УДК 669.018.25

ЗМІНА МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ТВЕРДОГО СПЛАВУ ТИПУ WC–Со ВНАСЛІДОК ОБРОБКИ ЗА ВИСОКИХ ТИСКУ ТА ТЕМПЕРАТУР

I. О. ГНАТЕНКО¹, I. В. АНДРЕЄВ¹, С. О. ЛИСОВЕНКО¹, О. С. РОЇК², М. О. ЦИСАР¹, Т. О. КОСЕНЧУК¹

¹ Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, Київ; ² Київський національний університет ім. Тараса Шевченка

Досліджено зміну структури та фізико-механічних властивостей твердих сплавів системи WC-6Co, WC-15Co в результаті дії на них високого тиску (8 GPa) та температури (НРНТ). Встановлено, що внаслідок оброблення за температур вищих температури плавлення цементуючої фази знижується коерцитивна сила дослідних сплавів через ріст карбідного зерна. У сплавах з більшим вмістом зв'язуючої фази утворюються інтерметалідні фази Co₃W, Co₆W₆C та оксид типу Co₂O₃. Твердість НРНТ оброблених зразків сплаву WC-6Co знижується внаслідок росту карбідного зерна, а зразків зі сплаву WC-15Co зростає через утворення інтерметалідних фаз.

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

The change in the structure and physicomechanical properties of sintered binding WC–6Co, WC–15Co carbides as a result of action of high pressure (8 GPa) and high temperature (HPHT) in the Toroid installation is investigated. It is established that as a result of HPHT treatment at temperatures above the melting point of the metal binding phase there is a decrease in the coercive force of the experimental alloys due to the growth of the carbide grain of the alloy. In alloys with a higher content of the binding phase, Co_3W , Co_6W_6C intermetallic phases and oxide of the Co_2O_3 type are formed. The hardness of the treated of WC–6Co alloy samples decreases due to the growth of the alloy carbide grain, and the hardness of the treated WC–15Co samples increases due to the formation of intermetallic phases.

Keywords: hard alloy, barothermal treatment, high pressure installation, structure, hardness, X-ray phase analysis.

Вступ. Спечені тверді сплави системи WC–Co – одні з найпоширеніших композиційних матеріалів, які застосовують в обробному, деформувальному інструментах, а також як елементи конструкцій різного обладнання. Незважаючи на широкий спектр знань та відомостей про природу, властивості, особливості виготовлення твердих сплавів, підвищення їхньої якості є досі актуальним завданням. Для цього використовують різні технологічні прийоми, такі, як гаряче пресування [1, 2], термічна, термокомпресійна, кріогенна та дробоструменева обробки [3–8], методи електроімпульсного [9], іскрового плазмового [10–12] та НРНТ спікання [13–19].

Про ефективність спікання твердих сплавів зі застосуванням високих тисків та температур (НРНТ) свідчить низка наукових праць [13–19], де подані результати щодо їх ефективності для отримання сплавів з одноріднішим розподіленням зв'язки [13], з відносною густиною, яка сягає 100% [19], та підвищеними твердістю та міцністю [15, 16, 18]. Тому застосування НРНТ обробки до вже спечених

Контактна особа: I. О. ГНАТЕНКО, e-mail: gnatenko_i@ukr.net

твердих сплавів для підвищення їх відносної густини (внаслідок зменшення мікропористості) та експлуатаційних характеристик класичних марок твердих сплавів (через підвищення їх мікротвердості та міцності) може бути перспективним. Проте відомостей щодо режимів НРНТ обробки в літературі недостатньо. Слід зазначити, що наведені в літературних джерелах результати досліджень у цьому напрямку є досить неоднозначними.

Раніше проаналізовано [20] вплив високого тиску до 10 GPa на структуру та властивості твердих сплавів. Встановлено, що обробка тиском дає позитивний ефект. Результати досліджень [20, 21] вказують на те, що витримку при НРНТ обробці необхідно збільшити з 45 s [21] до 2 min [13, 19, 20]. Ця робота спрямована на вивчення поведінки твердих сплавів системи WC–Co (WC–6% Co, WC–15% Co) під дією високих тиску (до 8 GPa) та температури обробки з витримкою 2 min.

Методика досліджень. Для дослідження впливу НРНТ обробки на структуру і властивості твердих сплавів виготовлено зразки на основі карбіду WC з вмістом Со 6 та 15 mass%. Приготування твердосплавної суміші, пластифікування, формування дослідних зразків здійснювали за загальноприйнятою методикою, яку застосовують у виробництві твердих сплавів [22–24]. Спікали дослідні зразки у вакуумній електропечі за залишкового тиску 2,6 Ра. Температура спікання для сплаву WC–6Co становила 1450°C, а для сплаву WC–15Co – 1350°C, витримка за температури існування рідкої фази – 20 min. НРНТ обробку спечених зразків здійснювали в апараті високого тиску типу "Тороїд-30". Схема комірки високого тиску наведена на рис. 1.

Для сплаву WC–6Co температура обробки становила 1700°C, за тиску 8 GPa та витримки 2 min; для сплаву WC–15Co за такого ж тиску та витримки температура обробки дещо нижча (1600°C). Температуру обробки, тиск та витримку визначали на основі аналізу літературних результатів щодо впливу високих тиску і температури на структуру та фізико-хімічні характеристики матеріалів [20]. Для сплаву з вмістом кобальту 15% температура спікання та НРНТ обробки є нижчою через кількість рідкої фази, яка утворюється за його спікання та подальшої обробки [25].





На досліджуваних зразках (спечених та оброблених за технологією НРНТ) визначали густину ρ (g/cm³), коерцитивну силу H_{cm} (A/m), граничні контактні напруження за стиску зразків R_{cm} (MPa). На полірованих поверхнях зразків здійснено металографічний та рентгеноструктурний аналізи. Твердість зразків вимірювали двома способами: на твердомірі Роквелла та методом Вікерса. Металографічний аналіз виконували на заздалегідь підготованих шліфах. Зображення мікроструктур одержано за допомогою металографічних мікроскопів XUM-102 та МИМ-8. Розмір зерна карбідної фази є одним з найважливіших контрольних характеристик структури твердих сплавів. Межі зерен карбіду вольфраму добре виявляються під час травлення шліфа реактивом Муракамі.

Для визначення коерцитивної сили використано коерцитиметр "Кобальт 1". Похибка повторних замірів одного і того ж зразка не перевищувала 2%.

Визначали граничні контактні напруження за одновісного стиску на установці P-5 з максимальним зусиллям 5000 kgf та точністю вимірювання ±10 kgf. Оскільки дослідні зразки нестандартні (у формі усіченого циліндра малої висоти до 6 mm та діаметром 8 mm), то застосували маніпулятор нетипової конструкції (рис. 2) з кульовим шарнірним з'єднанням у верхній частині. Для того, щоб не втратити уламки зразка під час експерименту, маніпулятор також укомплектовано захисним алюмінієвим кільцем з внутрішнім діаметром 10 mm та висотою 6 mm.

З рис. 2 видно, що дослідний зразок розміщується так, що навантаження відбувається не по осі утворення циліндра, а в діаметрі. Таким чином, використовуємо розрахункову формулу для визначення границі міцності за стиску нестандартних зразків, яка відмінна від поданої в стандарті:

$$R_{\rm cm} = \frac{F_{\rm cu}}{dh}$$

де F_{cu} – навантаження, яке передує руйнуванню зразка; d та h – діаметр і висота зразка, відповідно.

Рис. 2. Схема обладнання маніпулятора: 1 – верхнє шарнірне з'єднання; 2 – твердосплавні опори; 3 – алюмінієве захисне кільце; 4 – дослідний зразок.





Застосування описаного вище обладнання дало змогу одержати параметри руйнування зразка твердого сплаву за одновісного стискання та якісну оцінку його міцності після НРНТ обробки.

Результати та їх обговорення. В результаті металографічного аналізу визначено пористість зразків, наявність вільного вуглецю та фаз типу η_1 (табл. 1). Встановлено, що після НРНТ обробки загальна пористість зразка майже не змінюється (0,02 vol.%), проте розміри мікропор зменшилися від 20 до 10 µm (від В02 до A02 за шкалою пористості для твердого сплаву WC–6Co). Пори розмірами > 20 µm відсутні.

Як бачимо, після прикладення високих тиску та температури в твердому сплаві WC–15Co утворюється фаза типу η (карбіди типу Co₂W₄C, Co₃W₃C та Co₆W₆C). Слід зазначити, що вільний вуглець після обробки тиском майже повністю зникає. Характерні мікроструктури сплавів подані на рис. 3. Методом січних [26] визначили розмір карбідного зерна дослідних сплавів (табл. 1).

Згідно з аналізом наведених зображень мікроструктури, в сплаві WC-6Co після НРНТ обробки збільшується вміст зерен з розмірами 3...6 µm та утворюються окремі крупні зерна з розмірами 10...15 µm, що є наслідком дифузійних процесів, коагуляції та рекристалізації сплаву. В сплаві з вмістом зв'язки 15% відбуваються аналогічні процеси, проте збільшується вміст зерен розмірами 2 µm, тобто ріст зерен не такий інтенсивний, як у сплаві WC–6Co. Зазвичай за вільного спікання у вакуумі в сплавах з більшим вмістом зв'язки карбідні зерна зростають інтенсивніше, оскільки перекристалізація відбувається в середовищі зв'язуючої фази, якої в сплавах з вищим вмістом зв'язки суттєво більше.

Зразок	Умови спікання	Пористість за шкалою (ISO 4505)	Вміст графіту	Середній розмір зерна WC, d _{wC} , µm	Наявність η-фази (кар- біди типу Со ₂ W ₄ C, Со ₃ W ₃ C та Со ₆ W ₆ C)
WC–6Co	Спікання у вакуумі	B02	сліди	1,8	немає
	+ HPHT 1700°C, 8 GPa, 2 min	A04	немає	2,3	немає
WC–15Co	Спікання у вакуумі	A02	C06 (0,2%)	1,9	немає
	+ HPHT 1600°C, 8 GPa, 2 min	A02	сліди	2,2	η-фаза

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



Рис. 3. Характерні зображення мікроструктури твердого сплаву WC-6Co (a, b) та WC-15Co (c, d) до (a, c) та після (b, d) обробки тиском 8 GPa упродовж 2 min.

Fig. 3. Images of the microstructure of the hard alloy WC–6Co (*a*, *b*) and WC–15Co (*c*, *d*) before (*a*, *c*) and after (*b*, *d*) treatment under a pressure of 8 GPa for 2 min.

За дії тиску при НРНТ обробці інтенсифікується утворення інтерметалідних фаз, які за звичайних умов менш вірогідні. Карбіди Co₂W₄C та Co₃W₃C, згідно з

діаграмою стану, знаходяться в рівновазі з рідкою фазою і мають широку область гомогенності. Цим карбідам притаманна висока крихкість і це негативно впливає на міцність сплаву. Карбід Co_6W_6C формується під час охолодження з твердої фази і характеризується малим розміром зерна [27]. Подальші рентгеноструктурні дослідження також це доводять (рис. 4b). Тому вважаємо, що на інтенсивність росту карбідних зерен сплаву WC–15Co впливає присутність інших фаз, окрім зв'язки, які затримують їх ріст та уповільнюють розчинення–осадження, оскільки своєю присутністю в сплаві можуть змінювати склад зв'язувальної фази, а також впливати і на її розчинні властивості та змочуваність.

Під час порівняння зразків зі сплаву WC–6Co до та після НРНТ обробки встановлено, що в обробленому зразку піки WC звузились і виросли, тобто відбулась перекристалізація WC. Аналогічні порівняння і для сплаву WC–15Co. За використання молібденового випромінювання спостерігаємо у зразку твердого сплаву WC–6Co суттєве збільшення піка WC (001) порівняно з іншими, що свідчить про переважну орієнтацію цієї площини паралельно площині зйомки – тобто про текстурування зразка, яке не можна компенсувати його обертанням. Як видно із рентгенограм (рис. 4), співвідношення висот піків WC у твердих сплавах WC–6Co та WC–15Co після НРНТ обробки відхиляється від еталонного, але для зразка з твердого сплаву WC–6Co таке відхилення для лінії (001) найпомітніше.



Рис. 4. Рентгенограми, отримані на зразках твердих сплавів WC-6Co (*a*) та WC-15Co (*b*): $I - WC; 2 - Co; 3 - Co_2O_3; 4 - Co_6W_6C; 5 - Co_3W; 6 - WO_3.$ I - вихідний сплав; II - сплав після НРНТ обробки.

Fig. 4. X-ray diffraction patterns obtained on samples of the WC–6Co hard alloys (*a*) and WC–15Co (*b*): 1 - WC; 2 - Co; $3 - Co_2O_3$; $4 - Co_6W_6C$; $5 - Co_3W$; $6 - WO_3$. I – initial alloy; II – alloy after high pressure and high temperature treatment.

Під час дослідження змін у кристалічній будові карбіду вольфраму виявили, що ширина ліній допечених зразків менша за еталон, а для вихідних сплавів – ширша. Широкі лінії карбіду вольфраму свідчать про те, що під час приготування твердосплавної суміші частинки WC подрібнилися, що призвело до появи внутрішніх напружень у зразках та зменшення середнього розміру зерна WC. А подальша HPHT обробка спечених зразків сприяла зменшенню внутрішніх напружень, що відобразилося на звуженні ширини ліній карбіду вольфраму.

Досліджуючи зміни у зв'язуючій фазі Со в твердих сплавах WC–6Co та WC– 15Co, виявили, що у вихідних зразках WC–6Co кобальт видно слабко, оскільки його вміст у сплаві невисокий.

Порівнюючи зразки з твердого сплаву WC–15Co, встановили, що у зразку внаслідок НРНТ обробки з'являється низка нових ліній, які можна інтерпретувати як такі, що належать змішаним карбідам вольфраму і кобальту (Co₃W, Co₆W₆C), і одна лінія вказує на утворення оксиду Co (Co₂O₃) та оксиду вольфраму WO₃.

Узагальнюючи, можна констатувати, що прикладення великих тисків та температур призводить до утворення нових фаз, які можуть впливати на формування фізико-механічних характеристик твердосплавних матеріалів.

Вивчаючи фізико-механічні характеристики сплавів WC-6Co та WC-15Co, встановили, що густина спечених зразків з цих сплавів до обробки тиском та після дещо змінюється, але знаходиться в межах однієї марки сплаву. Суттєво зменшується коерцитивна сила для сплавів WC-6Co з 12650 до 7425 A/m. Таке зниження коерцитивної сили пояснюємо ростом зерна WC внаслідок обробки тиском з 1,8 до 2,3 µm (табл. 2). Для сплаву WC-15Co коерцитивна сила зменшилася несуттєво з 6450 до 5250 A/m, оскільки в сплаві до обробки були достатньо широкі прошарки зв'язки і вони майже не перешкоджали розповсюдженню магнітного поля вглиб зразка.

Визначивши твердість дослідних зразків за Роквеллом (HRA) та Вікерсом (HV), встановили, що характер зміни їх значень для сплаву WC-6Co та WC-15Co однаковий в межах одного складу сплаву. Тобто для сплаву WC-6Co значення твердості (90,5 HRA – вихідний сплав; 89,1 HRA – після HPHT обробки) та HV до (10,98 GPa) та після (10,9 GPa) НРНТ обробки дещо знизилися внаслідок росту карбідного зерна. На відміну від сплаву WC-6Co, твердість зразків із сплаву WC-15Co зросла з 86,0 до 86,5 HRA, також зросла і твердість HV з 6,95 до 7,34 GPa. Попри деякий ріст зерна, підвищення твердості сплаву WC-15Co внаслідок дії надвисокого тиску та температури може бути обумовлене утворенням інтерметалідних фаз.

Зразок		ρ , g/cm ³	$H_{\rm cm}$, A/m	<i>R</i> _{cm} , MPa	HV, GPa	HRA
WC– 6Co	вихідний	14,82	12650	239,58	10,98	90,5
	НРНТ 1700°С	14,76	7425	239,58	10,9	89,1
WC– 15Co	вихідний	13,89	6450	562,5	6,95	86
	HPHT 1600°C	13,91	5250	552,08	7,34	86,5

Таблиця 2. Фізико-механічні характеристики зразків з твердих сплавів WC-6Co і WC-15 Co до та після НРНТ обробки

Значення граничних контактних напружень також свідчить про те, що в сплавах з більшим вмістом кобальту (WC-15Co) вплив НРНТ обробки відчутніший, ніж у сплаві WC-6Co, із низьким вмістом зв'язки. Слід зазначити, що для сплаву WC-6Со до та після баротермічної обробки R_{cm} становить 239,58 MPa, характер руйнування зразків не змінюється. Для вихідного сплаву WC-15Co характерне крихке руйнування, зразок розлетівся на шматки, граничні контактні напруження становлять 562,5 MPa. Після НРНТ обробки сплаву WC-15Co, вони дещо нижчі і становлять 552,08 МРа, також характерне крихке руйнування, зразок розкришився, що також може опосередковано свідчити про те, що зв'язуюча фаза змінила свій структурний стан внаслідок обробки. Також причиною зміни характеру руйнування може бути зміна вмісту вуглецю в сплаві, на що вказують результати, наведені в табл. 2. Згідно з працею [28], монокарбід вольфраму вміщує 6,13% вуглецю, тому всі стандартні тверді сплави знаходяться у дуже вузькій області гомогенності діаграми WC-Co. За співвідношення атомів W:C < 1 вуглець присутній у вигляді графіту, за W:C >> 1 присутні карбіди вольфраму та фаза типу η, яка має дефіцит вуглецю порівняно зі стехіометричним складом монокарбіду вольфраму та аналогічна за своїм складом карбіду типу Me₆C. Тому присутні в структурі матеріалу η-фаза та вільний вуглець можуть бути зародками руйнування і призводити до зниження міцності під час згинання твердого сплаву (тобто зменшувати пластичність, підвищуючи крихкість).

Зміни Со фази внаслідок НРНТ обробки тим інтенсивніше і чинять більший вплив, що вищий її вміст у сплаві. Тому в подальших дослідженнях необхідно глибше вивчити стан пластичної компоненти твердих сплавів, оскільки за їх НРНТ обробки вона може чинити вирішальний вплив на властивості матеріалу.

висновки

Встановлено, що баротермічна обробка твердого сплаву WC-6Co за температури 1700°С та тиску 8 GPa впродовж 2 min сприяє інтенсивному росту зерна карбідної фази (середній розмір зерен WC збільшився на 30%), що призвело до суттєвого зниження його коерцитивної сили та твердості. Водночас мікропористість зразків знизилася, утворення нових фаз не зафіксовано. В твердому сплаві WC-15Co після НРНТ обробки за температури 1600°C, тиску 8 GPa та витримці 2 min повністю зникають включення вільного вуглецю (графіту), зменшується загальна мікропористість та ростуть окремі карбідні зерна. За таких умов обробки в сплаві утворюються інтерметалідні та оксидні фази, що сприяє підвищенню мікротвердості матеріалу та зниженню його пластичності, виникає крихке руйнування під дією стискувальних навантажень. Тобто температура НРНТ обробки (1600°С) для сплавів з вмістом зв'язки 15 mass% зависока та спричиняє окрихчення матеріалу. За умов тиску 8 GPa та витримки 2 min слід знизити температуру обробки. Тобто великий вміст рідкої фази внаслідок високої температури сприяє інтенсивнішому перебігу дифузійних процесів, попри стримувальну дію високого тиску.

- Koval'chenko M. S. and Laptev A. V. Dynamics of WC–Co hard alloy compaction with hot pulsed pressing // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2004. – 43. – P. 117–126. DOI: DOI:10.1023/B:PMMC.0000035698.34943.C6
- Novel tensile test jig and mechanical properties of WC-Co synthesized by SHIP and HIP process / A. R. Jo, J. S. An, S. H. Kim, M. S. Jeong, Y. H. Moon, and S. K. Hwang // Metals. 2021. № 11. P. 884. https://doi.org/10.3390/met11060884
- 3. *Effect* of heat treatment on the microstructure and properties of ultrafine WC–Co cemented carbide / Z. Xiang, Z. Li, F. Chang, and P. Dai // Metals. 2019. **9**, № 12. P. 1302. https://doi.org/10.3390/met11060884
- 4. *Owais T. M.* Impact of pressure on sintering of cemented carbides: master of science thesis. Stockholm: KTH Industrial Eng. and Management, 2013.
- 5. Jiang Y. and Chen D. Effect of cryogenic treatment on WC–Co cemented carbides // Mater. Sci. and Eng. 2011. **528 A**, № 3. P. 1735–1739. DOI:10.1016/j.msea.2010.11.009
- Properties of cryogenic treated cemented carbides (WC-Co) / P. Vojtěch, D. Bricín, A. Kříž, and Z. Jansa // Defect and Diffusion Forum. – 2020. – 403. – P. 75–89. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.403.75
- Padmakumar Z. and Dinakaran D. A review on cryogenic treatment of tungsten carbide (WC-Co) tool material // Mater. and Manufact. Proc. – 2021. – 36, № 6. – P. 637–659. DOI:10.1080/10426914.2020.1843668
- Experimental investigation on ultrasonic shot peening of WC–Co alloy / Z. Shengjian, H. Yi-feng, Z. Xuehui, and Z. Yangiun // Mater. and Manufact. Proc. 2020. 35, № 14. P. 1576–1583. DOI:10.1080/10426914.2020.1779943
- Моделирование процесса импульсного электроконтактного спекания твердосплавных порошковых композиций / А. Г. Князева, С. Н. Сорокова, А. И. Поболь, Г. Г. Горанский // Химическая физика и мезоскопия. – 2015. – № 2. – С. 79–92.
- Eriksson M., Radwan M., and Shen Z. Spark plasma sintering of WC, cemented carbide and functional graded materials // Int. J. of Refractory Metals and Hard Mater. – 2013. – 36. – P. 31–37. DOI:10.1016/j.ijrmhm.2012.03.007
- 11. Seung I., Soon H., and Byung K. Spark plasma sintering behavior of nanocrystalline WC–10Co cemented carbide powders // Mater. Sci. and Eng. 2003. **351 A**. № 1–2. P. 31–38. DOI:10.1016/S0921-5093(02)00605-6

- 12. Garbiec D. and Siwak P. Microstructural evolution and development of mechanical properties of spark plasma sintered WC–Co cemented carbides for machine parts and engineering tools // Archiv. of Civil and Mechan. Eng. – 2019. – **19**, № 1. – P. 215–223. https://doi.org/10.1016/j.acme.2018.10.004
- High pressure assisted WC–Co hardmetal sintering–effect of sintering temperature / M. M. Karimi, U. U. Gomes, M. P. Oliveira, R. D. S. Guimarres, and M. Filgueira // AIP Conf. Proc. 2017. 1809. Article number: 020025. https://doi.org/10.1063/1.4975440
- Marques C. M. F. G., Bobrovnitchii G. S., and Holanda J. N. F. High Pressure Sintering of WC–10Co Doped with Rare-Earth Elements, Sintering of Ceramics. – New Emerging Techniques, 2012. – 626 p. DOI: 10.5772/35147
- High pressure infiltration sintering behavior of WC-Co alloys / F. Xiaoqin, H. Duanwei, W. Pei, L. Dong, L. Yinjuan, M. Dejiang, D. Yanchun, G. Shangpan, and K. Zili // High Press. Res. – 2016. – P. 585–594. https://doi.org/10.1080/08957959.2016.1221950
- Pressure assisted WC–15 wt% Co sintering / M. F. Rodrigues, G. S. Bobrovnitchii, A. M. Ramalho, and M. Filgueira. – Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), Laboratyrio de Materiais Avançados (LAMAV), 2000. – P. 231–237. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.498-499.231
- Moriyoshi Y., Akaishi M., and Fukunaga O. The microstructure of WC and WC–4.3 wt% Co sintered at high pressure // J. Mater. Sci. – 1986. – 21. – P. 4250–4256. https://doi.org/10.1007/BF01106538
- Application of high-pressure torsion to WC–Co ceramic-based composites for improvement of consolidation, microstructure and hardness / E. Kaveh, I. Hideaki, T. Shoichi, S. Ken, and H. Zenji // Mater. Transact. – 2013. – 54, № 9. – P. 1540–1548. DOI:10.2320/MATERTRANS.MH201318
- Study HTHP sintered WC–Co hardmetal / M. Mashhadikarimia, U. U. Gomes, M. P. Oliveira, R. D. S. Guimarães, and M. Filgueira // Mater. Res. – 2017. – 20, № 1. – P. 138–143. https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0471
- 20. *Hnatenko I. O., Andreiev I. V., and Bondarenko V. P.* Analyzing the effect of high pressures and temperatures on the formation of the structure and properties of WC–Co hard alloys // Superhard Mater. 2021. **43**, № 4. P. 261–264. DOI:10.3103/S1063457621040055
- Influence of high pressure and temperature on the structure and properties of the WC-6Co hard alloy / I. V. Andreiev, I. O. Gnatenko, S. O. Lysovenko, and V. G. Gargin // Superhard Mater. 2018. 40, № 2. P. 127–130. https://doi.org/10.3103/S1063457618020077
- Панов В. С., Чувилин А. М., Фальковский В. А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. – М.: МИСИС, 2004. – 464 с.
- 23. Бондаренко В. П., Павлоцкая Э. Г. Спекание вольфрамовых твердых сплавов в прецизионно-контролируемой газовой среде. – К.: Наук. думка, 1995. – 204 с.
- 24. Поликристаллические материалы на основе алмаза / А. А. Шульженко, В. Г. Гаргин, В. А. Шишкин, А. А. Бочечка. К.: Наук. думка, 1989. 192 с.
- 25. Особливості отримання та властивості твердого сплаву WC+20 mass% Ni з надкрупнозернистою мікроструктурою / О. О. Матвійчук, І. В. Андреєв, Н. В. Литошенко, М. О. Цисар, В. А. Винар, І. О. Гнатенко, С. А. Давиденко, І. В. Савчук // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2023. – **59**, № 3. – С. 108–115.
- Bennett E. G. and Roebuck B. Measurement Good Practice Guide No 22 .The Metallographic Measurement of Hardmetal Grain Size. – Teddington, Middlesex: National Physical Laboratory, 2000.
- 27. Pollock C. B. and Stadelmaier H. H. The eta carbides in the Fe–W–C and Co–W–C systems // Metallurgical and Mater. Transact. B. – 1970. – 1, № 4. – P. 767–770. https://doi.org/10.1007/BF02811752
- 28. Фальковский В. А., Клячко Л. И. Твердые сплавы. М.: Руда и металлы, 2005. 414 с.

Одержано 25.07.2023