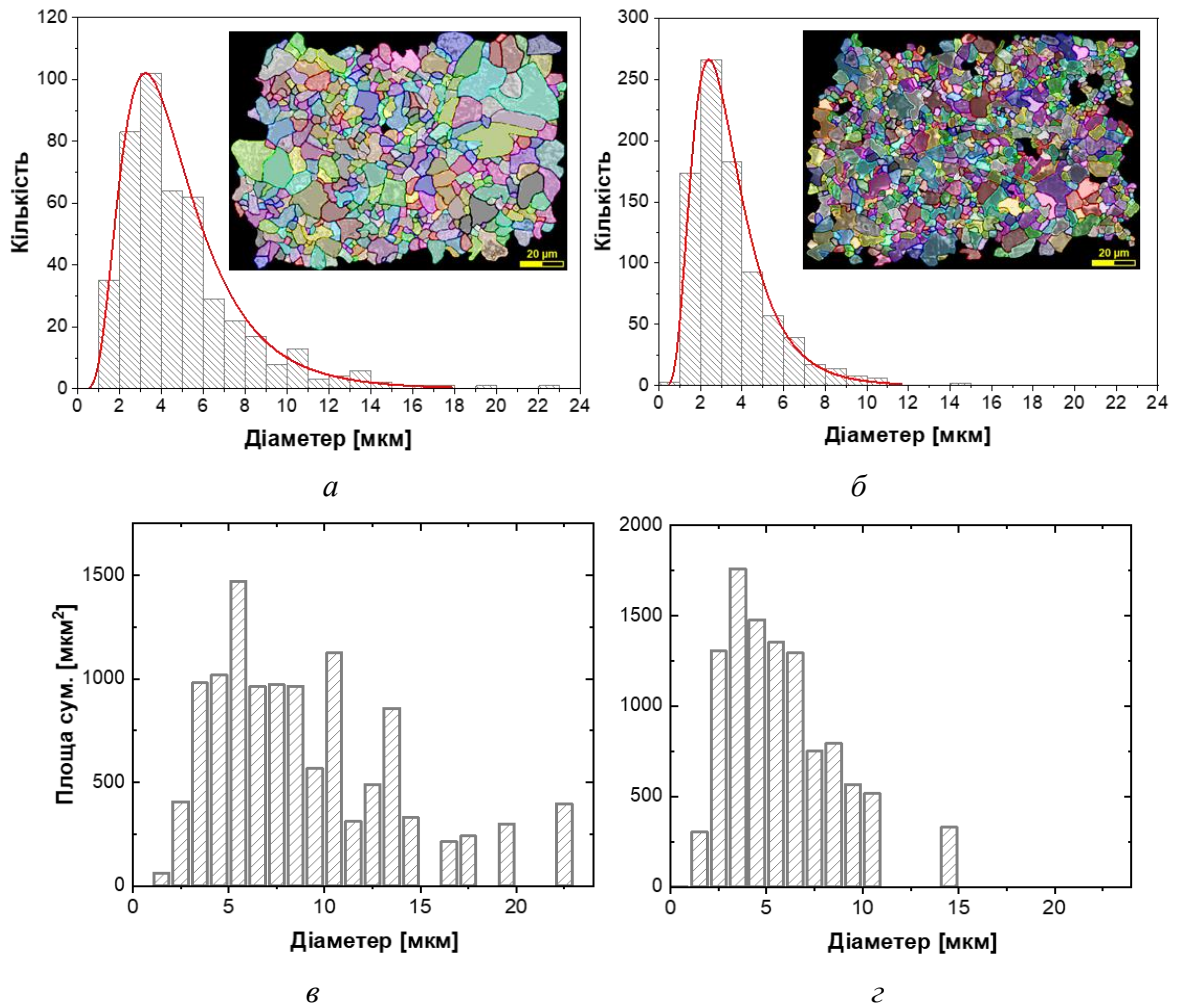


Рис. 3. Гістограми ефективних діаметрів зерен у вихідному зразку (а) та зразку із 10 % вмістом CrB_2 . Криві показують відповідні логнормальні розподіли. в, з – відповідні гістограми, зважені за площею зерен

Можна впевнено стверджувати, що результати досліджень свідчать про ефективність використання запропонованих технологічних прийомів з точки зору однорідності розподілення компонентів в об'ємі (в структурі) композита і забезпечення не тільки їх інгібуючого впливу на процеси рекристалізації карбідних зерен, але і здрібнювання їх. Результати вимірювання розмірів зерен наочно демонструють, що в спечених композитах, які містять в своєму складі добавки дихориду хрому (зразки 3, 8 і 9), порівняно з композитом, що не містить у складі дихориду хрому (зразок 1), стабільно забезпечується зменшення середнього розміру карбідного зерна (див. рис. 3). Усе це може впливати на фізико-механічні властивості спечених композитів.

Таким чином, показано локалізацію фази CrB_2 в міжзеренних границях і її кластеризацію при збільшенні вмісту. Наявність даної фази перешкоджає процесам Освальдівського дозрівання і виступає в якості інгібітора росту, забезпечуючи майже двохкратне зменшення розміру зерен при вмісті 10%.

В табл. 2 наведені значення границі міцності під час згинання R_{bm} і границі міцності під час стиску R_{cm} , для спечених зразків при різній концентрації CrB_2 . Встановлено, що виготовлений зразок 1 ($C_{\text{CrB}_2} = 0$) в описаних вище технологічних режимах характеризується значеннями границі міцності під час згину $R_{bm} = 2000$ МПа. Однак, введення малих (одиниці

процентів) концентрацій дибориду хрому сприяє збільшенню значень R_{bm} (див. табл. 1). При $C_{CrB_2} = 4\%$ (за масою) (зразок 6) границя міцності під час стиску досягає максимальних значень $R_{bm} = 2500$ МПа. Подальше збільшення вмісту CrB_2 у складі вихідної шихти (зразки 7–9) призводить до поступового зменшення значень R_{bm} . Таким чином, показано, що залежність R_{bm} від концентрації (C_{CrB_2}) має максимум при $C_{CrB_2} = 4\%$.

Таблиця 2. Механічні характеристики спечених зразків композиційних матеріалів

Зразок	Концентрація CrB_2 , % (за масою)	Границя міцності під час згинання R_{bm} , МПа	Границя міцності під час стиску R_{cm} , МПа
1	0	2000	5300
2	0,5	2250	5390
3	1	2370	5420
4	1,5	2410	5446
5	2	2470	5490
6	4	2500	5500
7	6	2420	5470
8	8	2350	5460
9	10	2230	5430

При дослідженні границі міцності під час стиску R_{cm} також виявлено позитивний вплив добавки дибориду хрому в складі композита. Так, границя міцності під час стиску для зразка 1 досягає значень $R_{cm} = 5300$ МПа (див. табл. 2). При збільшенні концентрації дибориду хрому в складі вихідної шихти (зразки 2–6) значення R_{cm} як і значення R_{bm} поступово зростають. При $C_{CrB_2} = 4\%$ (за масою) (зразок 6) границя міцності під час стиску досягає максимальних значень $R_{cm} = 5500$ МПа. Подальше збільшення концентрації CrB_2 у складі композитів призводить до їх окрихчування і зменшення границі міцності під час стискання).

Спостережувальні немонотонні залежності міцності досліджуваних композитів від вмісту CrB_2 є результатом складної комбінації дисперсійного механізму зміцнення і модифікації структури та фазового складу композитів. Відзначимо, що ефективність дисперсійного механізму зміцнення наростає зі збільшенням C_{CrB_2} , але максимальні значення границь міцності під час згину та стиску досягаються при $C_{CrB_2} = 4\%$ (за масою). Такому зростанню рівня властивостей цього композита може відповідати зміна фазового складу після спікання та утворення кінцевої структури.

Таким чином, експериментально підтверджено, що використання мікропорошку дибориду хрому для виробництва породоруйнівних вставок з підвищеними механічними характеристиками методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням перспективне для виробництва високоефективних бурових інструментів.

Висновки

Виконані дослідження показали, що додавання CrB_2 до складу композитів 94WC–6Co, сформованих методом холодного пресування з подальшим вакуумним гарячим пресуванням, впливає на їхню структуру, границю міцності під час згинання і границю міцності під час стиску. Характер і ефективність цього впливу залежить від концентрації CrB_2 :

1. Показано, що присутність CrB_2 у складі вихідної шихти перешкоджає процесам Освальдівського дозрівання (поглинання малих зерен великими) і виступає в якості інгібітора росту, забезпечуючи зменшення зерна карбіду вольфраму з 5,6 мкм до 3,4 мкм при вмісті 10 %.

2. Спечені зразки композитів WC–6 Co з різним вмістом CrB₂ складаються із структурних фаз гексагональної групи WC і орторомбічної групи B₂CoW₂ та аморфного вуглецю. При цьому параметри кристалічної фази B₂CoW₂ в залежності від вмісту CrB₂ змінюються.

3. Встановлено оптимальний вміст CrB₂ в композиті WC–6Co з точки зору комплексу фізико-механічних властивостей. Додавання 4 % дибориду хрому до складу композиту WC–6Co спричиняє істотне підвищення границі міцності під час згинання (від 2000 до 2500 МПа) і границі міцності під час стиску (від 5300 до 5500 МПа).

4. Перевищення 4-процентного вмісту CrB₂ у складі композита призводить до поступового зменшення границі міцності під час згинання і границі міцності під час тиску внаслідок окрихчування композита.

5. Показано, що спостережувальні залежності міцності досліджуваних композитів від вмісту CrB₂ є результатом складної комбінації дисперсійного механізму зміцнення і модифікації структури та фазового складу композитів.

Створення композиційних матеріалів WC–Co–CrB₂ з підвищеними фізико-механічними властивостями має істотне значення для оптимізації конструкцій бурового інструменту різного технологічного призначення, підвищення його надійності, енергозбереження, поліпшення експлуатаційних властивостей.

**B. T. Ratov¹, N. A. Bondarenko², V. A. Mechnik², V. V. Strel'chuk³, V. M. Kolodnitskyi²,
A. S. Nikolenko³, D. L. Korostyshevskyi², N. F. Poshvanyuk²**

¹*K.I. Satbayev Kazakh National Research Technical University, Almaty, Kazakhstan,
E-mail: ratov.bt@gmail.com ua*

²*Bakul Institute for Superhard Materials, National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine,
E-mail: bond@ism.kiev ua*

³*V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv,
Ukraine*

FEATURES OF THE MICROSTRUCTURE OF WC–CO COMPOSITES STRENGTHENED WITH CrB₂ ADDITIVE

Samples of composites 10 mm in diameter and 8 mm thick based on tungsten carbide and cobalt with different (from 0 to 10%) chromium diboride content were formed by cold pressing methods followed by vacuum hot pressing. A comprehensive study of composites using traditional methods of testing mechanical properties in combination with methods of digital optical and scanning microscopy made it possible to establish stable correlations between the content of the CrB₂ additive with the average grain size of WC, microstructure parameters, bending strength, and ultimate compressive strength.

It is shown that for the composites WC–6% Co (%wt), a coarse-grained structure is observed both with direct contact of WC grains and with large areas of cobalt binder. The doping of CrB₂ additive in the composition of the composite, on the contrary, makes it possible to form finer-grained structures, the parameters of which can be purposefully controlled by changing its concentration. The optimal content of CrB₂ in the WC–6Co composite from the point of view of the complex of physical and mechanical properties has been established. The addition of 4% chromium diboride in the composition of the WC–6Co composite causes a significant increase in the ultimate bending strength (from 2000 to 2500 MPa) and ultimate compressive strength (from 5300 to 5500 MPa).

Keywords: *composite, tungsten carbide, cobalt, chromium diboride, composition, concentration, vacuum hot pressing, structure, properties.*

Б. Т. Ратов¹, Н. А. Бондаренко², В. А. Мечник², В. В. Стрельчук³, В. Н. Колодницкий²,
А. С. Николенко³, Д. Л. Коростышевский², Н. Ф. Пошванюк²

¹Казахский национальный исследовательский технический университет им. К. И. Сатпаева,
г. Алматы, Казахстан

²Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев

³Институт физики полупроводников имени В. Е. Лашкарева НАН Украины, г. Киев

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИТОВ WC–CO, УПРОЧНЕННЫХ ДОБАВКОЙ CrB₂

Методами холодного прессования с последующим вакуумным горячим прессованием сформированы образцы композитов диаметром 10 мм и толщиной 8 мм на основе карбида вольфрама и кобальта с различным (от 0 до 10 %) содержанием диборида хрома. Комплексное исследование композитов с использованием традиционных методов испытаний механических свойств в сочетании с методами цифровой оптической и сканирующей микроскопии позволили установить стабильные корреляционные связи между содержанием добавки CrB₂ со средним размером зерен WC, параметрами микроструктуры, пределом прочности при изгибе и пределом прочности при сжатии.

Показано, что для композитов WC-6 % Co (по массе) наблюдается крупнозернистая структура как с прямым контактом зерен WC, так и с крупными участками кобальтовой связки. Введение в состав композита добавки CrB₂, наоборот, позволяет сформировать более мелкозернистую структуру, параметрами которой можно целенаправленно управлять, изменяя ее концентрацию. Установлено оптимальное содержание CrB₂ в композите WC-6Co с точки зрения комплекса физико-механических свойств. Добавление 4 % диборида хрома в состав композита WC-6Co вызывает существенное повышение предела прочности при изгибе (от 2000 до 2500 МПа) и предела прочности при сжатии (от 5300 до 5500 МПа).

Ключевые слова: композит, карбид вольфрама, кобальт, диборид хрома, состав, концентрация, вакуумное горячее прессование, структура, свойства.

Література

1. Carol D.F. Sintering and microstructural development in WC/Co-based alloys made with superfine WC powder. Int. J. Ref. Met. Hard Mater. 1999. Vol. 17, no. 1–3. P. 123–132.
2. Hiroyuki Saito, Akira Iwabuchi, Tomoharu Shimizu. Effects of Co content and WC grain size on wear of WC cemented carbide. Wear. 2006. Vol. 261, no. 2. P. 126–132.
3. Belnap D., Griffio A. Homogeneous and structured PCD/WC–Co materials for drilling. Diam. Relat. Mater. 2004. Vol. 13, no. 10. P. 1914–1922.
4. Christensen M., Wahnstrom G., Lay S. Morphology of WC grains in WC–Co alloys: Theoretical determination of grain shape. Acta Mater. 2007. Vol. 55. P. 1515–1521.
5. Zhilin Li, Lihui Zhu. Microstructure and properties of WC–10%Co cemented carbides with plate-like WC grains. Journal of Central South University (Science and Technology). 2010. Vol. 41. P. 521–525.
6. Lihui Zhu, Kun Liu, Zhilin Li. Study on the hardening and toughening mechanisms of wc-co cemented carbides with plate-like WC grains. Rare Metal Mater. Eng. 2011. Vol. 40. P. 443–446.
7. Azcona I., Ordonez A., Sanchez J.M., Castro F. Hot isostatic pressing of ultrafine tungsten carbide–cobalt hardmetals. J. Mater. Sci. 2002. Vol. 37, no. 19. P. 4189–4195.
8. Mechnik V. A., Bondarenko N. A., Dub S. N., Kolodnitskyi V. M., Nesterenko Yu. V., Kuzin N. O., Zakiev I. M., Gevorkyan E. S. A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites. Materials Characterization. 2018. Vol. 146. P. 209–216.

9. Novikov N. V., Bondarenko N. A., Zhukovskii A. N. The effect of diffusion and chemical reactions on the structure and properties of drill bit inserts. 1. Kinetic description of systems $C_{\text{diamond}}\text{--VK6}$ and $C_{\text{diamond}}\text{--(VK6--CrB}_2\text{--W}_2\text{B}_5)$. *Fizicheskaya Mezomekhanika*. 2005. Vol. 8, no. 2. P. 99–106.
10. Todd R.I., Derby B. Thermal stress induced microcracking in alumina–20% SiC_p composites. *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52, no. 6. P. 1621–1629.
11. Kounga Njiwa A.B., Galal Yousef S., Fett T., Rödel J. Influence of microcracking on crack-tip toughness of alumina. *Engineering Fracture Mechanics*. 2005. Vol. 72, no. 7. P. 1011–1019.
12. Pat. 6617271 B1 USA, IC C04B 35/56. Tungsten carbide cutting tool materials / V. Y. Kodash, E. S. Gevorkian. Publ. 09.09.2003.
13. 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. Vol. 26, no. 6. P. 3–15.

Надійшла 20.05.21

References

1. Carol, D.F. (1999). Sintering and microstructural development in WC/Co-based alloys made with superfine WC powder. *Int. J. Ref. Met. Hard Mater*, 17, 1–3, 123–132.
2. Saito, H., Iwabuchi, A., & Shimizu, T. (2006). Effects of Co content and WC grain size on wear of WC cemented carbide. *Wear*, 261, 2, 126–132.
3. Belnap, D., & Griffo, A. (2004). Homogeneous and structured PCD/WC–Co materials for drilling. *Diam. Relat. Mater.*, 13, 10, 1914–1922.
4. Christensen, M., Wahnstrom, G., & Lay, S. (2007). Morphology of WC grains in WC–Co alloys: Theoretical determination of grain shape. *Acta Mater.*, 55, 1515–1521.
5. Li, Zh., & Zhu L. (2010). Microstructure and properties of WC–10%Co cemented carbides with plate-like WC grains. *Journal of Central South University (Science and Technology)*, 41, 521–525.
6. Zhu, L., Liu, K., & Li, Zh. (2011). Study on the hardening and toughening mechanisms of wc–co cemented carbides with plate-like WC grains. *Rare Metal Mater. Eng.*, 40, 443–446.
7. Azcona, I., Ordonez, A., Sanchez, J.M., & Castro, F. (2002). Hot isostatic pressing of ultrafine tungsten carbide–cobalt hardmetals. *J. Mater. Sci.*, 37, 19, 4189–4195.
8. Mechnik, V. A., Bondarenko, N. A., Dub, S. N., et.al. (2018). A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites. *Materials Characterization*, 146, 209–216.
9. Novikov, N. V., Bondarenko, N. A., & Zhukovskii, A. N. (2005). The effect of diffusion and chemical reactions on the structure and properties of drill bit inserts. 1. Kinetic description of systems $C_{\text{diamond}}\text{--VK6}$ and $C_{\text{diamond}}\text{--(VK6--CrB}_2\text{--W}_2\text{B}_5)$. *Fizicheskaya Mezomekhanika – Physical mesomechanics*, 8, 2, 99–106.
10. Todd, R.I., & Derby, B. (2004). Thermal stress induced microcracking in alumina–20% SiC_p composites. *Acta Materialia*, 52, 6, 1621–1629.
11. Kounga Njiwa, A.B., Galal Yousef, S., Fett, T., & Rödel J. (2005). Influence of microcracking on crack-tip toughness of alumina. *Engineering Fracture Mechanics*, 72, 7, 1011–1019.
12. Kodash, V. Y., & Gevorkian E. S. (2003). Pat. of USA 6617271.
13. Bondarenko, N. A., Novikov, N. V., Mechnik, V. A., et al. (2004). Structural peculiarities of highly wear-resistant superhard composites of the diamond–WC–6Co carbide system. *Sverkhtverdye Materialy – Superhard materials*, 26, 6, 3–15.