

І. О. Гнатенко^{1,*}, І. В. Андреєв¹, С. О. Лисовенко¹,
О. С. Роїк², О. С. Осіпов¹, Т. О. Косенчук¹

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакула
НАН України, м. Київ, Україна

²Київський національний університет ім. Тараса Шевченка,
м. Київ, Україна

*gnatenko_i@ukr.net

Вплив температури баротермічної обробки спечених твердих сплавів на еволюцію їхньої структури та властивостей

Здійснено дослідження впливу температури баротермічної обробки за тиску 8 ГПа і температури 1450–1700 °С на зміну структури та властивостей твердих сплавів з різним вмістом кобальту. Встановлено, що застосування баротермічної обробки приводить до росту зерна карбідної фази на 30 % та до зниження загальної пористості. Водночас у сплавах WC–6Co, оброблених за умов твердофазного спікання, відбувається підвищення твердості та коефіцієнта інтенсивності напружень. Баротермічна обробка сплавів WC–15Co за температури існування рідкої фази приводить до утворення інтерметалідних фаз типу Co₃W₃C.

Ключові слова: твердий сплав, баротермічна обробка, апарат високого тиску, структура, твердість, рентгенофазовий аналіз.

ВСТУП

Розвиток нових та удосконалення існуючих технологій отримання матеріалів та їхнього застосування як конструкційних елементів та інструментів направлений на їхнє удосконалення та пошук шляхів підвищення якості уже існуючих матеріалів. Так, у процесі виробництва конструкційних та інструментальних матеріалів на основі вольфрамів твердих сплавів з метою підвищення їхніх властивостей застосовують різноманітні методи спікання та обробки [1–4], а в останні роки розвиваються дослідження по застосуванню високих (до 10 ГПа) тисків для отримання твердосплавних матеріалів [5–11].

Попередніми дослідженнями різних авторів встановлено, що баротермічна обробка твердих сплавів системи WC–Co підвищує їхню твердість та мікротвердість [6, 12], а зміна цього показника залежить від умов баротермічної обробки (температури, тиску та тривалості витримки) [6, 12, 13]. Також вивчення фазового складу оброблених тиском зразків вказує на виникнення фази типу η_1 (Co₃W₃C), що призводить до різкого погіршення фізико-механічних властивостей твердих сплавів [7]. Отже, саме невизначеність щодо впливу баротермічної обробки на структурний стан та фізико-механічні властивості твердих сплавів вказує на недостатність відомостей відносно процесів, що відбуваються в структурних компонентах твердих сплавів під дією високих тисків та температур (НРНТ обробка). На погляд авторів, супе-

речливість результатів виникає внаслідок того, що до досліджуваних твердих сплавів застосовували різні технологічні режими НРНТ обробки. Одним із ключових фізичних чинників, що мають вплив на структурний стан та властивості твердих сплавів, є температура. Температура має ключовий вплив як на власне спікання твердого сплаву, так і на подальшу його обробку.

Відомо, що для виготовлення надтвердих композиційних матеріалів на основі алмазу та кубічного нітриду бору широко застосовують апарати високого тиску типу “тороїд”, де основним конструкційним елементом комірки високого тиску є матриця з вольфрамового твердого сплаву типу WC-Co. У процесі вирощування монокристалів алмазів також застосовують конструкційні елементи на основі твердих сплавів. Проте, режими експлуатації комірок високого тиску під час отримання композиційних матеріалів і вирощування алмазів суттєво відрізняються. У разі вирощування алмазів твердо-сплавні матриці можуть знаходитися в умовах високого тиску та температури протягом 100 год і більше, а для спікання композиційних матеріалів, наприклад кубічного нітриду бору, застосовують високі тиски та температури лише протягом лічених хвилин. Водночас, в обох, описаних вище випадках, під дією високого тиску та температури з часом або зі збільшенням кількості навантажень (циклів) на матрицю відбувається її руйнування. На разі не встановлено механізм руйнування матриць, не визначено основні фактори впливу на стійкість матриць, оскільки спеціальних досліджень поведінки твердих сплавів системи WC-Co під дією високого тиску та високої температури не проводили. Тому дослідження з визначення впливу окремих факторів НРНТ обробки (температури, тиску, тривалості витримки) з метою їхньої оптимізації є актуальним завданням.

Матриці для апаратів високого тиску виготовляють з твердих сплавів, а режими роботи апаратів в залежності від поставлених завдань можуть різнитися, саме тому метою даної роботи було дослідження впливу температури баротермічної обробки на зразки зі спеченого твердого сплаву типу WC-Co, який переважно застосовують для виготовлення матриць апаратів високого тиску. Для порівняння поведінки матеріалів дослідження проводили для сплавів з різним вмістом кобальту, що дало можливість простежити зміни в прошарках зв’язуючої кобальтової фази та визначити роль зв’язуючої фази в твердих сплавах під час дії на них високого тиску та температури.

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для проведення дослідження було виготовлено зразки циліндричної форми. Компонентний склад твердосплавної суміші містив Co у кількості 6 і 15 % (за масою). Порошки карбіду WC та Co у відповідних пропорціях було розмелено у кульовому млині протягом 48 год, пластифіковано за допомогою замішування з розчином каучуку в бензині та сформовано дослідні зразки діаметром 10 мм і висотою 7,5 мм. Температура спікання для сплаву WC-6Co становила 1450 °C, а для сплаву WC-15Co – 1370 °C, витримка – 20 хв, залишковий тиск під час спікання – 2,6 Па; розміри спечених зразків після спікання: діаметр – 8,0 мм, висота – 6,0 мм, коефіцієнт усадки – 1,25. Густина спечених зразків для сплаву WC-6Co становила 14,85 г/см³, а для сплаву WC-15Co – 13,90 г/см³. Термобаричну обробку спечених зразків твердого сплаву здійснювали в апараті високого тиску типу “тороїд” з розміром робочої камери 15 мм. Температуру і тиск НРНТ обробки визначали на основі аналізу літературних даних щодо впливу високого тиску та температури на структуру та фізико-хімічні характеристики матеріалів [8]. Параметри НРНТ обробки були

наступними: тиск – 8 ГПа з витримкою під тиском 2 хв; температура для сплаву WC–6Co – 1550 і 1700 °С; для сплаву WC–15Co температура обробки була дещо нижчою і становила 1450 і 1600 °С. Для сплаву з вищим вмістом Co температура спікання та термобаричної обробки була нижчою відповідно до кількості рідкої фази, що утворюється під час його спікання та наступної термобаричної обробки [14].

На досліджуваних зразках до (вихідний) і після НРПТ обробки визначали густину ρ , г/см³, коерцитивну силу H_{cm} , А/см, проводили металографічний та рентгеноструктурний аналізи. Твердість зразків вимірювали на твердомірі Роквелла за шкалою HRA. Визначення фізико-механічних характеристик зразків сплавів здійснювали за стандартами ISO, прийнятими у порошковій металургії [15].

Рентгеноструктурний аналіз проводили з використанням установки ДРОН-3, фокусування – за Брегом-Брентано; щілини: на коліматорі – 1 мм, на детекторі – 0,5 мм, горизонтальна щілина – 6 мм; напруга живлення трубки з мідним антикатодом – 26 кВ, струм живлення – 20 мА. Реєстрацію рентгеновського випромінювання здійснювали з використанням сцинтиляційного блоку детектування БДС-6-05.

Під час зйомки в неперервному режимі окремо записувався час появи кожного зареєстрованого імпульсу, що дозволяє будувати криву розсіювання рентгеновських променів без зміщення піків. Розрахунки проводили за допомогою програми XRCEA [7].

Для визначення коерцитивної сили було використано коерцитиметр Кобальт 1. На приладі визначали коерцитивну силу, що відповідає нульовій залишковій намагніченості ($M = 0$). Похибка повторних замірів одного і того ж зразка не перевищувала 2 %.

Значення твердості за Роквеллом (шкала А) (HRA) вимірювали за допомогою вдавлювання алмазного конуса з внутрішнім кутом $120^\circ \pm 0,5^\circ$ за попереднім навантаженням 98,07 Н і загальним навантаженням 558,4 Н на твердомірі ТК–2.

Коефіцієнт інтенсивності напружень визначали з використанням критерію Палмквіста. Тріщиностійкість зразків визначали з використанням методики, заснованої на дослідженні характеристик відбитків і тріщин, утворених алмазною пірамідою Віккерса. Вимірювання довжини тріщин, що утворюються у відбитках під час навантаження і проходять як продовження діагоналей відбитка, та довжини діагоналей відбитка дозволяє оцінити тріщиностійкість матеріалу за формулою Палмквіста:

$$K_{Ic} = 7,24 \cdot 10^{-2} \frac{P}{C^{3/2}}, \quad C = \frac{2Cx + 2Cy}{4},$$

де P – навантаження на індентор; C – сума довжини тріщин та діагоналі відбитка по відповідній осі [16, 17].

Металографічний аналіз проводили на заздалегідь підготованих шліфах на дослідних зразках. Зображення мікроструктур одержано за допомогою металографічних оптичних мікроскопів ХУМ-102 та МИМ-8. Розмір зерна карбідної фази є однією з найбільш важливих контрольних характеристик структури твердих сплавів. У [18] рекомендовано використовувати середнє арифметичне значення довжини лінійних відрізків січної як параметр для визначення розміру зерна WC. Для двофазного матеріалу, такого як твердий сплав (фази WC та Co), кожену фазу треба вимірювати незалежно. Там, де січна лінія перетинає зерно WC, довжину лінії l_i вимірювали за допомогою каліброваної

лінійки (де $i = 1, 2, 3, \dots, n$ для $1, 2, 3, \dots, n$ зерна). Підраховували не менше 200 зерен для зменшення статистичного розкиду до 10 %. Середній лінійний розмір перетину зерна визначали як $\bar{l} = \frac{\sum l_i}{n}$, мкм; l_i , мкм – виміряна довжина кожного окремого відрізка; $\sum l_i$, мкм – сума виміряної довжини кожного окремого відрізка; n – кількість зерен WC, що перетинаються січною.

РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТУ

В результаті металографічного аналізу було визначено пористість зразків, наявність вільного вуглецю та фаз типу η , результати зведено до табл. 1.

Таблиця 1. Результати металографічного аналізу мікроструктури твердих сплавів WC–6Co, WC–15Co вихідних та після НРНТ обробки

Зразок	Умови спікання	Пористість, за шкалою пористості [10]	Вміст графіту	Середній розмір зерна WC, d_{WC} , мкм	Наявність η_1 -фази
WC–6Co	Вільне спікання у вакуумі	B02	сліди	1,8	немає
	+ НРНТ 1550 °C, 8ГПа, 2 хв	A02	немає	2,1	немає
	+ НРНТ 1700 °C, 8ГПа, 2 хв	A04	немає	2,3	немає
WC–15Co	Вільне спікання у вакуумі	A02	C06 (0,2 %)	1,9	немає
	+ НРНТ 1450 °C, 8ГПа, 2 хв	A02	сліди	2,2	немає
	+ НРНТ 1600 °C, 8 ГПа, 2 хв	A02	сліди	2,2	η -фаза

У результаті металографічного дослідження зразків твердого сплаву встановлено, що після НРНТ обробки загальна пористість зразка майже не змінюється і складає 0,02 % (за об'ємом), проте розміри мікропор зменшилися від 20 до 10 мкм (від B02 до A02 за шкалою пористості) для твердого сплаву WC–6Co. Пори розмірами більше 20 мкм були відсутні.

У сплавів з підвищенням температури обробки відбувається ріст зерна на 30 %, в сплаві з більшим вмістом зв'язки цей процес інтенсивніший, а застосування НРНТ обробки за температури 1700 °C веде до появи ряду сторонніх фаз, які перешкоджають росту зерна, проте призводять до окрихчування сплаву.

Мікроструктуру твердих сплавів WC–6Co і WC–15Co до та після обробки тиском, отримані на оптичному мікроскопі МИМ-8 зі збільшенням у 1000 разів після травлення, наведено на рис. 1.

З наведених на рис. 1 зображень структур видно, що з підвищенням температури обробки відбувається ріст зерен WC. В сплавах з нижчим вмістом Co ріст зерен стає більш інтенсивним з підвищенням температури, на відміну від сплавів системи WC–15Co. В сплавах з більшим вмістом зв'язки існують кращі умови для росту зерен, проте і для утворення інтерметалідних фаз також. Саме утворення фази типу η веде до зниження інтенсивності зростання зерен WC. На отриманих зображеннях мікроструктури матеріалів було визначено розмір карбідного зерна дослідних сплавів (див. табл. 1).

Наступні рентгеноструктурні дослідження також доводять цей факт (рис. 2, б). Тому вважаємо, що на інтенсивність росту карбідних зерен сплаву WC–15Co впливає присутність інших фаз, окрім зв'язки, які затримують ріст зерен та

уповільнюють процеси розчинення-осадження карбідних зерен, оскільки своєю присутністю в сплаві можуть змінювати склад зв'язуючої фази, а також можуть впливати і на її розчинні властивості та змочування.

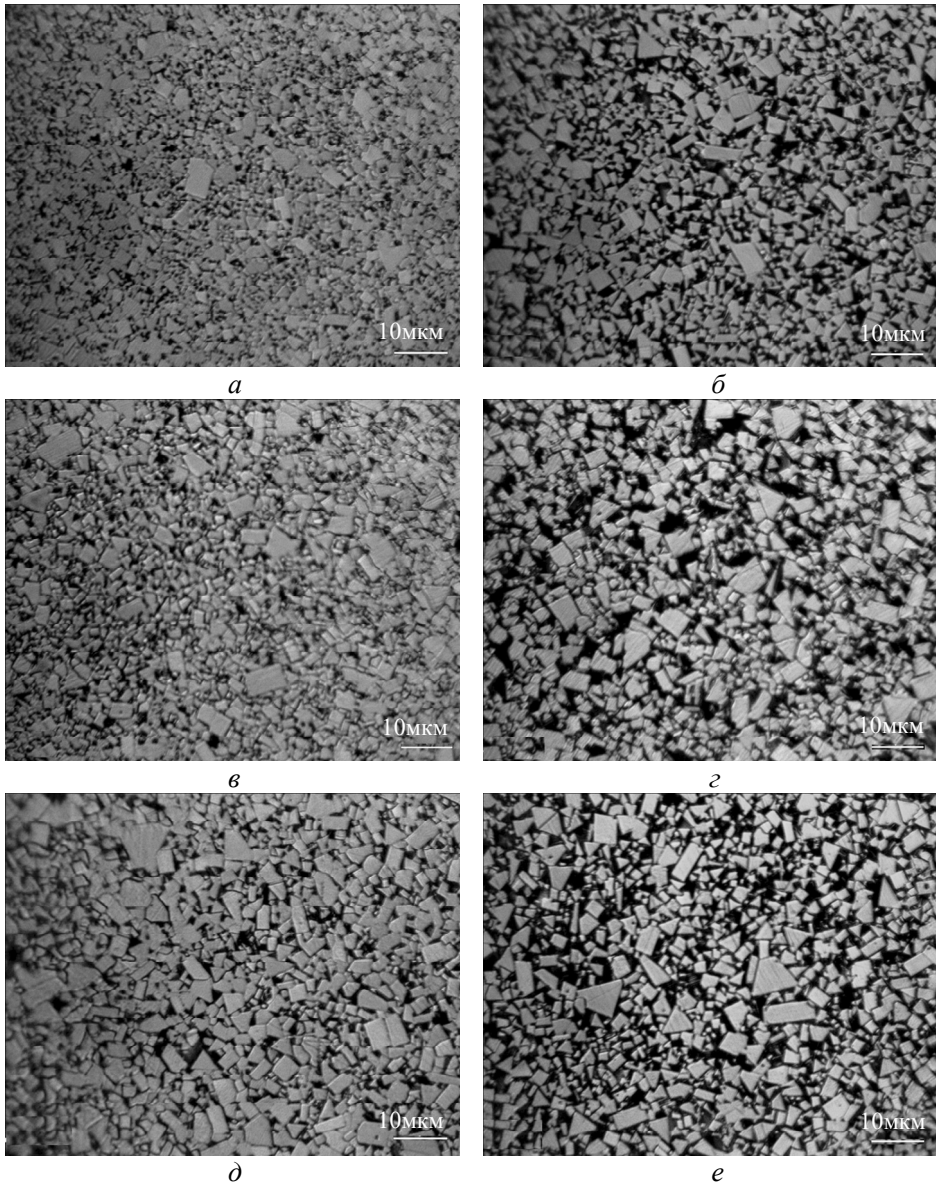


Рис. 1. Характерні зображення мікроструктури твердих сплавів WC–6Co (*a, в, д*) та WC–15Co (*б, г, e*) до (*a, б*) та після обробки тиском за температури 1550 і 1700 (*в, д*) та 1450 і 1600 (*г, e*) °C.

Під час порівняння зразків зі сплаву WC–6Co до та після баротермічної обробки встановлено, що в обробленому зразку за нижчих температур (в структурі присутні тільки тверді фази) піки WC звужились і виростили, тобто відбулась перекристалізація WC. Порівняння зразків зі сплаву WC–15Co також свідчить про те, що після баротермічної обробки відбувається перекристалізація зерен карбіду WC, аналогічно сплаву WC–6Co. Вихідні широкі лінії карбіду вольфраму (на рентгенограмі вихідні зразки) свідчать про те, що попе-

редньо під час приготування твёрдосплавної суміші відбулося подрібнення частинок WC, що призвело до появи внутрішніх напружень в зразках та зменшення середнього розміру зерна WC. Наступна баротермічна обробка спечених зразків за нижчих (1450 і 1550 °C) температур для сплавів WC–6Co та WC–15Co відповідно сприяла зменшенню внутрішніх напружень в спечених зразках, що відобразилося на звуженні ширини ліній карбиду вольфраму.

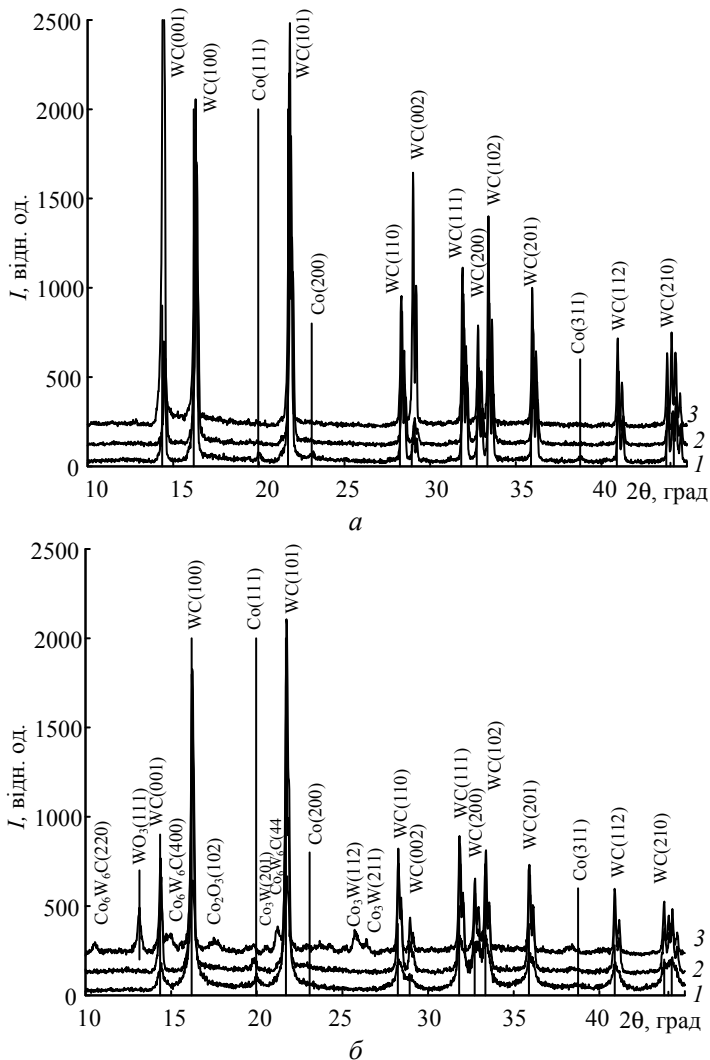


Рис. 2. Рентгенограми зразків із твердих сплавів WC–6Co (а) (вихідний, спечений у вакуумі за температури 1450 °C (1), після НРНТ 1550 (2) і 1700 (3) °C) та WC–15Co (б) (вихідний, спечений у вакуумі за температури 1350 °C (1), після НРНТ 1450 (2) і 1600 (3) °C).

В сплаві з низьким вмістом зв'язки (6 % (за масою)) утворення сторонніх фаз не виявлено. Проте, вищий вміст (15 % (за масою)) зв'язуючої фази в твердому сплаві у процесі його НРНТ обробки за умов існування рідкої фази (температура обробки 1700 °C) в апараті високого тиску типу “тороїд” сприяє утворенню інтерметалідних фаз Co₃W₉C₄, Co₆W₆C і веде до окиснення матеріалу з утворенням Co₂O₃, WO₃. Тобто більший вміст зв'язки під час НРНТ обробки сприяє інтенсифікації дифузійних процесів між компонентами твер-

дого сплаву, а також і з вмістом газу, що може бути присутній в мікропорах матеріалу.

У процесі дослідження фізико-механічних характеристик сплавів WC–6Co та WC–15Co встановлено, що густина спечених зразків з твердого сплаву WC–6Co до обробки тиском та після майже не змінюється, а густина спечених зразків з WC–15Co після баротермічної обробки знаходиться в межах однієї марки сплаву. Водночас, отримані значення *HRA* та K_{Ic} (табл. 2), вказують на утворення сплавів з максимальною твердістю у разі застосування більш низьких температур обробки, що пояснюється меншим розміром зерна в порівнянні зі сплавами, обробленими за вищих температур, та формуванням міцних контактів між зернами і відсутністю сторонніх фаз.

Можливо також, що після спікання структура твердих сплавів знаходиться в деякому напруженому стані, а наступна баротермічна обробка сприяє зняттю цих внутрішніх напружень, за рахунок чого утворюються більш міцні контакти між карбідними зернами за температур на рівні чи близьких до температури утворення рідкої фази (1450 та 1550 °C відповідно до марок сплаву). За температур НРНТ обробки, за яких утворюється значна кількість рідини в системі WC–Co, дифузійні процеси інтенсифікуються, а також відбувається взаємодія компонентів системи з атомами сторонніх домішок, що “замкнені” в закритих порах, а також створюються умови активної взаємодії компонентів матеріалу з киснем з навколишнього середовища. Внаслідок цього на границях зерен WC, ймовірно, утворюються сторонні фази, які роблять матеріал більш крихким, а також сприяють виникненню внутрішніх напружень, що в результаті призводить до погіршення властивостей матеріалу.

Таблиця 2. Результати вимірювання фізико-механічних характеристик дослідних партій зразків

Зразок		Коерцитивна сила H_{ct} , А/см	Твердість HRA	Коефіцієнт інтенсивності напружень K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
WC–6Co	вихідний	12650	90,5	10,6
	НРНТ 1550	8400	90,8	11,8
	НРНТ 1700	7425	89,1	9,6
WC–15Co	вихідний	6450	86,0	–
	НРНТ 1450	5000	88,0	–
	НРНТ 1600	5250	86,5	–

ВИСНОВКИ

У процесі НРНТ обробки спечених твердих сплавів за температур 1450 і 1550 °C, що не відповідають утворенню рідкої фази за умов високого тиску (відповідно до літературних джерел у разі дії тиску до 10 ГПа температура утворення рідкої фази матеріалів W та Co підвищується на 200 град), відбувається ріст зерна карбідної фази на 10–15 %. Тобто під час дії тиску відбувається твердофазне спікання з ростом зерна за рахунок зміцнення окремих контактів та кращого підлаштування ґраток окремих кристалів WC, що сприяє їхньому укрупненню.

За вищих (1600 і 1700 °C) температур, що відповідають утворенню рідкої фази, карбідне зерно продовжує рости (збільшується на 30 %) в сплавах з меншим вмістом зв’язки та відбувається окиснення компонентів матеріалів з більшим вмістом зв’язки (утворюється WO₃ та Co₂O₃.)

Присутність зв'язуючої фази в невеликій кількості перешкоджає взаємодії газів, що присутні в структурі спечених твердих сплавів, з карбідом вольфраму. Більша кількість зв'язуючої фази сприяє активнішій взаємодії зв'язки з киснем, що присутній в сплаві, з утворенням оксидів і інтерметалідів. Такий протилежний ефект можна пояснити насиченістю кобальтового розчину атомами вольфраму та вуглецю, що залежить від вмісту зв'язки.

Головним чинником процесів, що відбуваються в твердосплавних матеріалах під час дії високого (8 ГПа) тиску є температура обробки.

НРНТ обробка твердих сплавів за оптимальних (1450 і 1550 °С) температур сприяє підвищенню їхньої твердості та коефіцієнта інтенсивності напружень (характеристика тріщиностійкості).

I. O. Hnatenko¹, I. V. Andreiev¹, S. O. Lysovenko¹, O. S. Roik²,
O. S. Osipov¹, T. O. Kosenchuk¹

¹Bakul of Institute of Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

²Taras Shevchenko National University of Kyiv, Kyiv, Ukraine

The influence of the temperature of barothermal processing
of sintered cemented carbides on the evolution
of their structure and properties

A study of the influence of barothermal processing temperature (pressure 8 GPa, at temperatures 1450–1700 °C) on changes in the structure and properties of cemented carbides with different cobalt content was carried out. It was established that the application of barothermal treatment leads to the growth of the grain of the carbide phase by 30 % and to the decrease of the total porosity. At the same time, WC–6Co alloys processed under the conditions of solid-phase sintering experience an increase in hardness and stress intensity factor. Barothermal processing of WC–15Co alloys at the temperature of existence of the liquid phase leads to the formation of intermetallic phases of the type Co₃W₃C

Keywords: cemented carbides, barothermal treatment, high pressure apparatus, structure, hardness, X-ray phase analysis.

1. Xiang Z., Li Z., Chang F., Dai P. Effect of heat treatment on the microstructure and properties of ultrafine WC–Co cemented carbide. *Metals*. 2019. Vol. 9, no. 12, art. 1302.
2. Прокопів Н.М., Бондаренко В.П., Харченко О.В., Гнатенко І.А. Влияние термокомпрессионной обработки на структуру и свойства сплава WC–8Co с добавками Cr₃C₂. *Сверхтв. материалы*. 2006. № 6. С. 47–51.
3. Petersson A., Ågren J. Constitutive behaviour of WC–Co materials with different grain size sintered under load. *Acta Mater*. 2004. Vol. 52, no. 7. P. 1847–1858
4. Pat. 6071469A US. C22C1/05; C22C29/08; C23C30/00. Sintering method with cooling from sintering temperature to below 1200 °C in a hydrogen and noble gas atmosphere / Rohlin Barbro, Ang Lsson Margareta P., Kesson Leif. Publ. Jun., 2000.
5. Mashhadikarimia M., Gomes U.U., Oliveira M.P., Guimarães R.D.S., Filgueira M. Study HTHP sintered WC/Co hardmetal. *Mater. Res*. 2017; Vol. 20, no. 1. P. 138–143,
6. Fan X., He D., Wang P., Li D., Liu Y., Ma D., Du Y., Gao S., Kou Z. High pressure infiltration sintering behavior of WC–Co alloys. *High Press. Res*. 2016. Vol. 36, no. 4. P. 585–594.
7. Marques C.M.F.G., Bobrovnichii G.S., Holanda J.N.F. High pressure sintering of WC–10Co doped with rare-earth elements. *Sintering of Ceramics. New Emerging Techniques* / ed. Dr. Arunachalam Lakshmanan. InTech, 2012.
8. Hnatenko I.O., Andreiev, I.V., Bondarenko V.P. Analyzing the effect of high pressures and temperatures on the formation of the structure and properties of WC–Co hard alloys. *J. Superhard Mater*. 2021. Vol. 43, no. 4. P. 261–264.
9. Gnatenko I., Andreiev I., Lysovenko S., Bondarenko V., Loshak M., Shulzhenko O. Treatment by high pressure of WC–Co cemented carbides. *Int. Conf. "E-MRS fall Meeting"*, 15–19 September, 2015. Warsaw: Warsaw University of Technology, Poland, 2015. SD Flash. Symposium T-2.

10. Andreiev I.V., Gnatenko I.O., Lysovenko S.O., Gargin V.G. Influence of high pressure and temperature on the structure and properties of the WC–6Co hard alloy. *J. Superhard Materials*. 2018, Vol. 40, no. 2, P. 127–130.
11. Baek M.S., Park H.S., Lee J., Lee K.A. Effect of diamond particle size on the microstructure and wear property of high pressure high temperature (HPHT) sintered polycrystalline diamond compact (PDC). *J. Korean Inst. Metals Mater.* 2017. Vol. 55, no. 11. P. 790–797.
12. Rodrigues M.F., Bobrovnichii G.S., Ramalho A.M., Filgueira M. Pressure assisted WC–15%wt Co sintering. *Mater. Sci. Forum*. 2005. November. P. 498–499.
13. Karimi M.M., Gomes U.U., Oliveira M.P., Guimarres R.D.S., Filgueira M. High pressure assisted WC/Co hardmetal sintering–effect of sintering temperature. *AIP Conf. Proc.* 2017. Vol. 1809, art. 020025.
14. Шульженко А.А., Гаргин В.Г., Шишкин В.А., Бочечка А.А. Поликристаллические материалы на основе алмаза / отв. ред. Н.В. Новиков; АН УССР. ИСМ. Киев: Наук. думка, 1989. 192 с.
15. Фомина О.И., Суворова С.Н., Турецкий Я.М. Порошковая металлургия. Энциклопедия международных стандартов. Москва: ИПК Изд-во стандартов, 1999. 312 с.
16. Соколов О.М, Гаргин В.Г., Русінова Н.О. Структура і фізико-механічні властивості алмазного гібридного полікристалічного композиту, одержаного спіканням при високих тисках. *Science and Technology: Problems, Prospects and Innovations. Proc. 5th Int. Sci. and Pract. Conf.* CPN Publishing Group. Osaka, Japan. 2023. P. 119–125
17. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. Киев: Наук. думка, 1984. 328 с.
18. Bennett E.G., Roebuck B. The metallographic measurement of hardmetal grain size. *Measurement Good Practice Guide*. 2000. January. No. 22.

Надійшла до редакції 22.05.23

Після доопрацювання 23.05.23

Прийнята до опублікування 28.06.23