

УДК 669.27:546.261

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОГО СПЛАВУ WC + 20 mass% Ni З НАДКРУПНОЗЕРНИСТОЮ МІКРОСТРУКТУРОЮ

О. О. МАТВИЙЧУК¹, І. В. АНДРЕЄВ¹, Н. В. ЛИТОШЕНКО¹, М. О. ЦИСАР¹,
В. А. ВИНАР², І. О. ГНАТЕНКО¹, С. А. ДАВИДЕНКО¹, І. В. САВЧУК¹

¹ Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, Київ;

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Досліджено вплив умов змішування вихідних компонентів та температур спікання на особливості формування мікроструктури твердого сплаву WC + 20 mass% Ni, виготовленого з надкрупнозернистих (80/40 μm) частинок карбіду вольфраму. За допомогою металографічного аналізу встановлено, що для формування такої мікроструктури достатньо використовувати рідкофазне спікання та попереднє ошадне мокре змішування порошку WC з нікелем. Міцність за умов згину та стиску становить 1530 та 1720 МПа, відповідно, щільність – 13,51 g/cm³ та твердість 76 HRA. Вперше експериментально отримано криву навантаження–деформація стиску для цього сплаву зі середнім розміром карбідних зерен 20 μm. Виявлено, що його пластичність у 6 разів вища, ніж сплавів, виготовлених за інших технологічних режимів.

Ключові слова: карбід вольфраму, твердий сплав WC + 20 mass% Ni, надкрупнозерниста мікроструктура, міцність, твердість, деформація, пластичність.

The influence of the initial components mixing conditions and sintering temperatures on the peculiarities of microstructure of the cemented carbide WC + 20 mass% Ni made from ultra-coarse-grained (80/40 μm) tungsten carbide particles is investigated. It is established by the metallographic analysis that for the formation of such microstructure of a hard alloy, it is sufficient to use liquid phase sintering and preliminary economical wet mixing of WC with Ni powder. The strength under the conditions of bending and compression is 1530 and 1720 MPa, respectively, the density is 13.51 g/cm³, and the hardness is 76 HRA. For the first time, the compressive load-strain curve for the WC + 20 mass% Ni alloy with the average carbide grain size of 20 μm is experimentally obtained. It is found that its plasticity is 6 times higher than that of alloys produced under other technological modes.

Keywords: tungsten carbide, cemented carbide WC + 20 mass% Ni, ultra-coarse-grained microstructure, strength, hardness, deformation, plasticity.

Вступ. Монокарбід вольфраму WC – один із основних компонентів метало-керамічних твердих сплавів та композиційних матеріалів [1–5], властивості якого безпосередньо впливають на їх структуру та фізико-механічні характеристики [6]. Що вищі температури відновлення оксиду вольфраму до металевого вольфраму та науглецювання вольфраму до WC, то досконаліша структура карбіду [7, 8]. Відповідно, поліпшені фізико-механічні властивості має виготовлений з нього сплав, що, зокрема, проявляється у збільшенні опору деградації мікроструктури за циклічних навантажень [2]. Такі тверді сплави можуть володіти дрібно-, середньо- або крупнозернистою мікроструктурою залежно від початкового розміру порошків WC, умов його синтезу, температури спікання та часу ізотермічної витримки [9].

Контактна особа: В. А. ВИНАР, e-mail: vynar.va@gmail.com

З твердих сплавів, одержаних з порошків WC з розмірами частинок до 9 μm , виготовляють різні види інструменту [1, 2], а про WC з розміром частинок 40 μm і більше відомо мало, хоча продемонстрована [10, 11] їх придатність не тільки як пористих скелетних матеріалів, в яких частинки WC пов'язані пружно-пластичними прошарками, а й як компактних композитів після просочення пористої скелетної структури розплавами металів і сплавів, а також органічними речовинами.

Мікроструктура та властивості надкрупнозернистих сплавів вивчені недостатньо. Застосовуючи їх, можна суттєво підвищити коефіцієнт інтенсивності напружень [12], ударну в'язкість та довговічність за циклічних навантажень [2]. Такі сплави можна використовувати у важконавантажуваних вузлах пар тертя, гірничому та буровому інструменті, прокатних валках, висадкових матрицях як наповнювачі для захисту від зношування алмазних бурових коронок [4].

Раніше [13] вивчали особливості взаємодії металевої зв'язувальної фази з дрібними та крупними частинками WC під час твердо- та рідкофазного спікання сплавів WC + 10 mass% Co і встановили вплив температури та часу ізотермічної витримки на усадку. Проте інформації про взаємодію металевого в'язучого з частинками WC розміром більше 25 μm та формування крупнозернистої мікроструктури сплаву, отриманого рідкофазним спіканням, а також про властивості твердих сплавів WC-Ni зі значно більшим розміром частинок карбіду вольфраму не знайдено.

Виготовлення та дослідження надкрупнозернистих твердих сплавів стало можливим після отримання порошку карбіду вольфраму WC зернистістю 80/40 μm методом високотемпературної (2200...2400°C) газофазної карбідизації порошку вольфраму [14]. Щоб зберегти частинки карбіду такого розміру від руйнування під час приготування твёрдосплавної суміші та її пресування, необхідна пластична з'єднувальна фаза (нікель). Крім того, для їх застосування під час спікання твердих сплавів потрібен підвищений вміст рідкої фази в системі.

Тому мета цього дослідження – вивчити вплив технологічних параметрів на формування мікроструктури та фізико-механічні властивості (міцність, пластичність, твердість, густину, коерцитивну силу) твердого сплаву WC + 20 mass% Ni, виготовленого за різними режимами з крупнозернистого (80/40 μm) карбіду WC.

Методика досліджень. Твердий сплав з надкрупнозернистою мікроструктурою виготовляли з порошку карбіду вольфраму WC зернистістю 80/40 μm (рис. 1a) за відомою технологією [14]. Загальний вміст вуглецю у ньому становив $6,15 \pm 0,05$ mass%. Частинки порошку склалися з великих зерен, які сприяли збереженню надкрупнозернистої мікроструктури навіть за повного розпаду вихідних частинок WC під час рідкофазного спікання [9].

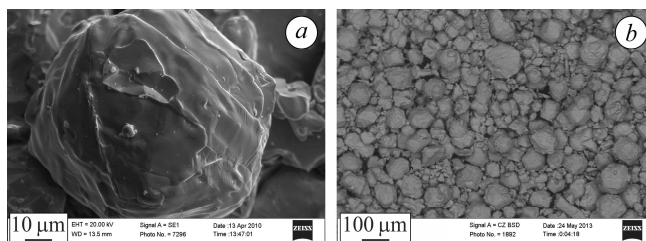


Рис. 1. Вихідна частинка карбіду вольфраму WC зернистістю 80/40 μm (a) та вилучені частинки з матриці прес-форми, спресовані під тиском 150 МПа (b).

Fig. 1. Image of the original WC tungsten carbide particle with a grain size of 80/40 μm (a) and extracted WC particles from the mold matrix, pressed under a pressure of 150 MPa (b).

Під час пресування таких порошків за відсутності з'єднувального металу в умовах холодного одноосьового стиску в прес-формі за тиску понад 100 МПа най-

частіше виявляють значну кількість зруйнованих частинок (рис. 1b), які можна зберегти за тиску до 100 МПа [14], однак, не завжди вдається уникнути руйнувань у місцях контакту частинка–частинка або межами зерен WC.

Щоб зберегти надкрупнозернисту мікроструктуру як з'єднувальну фазу, використовували 20 mass% пластичного нікелю марки ПНК ОТ-2 з розміром частинок 2...3 μm . Для рівномірного та ощадного перемішування порошків застосовували кульовий млин зі швидкістю обертання барабана 60 rot/min виробництва Інституту надтвердих матеріалів. Змішували суміш порошків WC та Ni за різних часу помолу і співвідношень маси куль до суміші: сухе – 5 h, співвідношення 1:1 (I режим); мокре (середовище спирт) – 5 h, співвідношення 1:1 (II режим) та 24 h, співвідношення 3:1 (III режим). Отримані суміші замішували на 5%-му розчині синтетичного натрійбутадієнового каучуку в бензині. Зразки призматичної форми пресували 1 h для подальшого спікання у вакуумі, температури спікання наведені в таблиці.

Структуру сплавів вивчали за допомогою сканівного електронного мікроскопа EVO40XVP зі системою мікрорентгеноспектрального аналізу з енергодисперсійним спектрометром INCA ENERGY 350. Мікроструктурні параметри встановлювали лінійним методом, застосовуючи програмний пакет JMicroVision [15]. Оцінювали міцність за згину R_{bm} призматичних шліфованих зразків розміром 5×5×35 mm, міцність за стиску R_{cm} зразків розміром 5×5×12 mm та отримували криву навантаження–деформація, а також визначали щільність ρ , коерцитивну силу H_c та твердість HRA. Фізико-механічні параметри та пористість сплавів вимірювали за відомими методами [16].

Середній розмір карбідної фази \bar{d}_{WC} та розмір прошарків \bar{l}_{Ni} , коефіцієнт суміжності карбідних зерен C , коефіцієнт варіації розмірів карбідних зерен (V_σ) та фізико-механічні властивості сплавів WC + 20 mass% Ni, отриманих з високотемпературного надкрупнозернистого карбіду вольфраму WC за різними режимами, подано в таблиці.

Фізико-механічні властивості та мікроструктурні параметри сплавів WC + 20 mass% Ni, отриманих з високотемпературного надкрупнозернистого карбіду вольфраму WC за різними технологіями

№ рядка	T , °C	ρ , g/cm ³	HRA	R_{bm}	R_{cm}	ϵ_{fl} , %	H_c , kA/m	\bar{d}_{WC}	\bar{l}_{Ni}	C	V_σ
				MPa				μm			
I режим											
1	1340	12,37	65,4	650	–	–	0,4	55	24	0,02	0,51
2	1440	13,26	73,5	1120	–	–	0,2	31	23	0,42	0,49
3	1470	13,26	73,5	1120	–	–	0,2	32	21	0,35	0,52
II режим											
4	1440	13,51	75,7	1450	1710	10	0,3	20	10	0,14	0,48
5	1470	13,51	76,0	1530	1720	13	0,4	21	11	0,18	0,45
III режим											
6	1440	13,51	78,5	1950	2630	2,1	2,0	2,45	1,16	0,1	0,47
WC + 20 mass% Co (теоретичні значення)											
7	–	13,59	83,0	–	2401	–	–	20	10	0,14	0,48
8	–	13,59	86,5	2320	4060	1,5	6,9	2,45	1,16	0,09	0,47

Результати та їх обговорення. Мікроструктура твердих сплавів WC + 20 mass% Ni, виготовлених за режимами I і II за температур спікання 1340; 1440 та 1470°C, надкрупнозерниста. В усіх сплавах η_1 -фаза та вільний вуглець відсутні. У сплаві, отриманому за режимом I та спеченому при 1340°C, вихідні частинки WC частково зберегли початкову форму та мали середній розмір 55 μm , середня товщина прошарків нікелю досягла 24 μm (рис. 2a, d). Нікель тільки почав розділяти частинки, але повного їх розпаду на окремі зерна та перегрупування не відбулося. Таким чином, температури 1340°C недостатньо для повного ущільнення, незважаючи на те, що поверхня частинок вкрита нікелем ($C = 0,02$). Пористість сплаву становила 6...8%, а розміри пор і частинок карбіду вольфраму співрозмірні. Збільшуючи масу порошкової наважки до 30 g у заготовці, вдалося знизити пористість до 4%. За цих умов вихідні частинки WC практично збереглися і не розділялися з'єднувальною фазою. Розмір крупних пор зменшився до $\approx 25 \mu\text{m}$, що, ймовірно, пов'язано із якіснішим ущільненням заготовки на етапі холодного пресування (вплив масштабного чинника).

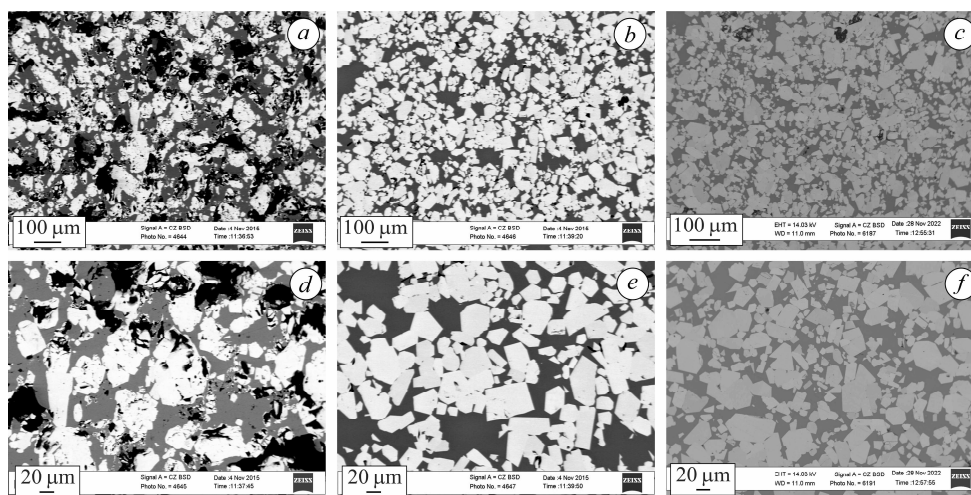


Рис. 2. Мікроструктура сплаву WC + 20 mass% Ni, виготовленого за режимом I за температур спікання: a, d – 1340°C; b, e – 1440; c, f – 1470. a–c – загальний вигляд; d–f – фрагмент мікроструктури.

Fig. 2. Microstructure of WC + 20 mass% Ni alloy, produced according to the mode I at the sintering temperatures: a, d – 1340°C; b, e – 1440; c, f – 1470. a–c – general view; d–f – microstructure fragment.

Збільшення температури спікання сплаву, виготовленого за режимом I, до 1440°C призвело до його ущільнення, пористість зменшилась до 2...3% (рис. 2b, e). Частинки WC розміром 20...40 μm почали набувати огранення та частково розділятися, утворюючи скупчення. Середній розмір зерен \bar{d}_{WC} становив 31 μm , середня товщина прошарків нікелевого в'язучого \bar{l}_{Ni} дорівнювала 23 μm , коефіцієнт $C = 0,4$. У мікроструктурі присутні великі нікелеві “озера”, спричинені рідкою фазою, яка розділила частинки та заповнила пустоти, сформовані просторовим скелетом з карбідних частинок.

З подальшим підвищенням температури спікання до 1470°C (рис. 2c, f) незначно збільшилась кількість зерен меншого розміру, тобто коефіцієнт варіації розмірів карбідних зерен (V_{σ}) зріс, а коефіцієнт C зменшився (див. таблицю). Пористість практично не змінилась.

Після спікання за температури 1440°C (рис. 3) середній розмір зерен $\bar{d}_{WC} = 20 \mu\text{m}$ ($C = 0,14$), а товщина прошарків $\bar{l}_{Ni} = 10 \mu\text{m}$. Частинки тугоплавкої фази практично повністю розділилися на окремі зерна та рівномірно перерозподілилися, набувши огранення. Пористість становила 1%. З підвищенням температури спікання до 1470°C залишкова пористість практично зникла, а середні розміри фаз майже не змінилися.

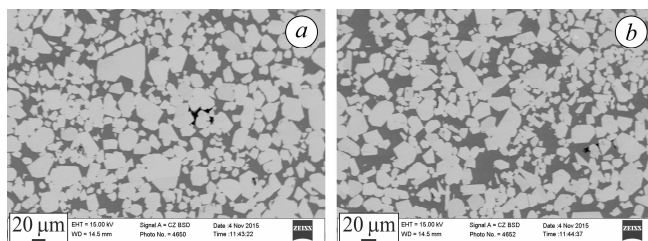


Рис. 3. Сплав WC + 20 mass% Ni, виготовлений за режимом II та спечений за температур 1440°C (a), 1470°C (b).

Fig. 3. Alloy WC + 20% mass% Ni, manufactured according to the mode II and sintered at the temperatures 1440°C (a); 1470°C (b).

Властивості сплавів, спечених за режимом II, поліпшилися (густина, твердість, міцність за згину) порівняно з режимом I (див. таблицю). Досліджували їх міцності і пластичності за стиску (4 та 5 рядки таблиці). Під час випробовування зразків на стиск отримали криві напруження–деформація та визначили граничну деформацію. Для всіх зразків значення пластичної деформації не перевищували 10%, що свідчить про достатню їх пластичність (рис. 4).

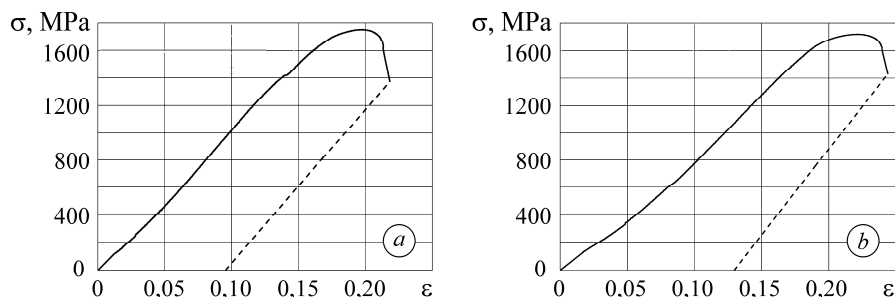


Рис. 4. Крива напруження–деформація за стиску сплаву WC + 20 mass% Ni, виготовленого за режимом II та спеченого при 1440 (a) та 1470°C (b):

$$a - \sigma = 8799\varepsilon + 0,2268; b - \sigma = 8766\varepsilon + 0,8535.$$

Fig. 4. Stress–strain curve under compression of WC + 20 mass% Ni alloy, manufactured according to mode II and sintered at temperatures 1440 (a) and 1470°C (b):

$$a - \sigma = 8799\varepsilon + 0.2268; b - \sigma = 8766\varepsilon + 0.8535.$$

Мікроструктурі середньозернистого твердого сплаву, виготовленого за режимом III та спеченого при 1440°C, притаманний рівномірний розподіл фаз (коефіцієнт C зменшився) (рис. 5). Середній розмір зерна WC становив 2,45 μm , а середня товщина прошарків нікелю була 1,16 μm . Пористість 0,02%.

Для порівняння в таблиці також наведено теоретичні значення фізико-механічних характеристик надкрупно- та середньозернистого гіпотетичних сплавів WC + 20 mass% Co (7 і 8 рядки) з мікроструктурою, що відповідає сплавам WC + 20 mass% Ni (4 і 6 рядки). За допомогою формул лінійного аналізу [17] розраху-

вали коефіцієнт суміжності їх карбідних зерен. Методом математичного моделювання, алгоритми якого засновані на фундаментальних положеннях механіки пружно-пластичних композитів та теоретичного матеріалознавства [17–19], визначили границю міцності, твердість, коерцитивну силу та тріщиностійкість. Розраховували модулі зсуву $\mu = 81,5$ GPa і об'ємного стиску $K = 187,3$ GPa, а також лінійний коефіцієнт термічного розширення $\alpha = 13,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ кобальтової зв'язувальної фази [17]. Їхні значення для нікелю відрізняються несуттєво і становлять: $\mu = 72$ GPa, $K = 156$ GPa, $\alpha = 12,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [20].

Сплави, отримані сухим змішуванням та спіканням при 1340°C , зберігають крупнозернисту мікроструктуру та пористість до 8%. Погане ущільнення можна пояснити тим, що частинки залишаються розташованими далеко одна від одної й нерівномірно вкриті металевою зв'язувальною фазою. Цієї температури недостатньо для повного ущільнення. Це пов'язано з тим, що рідкої фази замало, щоб якісно перерозподілитися між частинками та заповнити порожнини, сформовані каркасом з тугоплавких частинок. Умови заповнення крупних порожнин рідиною визначає їх критичний радіус, який збільшується з поліпшенням змочуваності карбідної фази та зростанням кількості рідини. За даними праці [21] при 1387°C об'ємна частка рідкої фази становить 41,7%, питома поверхня частинок WC дорівнює $3,6 \text{ } \mu\text{m}^2/\mu\text{m}^3$, розрахований критичний розмір пори сплаву WC + 20 mass% Ni становить $20 \text{ } \mu\text{m}$. Підвищення температури спікання на 100°C призвело до розділення зерен та їх перегрупування. При цьому залишилися поодинокі крупні пори розміром до $20 \text{ } \mu\text{m}$ через недостатньо якісне сухе змішування. Збільшуючи температуру та використовуючи мокрий режим змішування, позбулися крупних пор. Нестача рідкої фази також пов'язана з тим, що згідно з діаграмою стану WC–Ni температура плавлення насиченого вуглецем розплаву нікелю становить 1360°C , а не 1340°C .

Щоб поліпшити ущільнення сплаву, отримати рівномірний розподіл за розміром зерен WC та зв'язувальної фази (знизити коефіцієнт C), необхідний режим мокрого змішування. Спікання сплавів WC + 20 mass% Ni, виготовлених за цим режимом при високих температурах, призводить не тільки до розпаду частинок WC на окремі зерна (оскільки за таких умов поділ частинки стає енергетично вигіднішим), але й до повного ущільнення: густина досягає $13,51 \text{ g/cm}^3$ і поліпшуються фізико-механічні властивості. Міцність на згин R_{bm} сплаву з надкрупним зерном (див. таблицю, рядок 5) становить 1530 МПа, а на стиск R_{cm} – 1720 МПа, водночас як для сплаву (рядок 6) ці параметри дорівнюють, відповідно, 1950 та 2630 МПа. Отже, міцність на згин твердого сплаву WC + 20% mass% Ni з параметрами мікроструктури $\bar{d}_{WC} = 21 \text{ } \mu\text{m}$ і $C = 0,18$ виявилася в 1,3 рази нижчою, ніж міцність R_{bm} сплаву з $\bar{d}_{WC} = 2,45 \text{ } \mu\text{m}$ і $C = 0,09$, виготовленого з того ж самого карбиду вольфраму. Під час випроб на стиск параметр R_{cm} зменшується в 1,75 рази, а пластичність становить 10...13%, тобто збільшується майже в 5 разів.

Згідно з моделлю граничного напруженого стану складників металокерамічних твердих сплавів з надкрупнозернистою структурою [22], на якість переважно

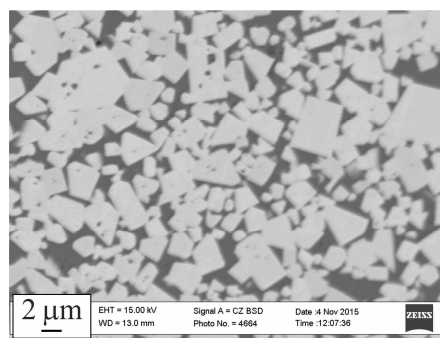


Рис. 5. Сплав WC + 20 mass% Ni зі середньозернистою мікроструктурою, виготовлений за режимом III.

Fig. 5. WC + 20% mass% Ni alloy with a medium-grained microstructure, manufactured according to mode III.

впливає міцність зв'язувальної фази, тобто її здатність витримувати великі напруження. Тому для підвищення їх міцності необхідно зміцнювати прошарки цієї фази, зокрема, легуванням [21], дисперсійно або застосовуючи високоентропійні в'язучі [5].

ВИСНОВКИ

Використовуючи надкрупні частинки (80/40 μm) карбіду вольфраму WC, синтезовані за температур 2200...2400°C, можна отримати тверді сплави WC + 20 mass% Ni з надкрупнозернистою мікроструктурою зі середнім розміром карбідної фази від 5 до 20 μm і пористістю від 8 до 0,02% залежно від умов змішування та температури спікання. Виявлено, що для формування надкрупнозернистої мікроструктури безпористого твердого сплаву необхідне ошадне мокре змішування порошків WC та Ni та рідкофазне спікання при 1440...1470°C. Зокрема, при 1470°C отримано найвищі значення міцності на згин та стиск (1530 та 1720 МПа, відповідно), густини, твердості HRA та пластичності.

1. *Фальковский В. А., Клячко Л. И.* Твердые сплавы. – М.: Изд. дом “Руда и металлы”, 2005. – 400 с.
2. *Modern hardmetals*: сб. науч. тр. / Ред. Н. В. Новиков. – К.: Ин-т сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля, 2008. – 344 с.
3. *Prakash L.* Fundamentals and General Applications of Hardmetals. Comprehensive Hard Materials / Editor-in-Chief: V. Sarin // Reference Module in Mater. Sci. and Mater. Eng. – 2014. – 1. – P. 29–90. DOI:10.1016/B978-0-08-096527-7.00002-7
4. *Исонкин А. М., Матвейчук А. А.* Использование карбида вольфрама газовой карбидизации для повышения износостойкости алмазосодержащих материалов породоразрушающего инструмента // Форум гірників–2015: Мат. міжнар. конф. – Дніпропетровськ: Нац. гірничий ун-т, 2015. – Т. 3. – С. 70–76. ISBN 978-966-2267-86-0, 978-966-2267-88-4.
5. *Konyashin I.* Approaching the 100th anniversary of the Hardmetal invention: From first WC–Co samples towards modern advanced Hardmetal grades // Int. J. of Refractory Metals and Hard Mater. – February 2023. – 111. – Article number: 106113/ <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106113>
6. *Litoshenko N. V.* Dependence of the strength and plasticity of WC–6Co medium-grained hard alloys on deformation characteristics of the cobalt and carbide phases // J. Superhard Mater. – 2012. – 34, № 4. – P. 243–247. <https://doi.org/10.3103/S1063457612040053>
7. *Bondarenko V. P. and Pavlotskaya É. G.* High-temperature synthesis of tungsten carbide in a methane-hydrogen gas medium // Powder Metall. Met. Ceram. – 1996. – 34. – P. 508–512. <https://doi.org/10.1007/BF00559958>
8. *Effect of crystallinity of WC on microstructure, properties, and application of WC–Co cemented carbide / Zhongnan Xiang, Zhanjiang Li, Hongbo Nie, Fa Chang, and Pinqiang Dai // J. Superhard Mater. – 2021. – 43, № 3. – P. 21–30. <https://doi.org/10.3103/S106345762101007X>.*
9. *Lassner E. and Schubert W. D.* Tungsten: Properties, Chemistry, Technology of the Element, Alloys, and Chemical Compounds. – New York: Kluwer Academic/Plenum Publ., 1999. – P. 443. <https://doi.org/10.1007/978-1-4615-4907-9>
10. *Microstructure and properties of porous skeletal composites on based of the ultra-coarse-grained tungsten carbide with metal coating / I. V. Andreiev, O. O. Matviichuk, N. V. Lytoshenko, I. O. Hnatenko, and O. V. Ievdokymova // J. Superhard Mater. – 2022. – 44, № 4. – P. 266–275.*
11. *Lytoshenko N. V., Andreiev I. V., and Matviichuk O. O.* Mathematical modeling of strength and plasticity of high-modular skeletal composites obtained by impregnation method // 8th Int. Samsonov Conf. “Materials Science of Refractory Compounds” 24–27 May, Kyiv, 2022. – P. 17.
12. *Mechanical properties of a hybrid cemented carbide composite / X. Deng, B. Patterson, K. K. Chawla, and M. Koopman // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2001. – 19. – P. 547–552.*
13. *Silva da A. G. P., Schubert W. D., and Lux B.* The Role of the Binder Phase in the WC–Co // Sintering Mater. Res. – 2001. – 4, № 2. – P. 59–62. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392001000200003>

14. *Recent* researches on the metal-ceramic composites based on the decam micron-grained WC // V. P. Bondarenko, I. V. Andreyev, I. V. Savchuk, O. O. Matviichuk, O. V. Ievdokymova, and A. V. Galkov // *Int. J. of Refractory Metals and Hard Mater.* – 2013. – **39**. – P. 18–31. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.01.018>
15. *Roduit N. J.* MicroVision: Image analysis toolbox for measuring and quantifying components of high-definition images. Ver. 1.3.4. <https://jmicrovision.github.io>
16. *Фомина О. И., Суворова С. Н., Турецкий Я. М.* Порошковая металлургия. Энциклопедия международных стандартов. – М.: ИПК Изд-во стандартов, 1999. – 312 с.
17. *Litoshenko N. V.* Assessment of conventional elastic limit for a hard WC–Co alloy in tension // *Strength of Mater.* – 1999. – **31**, № 6. – P. 611–615. <https://doi.org/10.1007/BF02510897>
18. *Golovchan V. T. and Litoshenko N. V.* The stress-strain behavior of WC–Co hardmetals // *Comp. Mater. Sci.* – 2010. – **49**, № 3. – P. 593–597. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.05.055>
19. *Golovchan V. T.* Some analytical consequences of experimental data of properties of WC–Co hardmetals // *Int. J. Refr. Met. Hard Mater.* – 2008. – **26**. – P. 301–305. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2007.07.001
20. *Bondarenko V. P. and Litoshenko N. V.* Residual thermal stresses in a three-phase cermet composite with a layer-structured refractory component // *J. of Superhard Mater.* – 2019. – **41**. – P. 364–368. DOI: 10.3103/S1063457619050095
21. *Лисовский А. Ф.* Формирование структуры композиционных материалов при обработке металлическими расплавами. – К.: Наук. думка, 2008. – 198 с.
22. *Novikov N. V., and Devin L. N.* Plastic deformation of the crack tip in failure of tungsten-cobalt hard alloys // *Soviet Materials Science.* – 1992. – **27**, № 4. – P. 397–401. <https://doi.org/10.1007/bf00723232>.

Одержано 15.02.2023