

**Zhongnan Xiang<sup>1,2</sup>, Zhanjiang Li<sup>3</sup>, Hongbo Nie<sup>2,3</sup>, Fa Chang<sup>2,3</sup>,  
Pinqiang Dai<sup>1,3\*</sup>**

<sup>1</sup>College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University,  
Fuzhou Fujian, China

<sup>2</sup>Xiamen Tungsten Co., LTD. Technology Center,  
Xiamen Fujian, China

<sup>3</sup>College of Materials Science and Engineering,  
Fujian University of Technology, Fuzhou Fujian, China

\*pqdai@126.com

## **Вплив кристалічності WC на мікроструктуру, властивості та застосування твердого сплаву WC–Co**

*Порівняно мікроструктуру, властивості та застосування твердого сплаву WC–Co, отриманого з порошків WC різної кристалічності. Результати показують, що кристалічність різних порошків WC можна добре дослідити за допомогою методів рентгенівської дифракції, скануючої електронної мікроскопії і вимірювань розміру частинок лазерним тестером. Твердість отриманого з порошку WC з високою кристалічністю твердого сплаву незначно знижується, тоді як в'язкість руйнування, опір поперечному розриву, межа міцності при односторонньому стиску і ударна в'язкість збільшуються. Отримання сировинного матеріалу WC з високою кристалічністю є основою високоефективного твердого сплаву.*

***Ключові слова:** кристалічність WC, мікроструктура, твердий сплав, сплав для гірничих робіт.*

### **ВСТУП**

Як матрична фаза твердих сплавів WC–Co, фаза WC є основним компонентом твердих сплавів. Її морфологія, стабільність кристалічної фази та розмір зерен впливають на міцність і в'язкість твердого сплаву [1–4]. Кристалічна фаза WC в сплаві безпосередньо впливає на його властивості. Наприклад, зміцнення пластинчастого кристалу було підтверджено великою кількістю досліджень [5, 6]. Крім того, в порівнянні з кулистими частинками WC, округлі частинки WC не створюють відразу концентрації напружень, тому вони повинні забезпечувати підвищену в'язкість сплаву, але цей висновок вимагає додаткової експериментальної перевірки. Високотемпературний порошок WC з високою кристалічністю має кращу міцність, ніж одиночні зерна WC. При подрібненні в кульовій млині непросто розколоти і утворити мікропорошок. WC з високою кристалічністю, що також ефективний у запобіганні розчиненню та росту зерна під час спікання [7]. Властивості твердого сплаву можна значно оптимізувати, правильно підібравши порошки WC і процеси спікання.

Про актуальність даної теми свідчить той факт, що за останні роки з'явилося багато оглядових робіт, які в тій чи іншій мірі висвітлюють про-

блеми формування структури твердих сплавів WC–Co з поліпшеними механічними та експлуатаційними характеристиками [8–12]. Найбільш значні науково-практичні результати щодо формування структури сплавів WC–Co з поліпшеними властивостями було отримано в [13–16]. Для оптимізації та прогнозування трибологічних характеристик твердих сплавів WC–Co необхідно враховувати, що в процесі роботи на їх зносостійкість впливають контактні навантаження [17] і температура [18, 19], напружено-деформаційний стан [20, 21], а також “ступінь” оснащення робочої поверхні інструменту робочими елементами [22]. На механічні та експлуатаційні характеристики сплавів WC–Co можуть впливати такі фізичні властивості, як кристалічність порошків WC. Слід зазначити, що кристалічність порошків суттєво впливає на структуру і властивості багатокомпонентних сплавів металів [23, 24], і тому дослідження підвищення зносостійкості існуючих та створення нових сплавів WC–Co є особливо актуальними.

У цій роботі вивчали вплив кристалічності WC на структуру і властивості твердого сплаву WC–Co. Результати дають рекомендації щодо отримання та застосування твердих сплавів для інструментів для гірничих і інженерних робіт.

### ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИ

Порошки WC з розміром частинок 4 мкм отримували за допомогою двох різних процесів відновлення і карбонізації. Специфічні властивості двох порошків WC наведено в табл. 1, де видно, що вміст вуглецю і кисню в порошках WC в основному був однаковим, але розмір частинок (зернистість FSSS) трохи відрізнявся. Через різну температуру відновлення і карбонізації кристалічність двох порошків була абсолютно різною. Отже, можна виявити вплив кристалічності порошків WC на комплексні властивості твердих сплавів WC–Co.

**Таблиця 1. Властивості порошків WC**

Порошок	FSSS	O, %	Ct, %	Cf, %
001	3,77	0,030	6,12	0,02
002	4,36	0,028	6,14	0,03

Кристалічність порошків WC вимірювали за допомогою дифракції рентгенівських променів (ДРП) на рентгенівському дифрактометрі X'Pert PRO, морфологію поверхні та внутрішні дефекти частинок WC за допомогою скануючого електронного мікроскопа Hitachi S-4800 при великому збільшенні. Для характеристики розподілу частинок за розміром порошку WC використовували лазерний тестер розміру частинок Mastersizer 2000.

Порошки WC з різною кристалічністю та порошки сполучного Co змішували у співвідношенні 94 % WC–6 % Co, а загальний вуглець у сполучі становив 5,75 %. Для отримання суміші використовували процес кульового подрібнення, а формувальним агентом був парафін. Після кульового подрібнення порошки сушили методом розпилювання для отримання формувального матеріалу (швидкою термічною обробкою (ШТО)). Порошки ШТО пресували в заготовку у формі з тиском формування 1,5 Т/см<sup>2</sup>, а значення усадки під час спікання становило 1,235. Потім сплав спікали у вакуумній печі. Температура спікання становила 1450 °С за витримки 1 год.

Коерцитивну силу ( $H_c$ ) та магнітну насиченість ( $M_s$ ) твердих сплавів досліджували за допомогою приладу для вимірювання коерцитивної сили й маг-

нітного насичення SM-8100/LDJ-702 виробництва фірми “Leco”. Міцність поперечного розриву (МПР) кожного зразка вимірювали відповідно до національного стандарту GB3851-83 [25]. Теплопровідність вимірювали тепловим кондуктометром Netzsch LFA457 Microflash. Діаметр і товщина зразка були 10 і 2 мм відповідно. Середній розмір зерен і розподіл за розмірами різних зразків сплавів визначали методом лінійного перехоплення. Характеристики мікроструктури досліджували за допомогою просвічуальної електронної мікроскопії (ПЕМ) на приладі JEM 2100.

## РЕЗУЛЬТАТИ І ОБГОВОРЕННЯ

Як правило, кристалічність має два значення: одне – це відсоток маси кристалічної частини матеріалу до загальної маси матеріалу, а інше – стабільність кристалічної структури матеріалу. Зараз частіше використовують перше значення. Процес перетворення аморфного в кристалічний матеріал супроводжується зростанням зерна і зменшенням дефектів. Декілька параметрів було виведено з тесту ДРП для характеристики кристалічності порошків WC (рис. 1, табл. 2). Чим більше значення повної ширини на половині максимуму піку рентгенівської дифракції, тим менший розмір зерен у вертикальному напрямку кристалічної площини. Індекс мікроскопічної деформації вказує на кількість дефектів у кристалі, і чим більша мікроскопічна деформація, тим більше дефектів у кристалі. Площа аморфного піку – це оцінка площі в діапазоні низьких кутів, яка була використана для характеристики аморфної частини порошків WC. Виходячи з даних кожного параметра в табл. 2, кристалічність порошку WC 001 нижча, ніж кристалічність порошку WC 002.

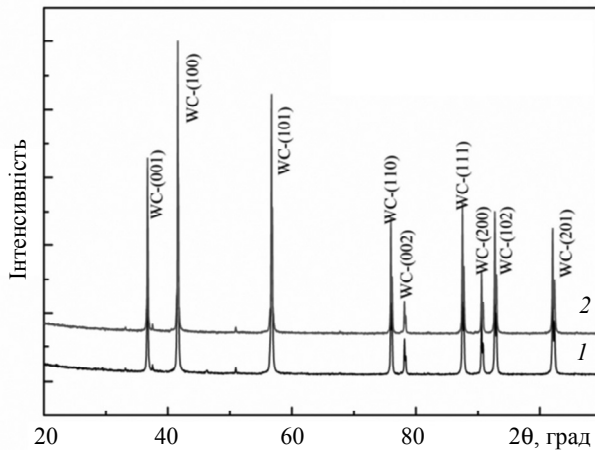


Рис. 1. XRD-аналіз порошків WC з різною кристалічністю: WC 001 (1), WC 002 (2).

**Таблиця 2. Результат визначення кристалічності порошків WC за допомогою ДРП**

Порошок	Повна ширина на половині амплітуди, град		Мікроскопічна деформація, %		Аморфний пік, імпульси	Параметри решітки, Å
	(100)	(101)	(100)	(101)		
001	0,104	0,243	0,0527	0,0608	11372	$a = 2,9067$ ; $c = 2,8376$
002	0,09	0,184	0,0437	0,0459	8009	$a = 2,9066$ ; $c = 2,8378$

Морфологію поверхні двох порошків WC спостерігали за допомогою скануючого електронного мікроскопа при великому та малому збільшенні (рис. 2): поверхня порошку WC 001 має форму цвітної капусти, а поверхня порошку WC 002 є гладкою, ріст зерна відносно завершеним.

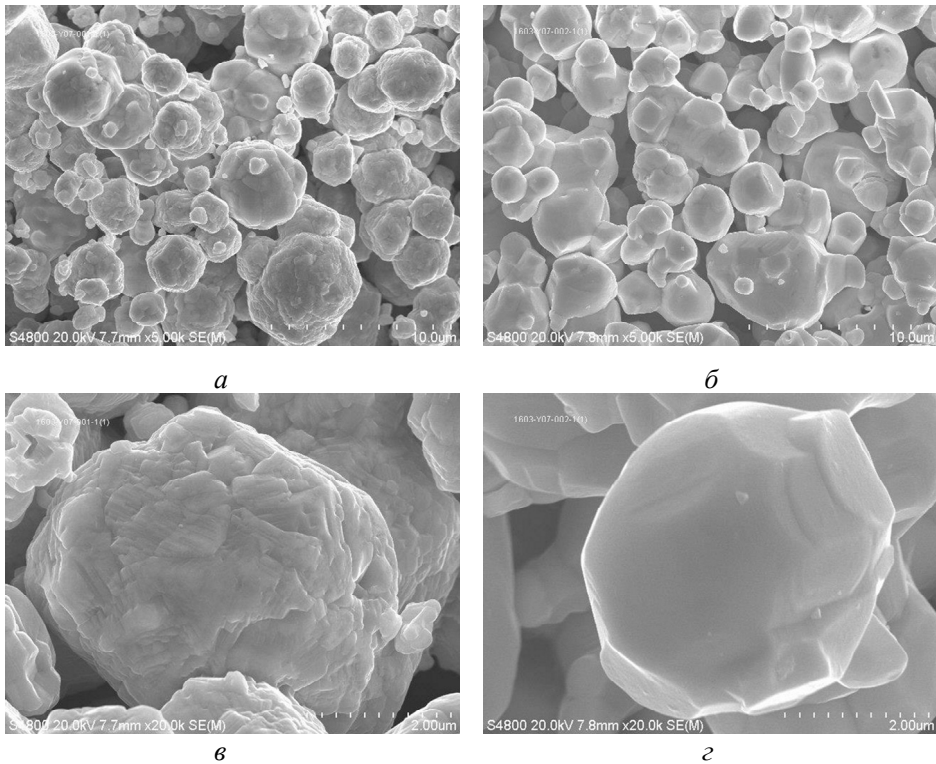


Рис. 2. Порівняння топографії поверхні порошків WC040: СЕМ-морфологія порошків WC 001 (а, в); WC 002 (б, г):  $\times 5000$  (а, б),  $\times 20000$  (в, г).

Для подальшого спостереження за характеристиками внутрішньої структури двох порошків їх інкрустували, а перерізи робили іонним поліруванням. На рис. 3 спостерігали внутрішні пори порошків, видно, що в порошок WC 001 (показано білою стрілкою) було більше пор, ніж у порошок WC 002.

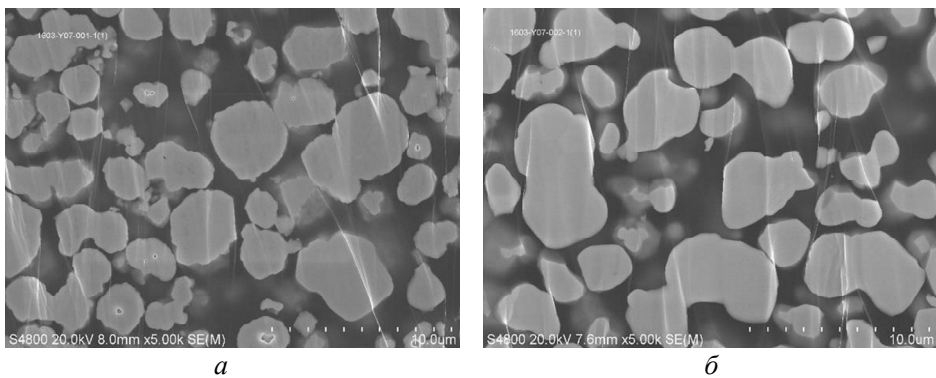


Рис. 3. Порівняння внутрішньої морфології порошків WC040: внутрішня морфологія порошків WC 001 (а), WC 002 (б).

Кількість пор на десяти випадково зроблених фотознімках зі збільшенням в 5000 разів підраховували за допомогою програмного забезпечення Image J. Статистичні результати наведено в табл. 3, де видно, що кількість пор у порошок WC 001 більше, ніж у порошок WC 002, крім того, кількість пор і середній розмір пор у порошок WC 002 різко зменшуються.

**Таблиця 3. Статистика пор порошоків WC при збільшенні в 3000 разів**

Порошок	Кількість пор	Середній розмір пори, мкм
001	100	0,323
002	17	0,162

Для дослідження зносостійкості порошоків ШТО з різною кристалічністю, отриманих з порошоків WC 001 і 002, їх депарафінізували і видаляли кобальт (методом розчинення соляною кислотою) і вимірювали розподіл частинок за розмірами. В табл. 4 і на рис. 4 можна бачити, що розмір частинок порошоків WC 002 є більшим (і їх більше), ніж розмір частинок порошоків WC 001 після депарафінізації ШТО та видалення кобальту. Це вказує на те, що порошок WC 002 з підвищеною кристалічністю має кращу зносостійкість, ніж порошок WC 001.

**Таблиця 4. Розподіл частинок ШТО за розмірами після депарафінізації та видалення кобальту, отриманий за допомогою лазерного тестера**

Порошок	$d(0,1)$	$d(0,5)$	$d(0,9)$	$[d(0,9) - d(0,1)]/d(0,5)$	$\leq 1$ мкм	Максимальний розмір частинки, мкм
001	0,643	1,515	2,924	1,506	25,42	$\leq 5$
002	0,709	1,741	3,226	1,446	18,85	$\leq 5$

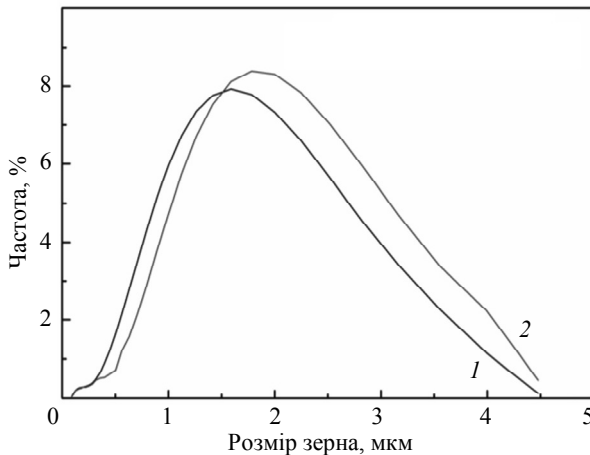


Рис. 4. Розподіл частинок WC з різною кристалічністю за розмірами: WC 001 (1), WC 002 (2).

Металографічні результати дослідження твердого сплаву WC–6Co, отриманого з двох порошоків WC різної кристалічності звичайним пресуванням і спіканням показано на рис. 5. Видно, що сплави WC–6Co, отримані з двох порошоків WC різної кристалічності не мають пор, і при цьому відсутні дефекти навуглецювання або зневуглецювання.

Мікроструктуру твердого сплаву після полірування і травлення спостерігали за допомогою СЕМ (рис. 6). Розподіл розміру зерен WC на десять випадково зроблених СЕМ-зображеннях при збільшенні в 5000 разів розраховували за допомогою програмного забезпечення Image J, статистичні результати показано на рис. 7. Як видно на рис. 6 і 7, середній розмір зерен сплаву, отриманого з порошку WC 002, є більшим, а розподіл частинок по розміру більш рівномірним, ніж отриманого з порошку WC 001. Відповідно до рівняння Оствальда-Фрейндліха

$$\frac{RT}{V_m} \ln \left( \frac{S_r}{S_0} \right) = 2\gamma_{sl} \left( \frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2} \right),$$

чим більша різниця в розмірі між крупними та дрібними частинками, тим більша різниця в їх розчинності [26–30]. Це узгоджується зі спостереженнями в представлений роботі. Через низьку кристалічність та низьку зносостійкість розподіл частинок за розмірами для порошків WC 001 після розмелювання в кульовому млині є менш рівномірним, а порошки більш дрібними, ніж порошки WC 002 (див. рис. 4). Порошки WC з дрібними частинками переважно розчинялися в кобальті, тоді як розчинення порошків WC з крупними частинками було загальмовано, і вони почали рости, що призводило до нерівномірного розподілу частинок твердої фази за розмірами.

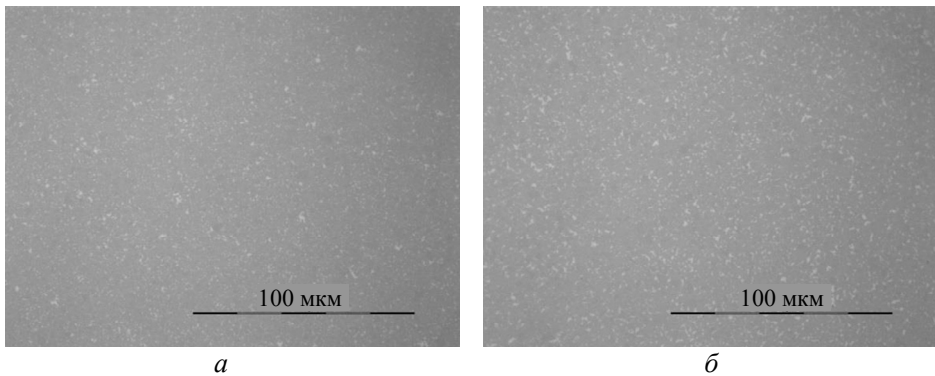


Рис. 5. Металографічна фаза твердого сплаву WC–6Co, отриманого з порошків WC 001 (а), WC 002 (б).

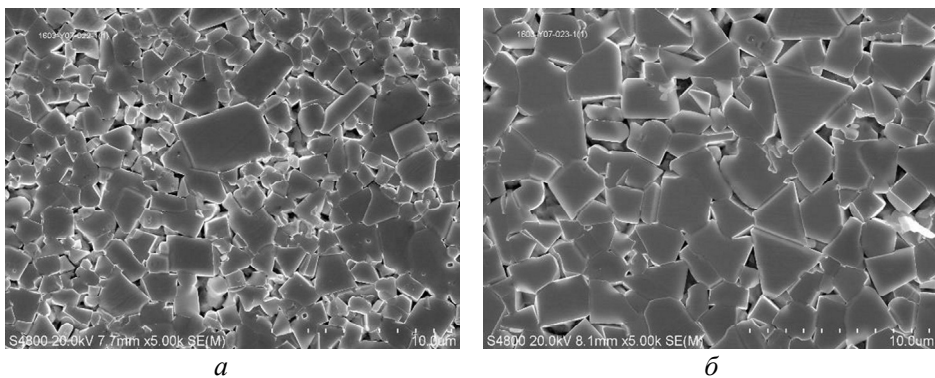


Рис. 6. СЕМ-морфологія твердого сплаву WC–6Co, отриманого з порошків WC 001 (а), WC 002 (б).

Для додаткового вивчення впливу відмінностей порошоків на мікроструктуру твердих сплавів, було отримано зразки сплаву з порошоків WC 001 і 002 для дослідження методом просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ) і досліджено мікроструктуру сплаву. Як показано на рис. 8, *a1*, існує велика кількість паралельних лінійних структур з 1–2 атомних шарів у фазі сполучного сплаву, отриманого з порошку WC 001. У деяких областях структура переплітається і утворює паралелограми. Структуру можна ідентифікувати як двійники фази Co за дифракцією електронів у вибраній області. Подальші спостереження показують, що у сполучній фазі є велика кількість двійників. На рис. 8, *б1* видно, що двійники також знайдено у структурі сполучної фази сплаву, отриманого з порошку WC 002, але подвійна структура зустрічається рідше, ніж у сплаві, отриманому з порошку WC 001. Зазвичай пластівчастий двійниковий мартенсит утворюється під час мартенситного перетворення кобальтової фази. Після утворення двійникового мартенситу границі двійника Co зменшують середній вільний пробіг дислокацій, грають зміцнюючу роль і знижують пластичність сплаву [31–34].

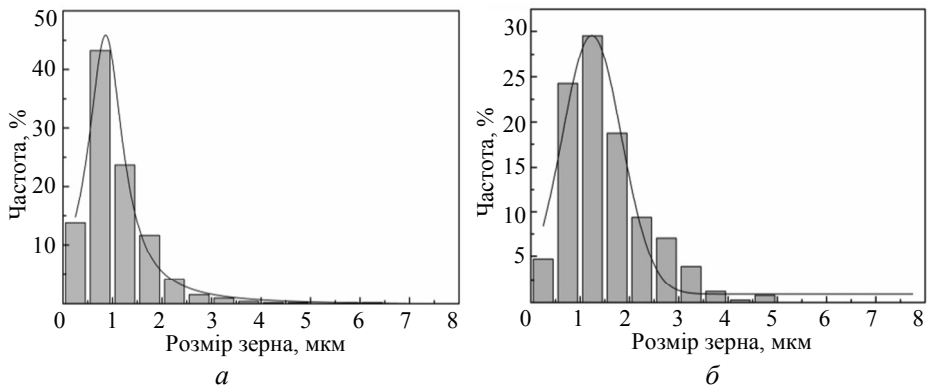


Рис. 7. Статистика розподілу зерна за розміром зерна твердого сплаву WC–6Co, отриманого з порошками WC 001 (*a*), WC 002 (*б*).

На рис. 8, *a2* представлено електронне зображення з високою роздільною здатністю границі розділу між WC і фазою Co у твердому сплаві, отриманому з порошку WC 001. Видно, що на границі розділу сполучної фази WC і Co знаходиться перехідна область із більше десятка атомних шарів. Постійна решітки перехідної області більша, ніж у фаз WC і Co. У сплаві, отриманому з порошку WC 002 (див. рис. 8, *б2*), зона переходу границі розділу між WC і Co менша, ніж у сплаві, отриманому з порошку WC 001, структура проста і немає конкретних взаємозв'язків орієнтацій. Це може бути пов'язано з повною кристалізацією порошку WC 002 та труднощами отримання мілкового порошку під час кульового подрібнення, що призвело до зменшення вмісту W, розчиненого у фазі Co.

На рис. 8, *a3*, *б3* показано дефекти, пов'язані з твердою фазою в твердому сплаві, отриманому з різними порошками WC. У фазі WC-сплав, отриманому з порошку WC 001, є багато дислокацій та переплетень дислокацій (див. рис. 8, *a3*). Надмірні дислокації впливають на властивості твердих сплавів WC–Co [34]. Однак, як показано на рис. 8, *б3*, дислокації в твердому сплаві WC, отриманому з порошку WC 002, незначні, і важко знайти масштабне переплетення дислокацій. Можна зробити висновок, що властивості WC впливають на властивості твердого сплаву. Дислокацій у твердій фазі WC з

високою кристалічністю мало, а кристалічна структура містить мало дефектів.

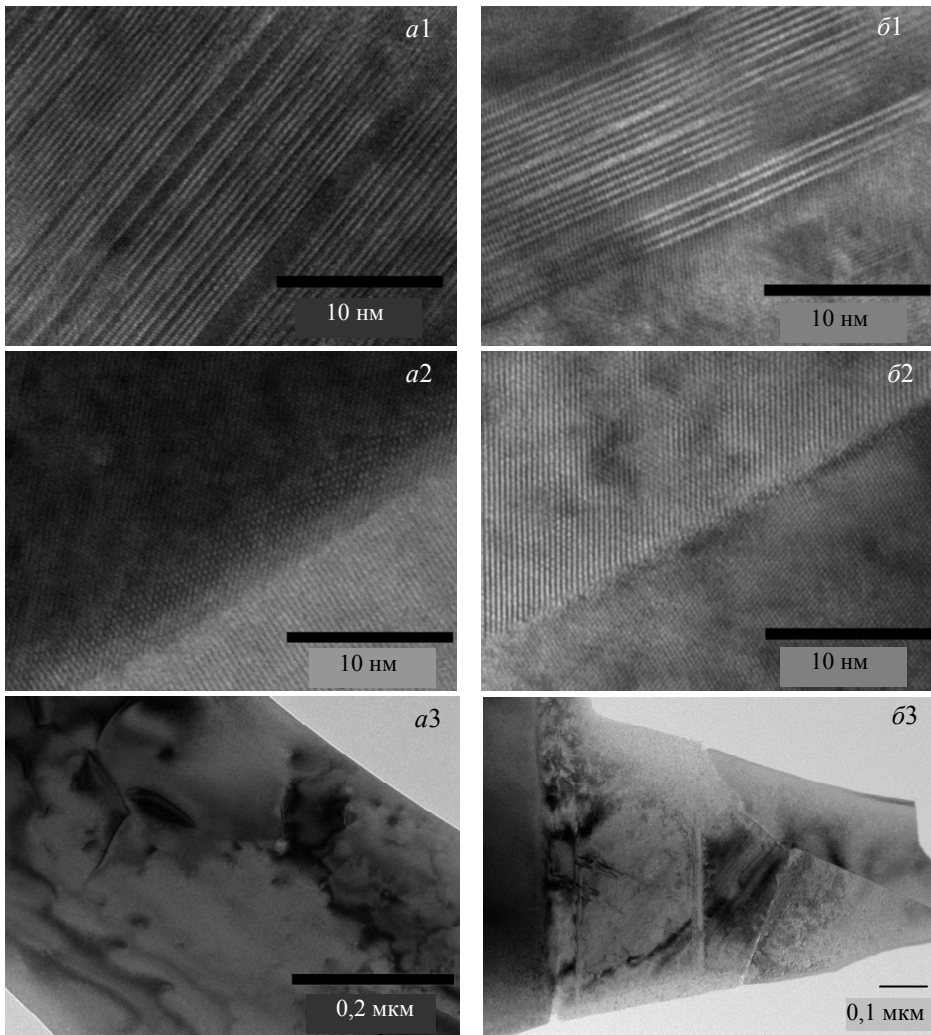


Рис. 8. ТЕМ-мікроструктура твердого сплаву WC-6Co, отриманого з порошків WC 001 (a1, a2, a3), WC 002 (b1, b2, b3).

Механічні властивості твердих сплавів WC-6Co, отриманих з порошків WC з різною кристалічністю, наведено в табл. 5. Видно, що твердий сплав, отриманий з порошку WC 002, демонструє незначне зниження твердості, але в'язкість руйнування, поперечна міцність на розрив, міцність на стискання і ударна в'язкість покращуються. Це пояснюється тим, що середній розмір зерен WC у сплаві, отриманому з порошку WC 002, є більшим, розподіл розміру частинок є більш рівномірним, а дефекти в WC меншими, ніж у твердого сплаву, отриманому з порошку WC 001.

Теплопровідність твердого сплаву WC-6Co, отриманого з порошку WC з різною кристалічністю при різних температурах відрізняється (рис. 9). Теплопровідність зразків сплаву, отриманого з порошку WC 002, вище, ніж у зразків сплаву, отриманого з порошку WC 001 при різних температурах, що пов'язано з великим середнім розміром частинок і однорідним грануломет-



ричним складом твердої фази в твердому сплаві, отриманому з порошку WC 002. Оскільки швидкість теплопровідності на границях зерен є повільнішою, ніж у чистих зерен WC, кількість границь зерен WC/WC та WC/Co у сплаві, отриманому з порошку WC 002, менша, ніж у сплаві з порошку WC 001, тому він має кращу теплопровідність.

**Таблиця 5. Порівняння механічних властивостей твердого сплаву WC–6Co, отриманого з різними порошками WC**

Зразок сплаву	HRA	HV30	$K_{Ic}$	$H_c$ , E	Ms, %	$D$ , г/см <sup>3</sup>	TRS, МПа	Границя міцності під час стикування, МПа	Ударна в'язкість, кДж/м <sup>2</sup>
Виготовлений з WC 001	91,1	1513	12,32	147	78,6	14,92	3464	4014	85,4
Виготовлений з WC 002	90,8	1492	13,96	114	83,7	14,90	3504	4325	94,9

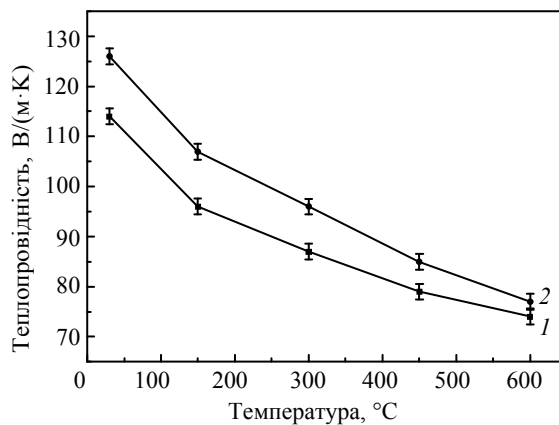


Рис. 9. Порівняння теплопровідності зразків сплавів, отриманих з порошків WC 001 (1), WC 002 (2).

Два типи зубів із твердого сплаву WC–6Co, отримані з порошків WC з різною кристалічністю, було виготовлено для долота D140 DTH, яке використовується для буріння гірських порід (рис. 10, а). Випробування проводили на ділянці гідроенергетичного проекту. Обсяг будівельних робіт за проектом перевищував 20 млн. м<sup>3</sup>, поверхневий шар будівельного майданчика – пісок і вивітрена гірська порода, а нижній шар – граніт з високою твердістю. Місце будівництва з використанням долота D140 DTH показано на рис. 10, б–г.

Результати випробувань показують, що долото D140 DTH, зібране зі твердосплавними зубцями, виготовленими зі сплаву з порошку WC 001 в умовах твердої породи, зупинило процес буріння на глибині 270 м через різну ступінь руйнування середніх та крайніх зубів, що сталося під час буріння (рис. 11, а). Долото D140 DTH, зібране із твердосплавними зубцями, виготовленими зі сплаву з порошку WC 002, виявило рівномірний знос під час буріння (рис. 11, б). Термін служби склав 525 метрів, що приблизно вдвічі довше, ніж у зубів, виготовлених зі сплаву з порошку WC 001. На рис. 9 видно, що поліпшення кристалічності WC приводить до поліпшення теплопровідності сплавів. Дослідження [35, 36] показали, що термостійкість сплаву пропорційна його теплопровідності, а збільшення теплопровідності покращує термос-

тійкість сплаву [37]. У той же час поліпшення кристалічності зерен WC в сплавах також приводить до збільшення  $K_{Ic}$ , границі міцності під час стискання та ударної в'язкості (табл. 5). Збільшення значень  $K_{Ic}$ , границі міцності під час стискання та ударної в'язкості покращують стійкість до поширення тріщин, що приводить до поліпшення експлуатаційних властивостей сплавів [38]. Отже, сировинний матеріал з висококристалічного порошку є основою отримання високоєфективного твердого сплаву.

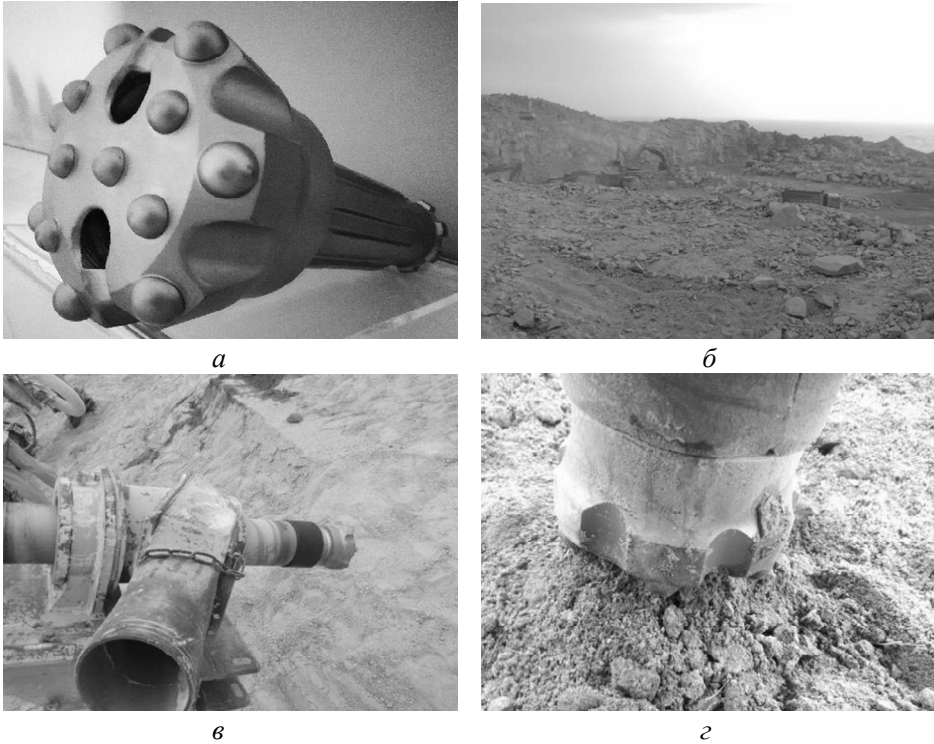


Рис. 10. Долото D140 ДТН окремо (а) та при застосуванні на будівельному майданчику (б-г).

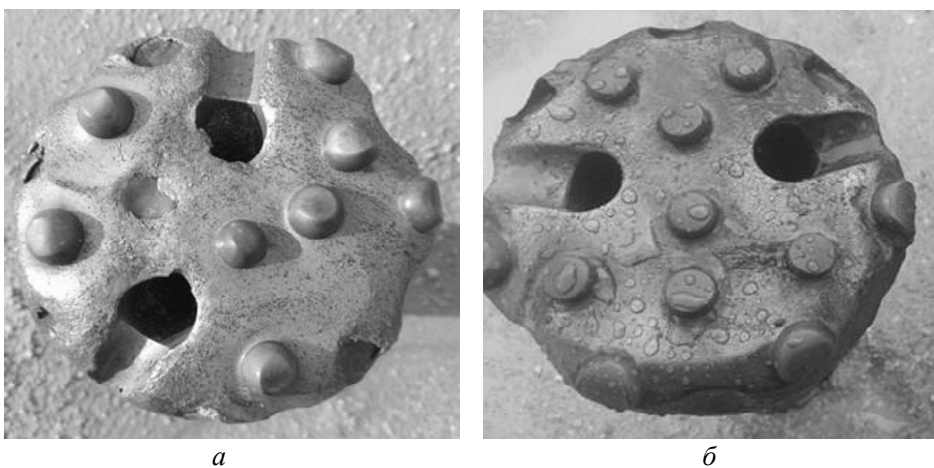


Рис. 11. Морфологія поверхні двох видів свердлов ДТН, отриманих з порошків WC 001 (а), WC 002 (б).

## ВИСНОВКИ

Кристалічність різних порошків WC можна добре дослідити методами рентгенівської дифракції, скануючої електронної мікроскопії і вимірюванням розміру частинок лазерним тестером.

Структурні характеристики твердого сплаву, отриманого з армуванням WC з високою кристалічністю, є такими: розчинність сполучної фази низька, немає очевидної зони переходу на границі розділу WC та Co, дислокацій WC у твердому сплаві мало, а кристалічна структура має порівняно низьку кількість дефектів, середній розмір зерен сплаву крупний, а розподіл зерна за розмірами рівномірний.

Твердість твердого сплаву, виготовленого з порошків WC з високою кристалічністю, незначно знижується, тоді як в'язкість руйнування, опір поперечного розриву, міцність під час стискання та ударна в'язкість збільшуються. Термін служби гірничих інструментів збільшується в практичних умовах застосування.

## ФІНАНСУВАННЯ

Автори вдячні фінансовій підтримці Science and Technology Major Project of Fujian under Grant 2017HZ0001-1.

Zhongnan Xiang<sup>1, 2</sup>, Zhanjiang Li<sup>3</sup>, Hongbo Nie<sup>2</sup>, Fa Chang<sup>2, 3</sup>,  
Pinqiang Dai<sup>1, 3</sup>

<sup>1</sup>College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University,  
Fuzhou Fujian, China

<sup>2</sup>Xiamen Tungsten Co., LTD. Technology Center,  
Xiamen Fujian, China

<sup>3</sup>College of Materials Science and Engineering, Fujian University  
of Technology, Fuzhou Fujian, China

Effect of crystallinity of WC on microstructure, properties  
and application of WC–Co cemented carbide

*The microstructure, properties and applications of WC–Co cemented carbide prepared with WC powders with different crystallinity were compared. The results show that the crystallinity of different WC powders can be well characterized by XRD, SEM and laser particle size measurements. The hardness of the cemented carbide prepared with WC powders with a high crystallinity decreases slightly, while the fracture toughness, transverse rupture strength, crushing strength and impact toughness increase. The preparation of a raw WC material with a high-crystallinity is the basis of a high-performance cemented carbide.*

**Keywords:** WC crystallinity, microstructure, cemented carbide, mining alloy.

1. Herber R.P., Schubert W.D., Lux B. Hardmetals with “rounded” WC grains. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2006. Vol. 24. P. 360–364.
2. 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.
3. Shatov A.V., Firstov S.A., Shatova I.V. The shape of WC crystals in cemented carbides. *Mater. Sci. Eng. A.* 1998. Vol. 242. P. 7–14.
4. Shatov A.V., Ponomarev S.S., Firstov S.A. Fracture of WC–Ni cemented carbides with different shape of WC crystals. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2008. Vol. 26. P. 68–76.
5. 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.
6. Li Z., Zhu L. Microstructure and properties of WC–10%Co cemented carbides with plate-like WC grains. *J. Central South University (Sci. Technol.)*. 2010. Vol. 41. P. 521–525.

7. Zhang J. Effect of reduction and carbonization temperature of tungsten powder on WC phase substructure and mechanical properties of tungsten-cobalt alloy. *Cemented Carbide*. 1990. Vol. 1. P. 1–7.
8. 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). *Sverkhverdye Materialy*. 2006. no. 6. P. 3–17.
9. Lisovsky A.F. Formation of mesostructure in WC–Co cemented carbides (a review). *Sci. Sintering*. 2011. Vol. 43, no. 2. P. 161–173.
10. Lisovsky A.F. On the formation of a refractory skeleton in composite materials (a review). *J. Superhard Mater.* 2013. Vol. 35, no. 2. P. 65–76.
11. Lisovsky A.F., Bondarenko N.A. The role of interphase and contact surfaces in the formation of structures and properties of diamond–(WC–Co) composites (a review). *J. Superhard Mater.* 2014. Vol. 36, no. 3. P. 145–155.
12. 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.
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. *Sverkhverdye Materialy*. 2004. No. 6. P. 3–15.
14. 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  $C_{\text{diamond}}\text{--VK6}$  and  $C_{\text{diamond}}\text{--(VK6--CrB}_2\text{--W}_2\text{B}_5)$ . *Fizicheskaya Mezomekhanika*. 2005. Vol. 8, no. 2. P. 99–106.
15. 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. Vol. 2. P. 18–24.
16. Bondarenko N.A., Mechnik V.A. Drilling oil and gas wells by ISM diamond tools. *SOCAR Proc.* 2011. Vol. 3. P. 6–12.
17. Aleksandrov V.A., Alekseenko N.A., Mechnik V.A. Study of force and energy parameters in cutting granite with diamond disc saws. *Sov. J. Superhard Mater.* 1984. Vol. 6, no. 6. P. 46–52.
18. Dutka V.A., Kolodnitskiy V.M., Zabolotnyj S.D., Sveshnikov I. A., Lukash V.A. Simulation of the temperature level in rock destruction elements of drilling bits. *Sverkhverdye Materialy*. 2004. No. 2. P. 66–73.
19. Dutka V.A., Kolodnitskiy V.M., Mel'nichuk O.V., Zabolotnyj S.D. Mathematical model for thermal processes occurring in the interaction between rock destruction elements of drilling bits and rock mass. *Sverkhverdye Materialy*. 2005. No. 1. P. 67–77.
20. Zhukovskij A.N., Majstrenko A.L., Mechnik V.A., Bondarenko N.A. The stress-strain state of the bonding around the diamond grain exposed to normal and tangent loading components. Part 1. Model. *Trenie I Iznos*. 2002. Vol. 23, no. 2. P. 146–153.
21. Zhukovskij A.N., Majstrenko A.L., Mechnik V.A., Bondarenko N.A. Stress-strain state of the matrix around the diamond grain exposed to the normal and tangent loading components. Part 2. Analysis. *Trenie I Iznos*. 2002. Vol. 23, no. 4. P. 393–396.
22. Sveshnikov I.A., Kolodnitskiy V.N. Optimization of the hard alloy cutter arrangement in the drilling bit body. *Sverkhverdye Materialy*. 2006. Vol. 4. P. 70–75.
23. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Dub S.N., Kolodnitskiy V.M., Nesterenko Y.V., Kuzin N.O., Zakiev I.M., Gevorkyan E.S. A study of microstructure of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN metal matrix for diamond containing composites. *Mater. Character.* 2018. Vol. 146. P. 209–216.
24. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskiy V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Storchak M., Dub S.N., Kuzin N.O. Physico-mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn and Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocomposites obtained by powder metallurgy methods. *Tribol. Ind.* 2019. Vol. 41, no. 2. P. 188–198.
25. GB 3851–83. Hard alloy bending strength measuring method. China Standards Press. 1983. P. 189–194.
26. Roebuck B. Measuring WC grain size distribution. *Metal Powder Report*. 1999. Vol. 54. P. 20–24.
27. Pat. CN201210286816.6. Hongbo N., Chonghu W., Qisen Z., et al. A preparation method of extra coarse-grained WC–Co hardmetals. Publ. 13.08.2012.

28. Wu C., Nie H., Zeng Q., Xiao M. Microstructure and mechanical properties of extra coarse grained cemented carbides. *Mater. Sci. Eng. Powder Metall.* 2013. Vol. 18. P. 198–204.
29. Ely D.R., García R.E., Thommes M. Ostwald–freundlich diffusion-limited dissolution kinetics of nanoparticles. *Powder Tech.* 2014. Vol. 257. P. 120–123.
30. Hongbo N., Qisen Z., Jianping Z., Xiao W., Yang Y. The preparation, preparation mechanism and properties of extra coarse-grained WC–Co Hardmetals. *Metal Powder Report.* 2017. Vol. 72. P. 188–194.
31. Wu Y.F. Study on mechanism of phase transformation in binder phase. *Cemented Carbide.* 2004. Vol. 21. P. 65–69.
32. Mingard K.P., Roebuck B., Bennett E.G., Gee M.G., Nordenstrom H., Sweetman G., Chan P. Comparison of EBSD and conventional methods of grain size measurement of hardmetals. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2009. Vol. 27. P. 213–223.
33. Mingard K.P., Roebuck B., Marshall J., Sweetman G. Some aspects of the structure of cobalt and nickel binder phases in hardmetals. *Acta Mater.* 2011. Vol. 59. P. 2277–2290.
34. Chenhui Xie, Huatang Zhou, Pen Yu. Study on Shear Mechanism and Microstructure of Cobalt Binder Phase. *Cemented Carbide.* 2013. Vol. 30. P. 242–248.
35. Beste U., Hartzell T., Engqvist H., Axén N. Surface damage on cemented carbide rock-drill buttons. *Wear.* 2001. Vol. 249. P. 324–329.
36. Liang D.B. Thermal fatigue and shock-resistant material for earth-boring bits: USA6197084 [P]. 2001–03–06.
37. Kindermann P., Schlund P., Sockel H.G., Herr M., Heinrich W., Görting K., Schleinkofer U. High-temperature fatigue of cemented carbides under cyclic loads. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 1999. Vol. 17. P. 55–68.
38. Zhang L., Wang Y., Yu X., Wang Z. Effect of particle size and morphology of tungsten carbide powder on grain size, grain morphology and properties of cemented carbide. *China Tungsten Industry.* 2008. Vol. 23. P. 23–26.

Надійшла до редакції 22.08.19

Після доопрацювання 04.11.19

Прийнята до опублікування 05.11.19