

# ВПЛИВ РЕЖИМІВ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ОБРОБКИ ПОРОШКОВИХ ЗАГОТОВОК ІЗ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ НА ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЕЧЕНИХ ВИРОБІВ

М.О. Сисоєв<sup>1</sup>, В.М. Нестеренков<sup>1</sup>, В.М. Бондар<sup>2</sup>, Г.П. Кисла<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: sysoiev.maksym@tve.com.ua

<sup>2</sup>Східноукраїнський національний університет імені Володимира Даля. 01042, м. Київ, вул. Іоанна Павла II, 17.

E-mail: vovabondar2896@gmail.com

<sup>3</sup>ТОВ «ПлазмаТек». 21036, м. Вінниця, вул. Праведників світу, 18. E-mail: Kysla.halyna@tve.com.ua

Наведено результати дослідження впливу швидкості охолодження на структуру та властивості твердого сплаву ВК8, отриманого методом електронно-променевого спікання. Використання електронного променя забезпечує високу керованість процесів термічної обробки, що дає можливість регулювати швидкість охолодження твердосплавних зразків. У роботі використано порошок карбиду вольфраму, отриманий ТОВ «ПлазмаТек» хімічним методом із вторинної сировини. Методами металографічного та рентгенівського аналізів встановлено наявність двох фаз – карбиду вольфраму та β-твердого розчину на основі кобальту. У структурі відсутні η-фаза, вільний вуглець та пори. Показано, що зі збільшення часу охолодження відбувається зростання кристалів карбиду вольфраму. За твердістю та тріщиностійкістю тверді сплави, отримані методом електронно-променевого спікання, не поступаються твердим сплавам, отриманим за традиційними технологіями. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 7.

*Ключові слова:* твердий сплав, електронно-променеве спікання, карбід вольфраму, швидкість охолодження, величина зерна

**Вступ.** Тверді сплави є групою матеріалів, що мають високу твердість, зносостійкість і є незамінними в певних умовах роботи. Серед них сплави системи карбід вольфраму–кобальт (WC–Co) найширше використовуються в умовах інтенсивного зносу. Причиною цього є унікальна комбінація механічних властивостей, таких як висока твердість (82...92 HRA, що перевищує твердість швидкорізальної сталі), зносостійкість, в'язкість руйнування та міцність на стиск. Крім того, сплави системи WC–Co забезпечують високі показники стійкості до корозії. Вміст зв'язуючого, розмір і розподіл частинок карбиду вольфраму є критичними факторами, що впливають на механічні властивості кермету WC–Co [1, 2].

Тверді сплави на сьогодні значно випереджають інші матеріали за обсягом використання для виготовлення різного роду металорізального, деформуємого та бурового інструменту, а також для виготовлення частин машин та обладнання, що експлуатується в умовах інтенсивного зносу та під дією високих температур і навантажень. Експлуатаційні властивості твердих сплавів залежать як від властивостей та співвідношення вихідних порошків, так і від технології отримання виробів.

Існує багато методів отримання твердих сплавів: спікання у вакуумі або газовому середовищі

[3–5]; вакуумно-компресійне спікання [6]; гаряче ізостатичне пресування [7]; електророзрядне або іскро-плазмове (spark plasma sintering – SPS) спікання [8]; мікрохвильове спікання [9]; високо-частотне індукційне спікання (HFHS) [10]. Для отримання твердосплавних деталей найширше використовують метод пічного спікання.

Під час традиційного пічного спікання твердих сплавів при появі рідкої фази спостерігається інтенсивне зростання карбідних зерен [11], що обумовлене процесом перекристалізації карбиду вольфраму через рідку фазу, а також «коалесценцією» – зростання сусідніх зерен WC внаслідок збігу їх кристалографічних площин при зміщенні цих зерен [12]. Електронно-променева технологія, яка в даний час використовується в адитивному виробництві твердих сплавів WC–Co [13, 14], може забезпечити високі швидкості спікання, а також, завдяки керованості самого процесу, дозволяє достатньо «тонко» керувати мікроструктурою сплаву.

**Метою** даного дослідження є встановлення впливу режимів спікання порошкових твердосплавних сумішей системи WC–Co електронним променем, а саме швидкості їх охолодження, на формування мікроструктури та властивостей консолидованих заготовок.

Сисоєв М.Ю. – <https://orcid.org/0000-0001-7243-2388>, Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>,

Бондар В.М. – <https://orcid.org/0009-0008-3814-214X>, Кисла Г.П. – <https://orcid.org/0000-0003-0791-6903>

© М.О. Сисоєв, В.М. Нестеренков, В.М. Бондар, Г.П. Кисла, 2025

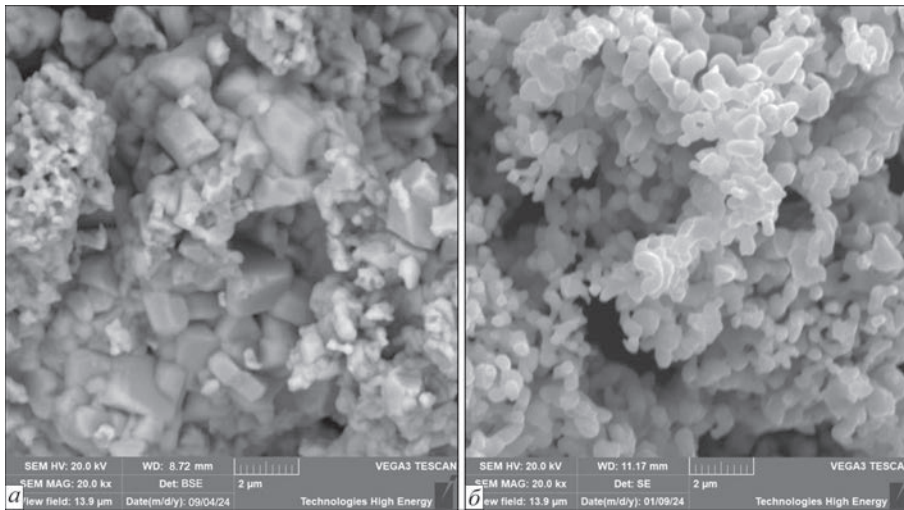


Рис. 1. Вихідні порошки: *a* – карбід вольфраму; *b* – кобальт

**Матеріали та методи досліджень.** В якості вихідних матеріалів використовували карбід вольфраму, отриманий переробкою вторинної сировини за хімічною технологією, удосконаленою ТОВ «ПлазмаТек»; порошок кобальту (8 мас. %) китайського виробництва. Для дослідження морфології порошків, мікроструктури зразків та визначення їх хімічного складу використовували скануючий електронний мікроскоп Tescan Vega 3 SBH EasyProbe з енергодисперсійним рентгенівським мікроаналізатором Bruker Quantax 610. Вміст вуглецю в порошок карбіду вольфраму визначали на приладі для визначення вуглецю LECO C744. Фазовий аналіз проводили на дифрактометрі Inel EQUINOX 1000. Твердість за Роквеллом (*HRA*) вимірювали на твердомірі NOVOTEST TC-P-Ц, твердість за Віккерсом та тріщиностійкість – на твердомірі компанії Innovatest, щільність визначали методом гідростатичного зважування на аналітичних вагах ANG220.

Морфологію вихідних порошків карбіду вольфраму та кобальту наведено на рис. 1. Розмір частинок порошку карбіду вольфраму становить 0,5...3,0 мкм, кобальту – 0,2...1,0 мкм. Загальний вміст вуглецю в карбіді вольфраму 6,2 %, фазовий склад порошку відповідає монокарбіду вольфраму (WC).

Пресовки діаметром 8 мм та завдовжки 30 мм були виготовленні за традиційною технологією. Відгонка пластифікатора та попереднє спікання відбувалися в середовищі водню за температури 1150 °C. Електронно-променево спікання проводили за режимами, наведеними на рис. 2. Нагрів зразків до температури спікання (1400 ± 20 °C) відбувався шляхом поступового збільшення струму променя від 0 до 40 мА протягом 3 хв, витримка – 2 хв, охолодження зразків проводили за п'ятьма режимами: 1 – вимкнення електронного променя;

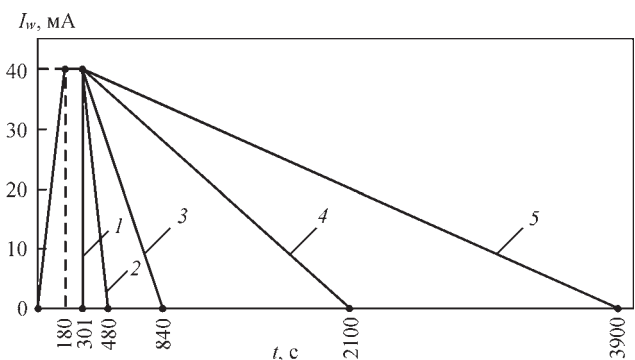


Рис. 2. Режими спікання зразків WC–Co електронним променем

2 – зменшення струму електронного променя від 40 до 0 мА протягом 3 хв; 3 – 9; 4 – 30; 5 – 60. При цьому швидкість охолодження від температури спікання (1400 °C) до 500 °C складала: для режиму 1 – 80...100 °C/c; 2 – 5...10; 3 – 2...5; 4 – 0,5...1,0; 5 – 0,2...0,5. Подальше охолодження (від 500 °C до кімнатної температури) відбувалось за рахунок конвекції.

**Установка для електронно-променевого спікання.** Для дослідження впливу режимів спікання на формування мікроструктури та властивостей сплавів WC8 використовували промислову установку СВ 229, спеціально розроблену на замовлення ТОВ «ПлазмаТек» в ІЕЗ ім. Є.О. Патона для електронно-променевої обробки (ЕПО) заготовок із порошкових матеріалів на основі карбіду вольфраму та кобальту (WC–Co). Установка (рис. 3) призначена для електронно-променевого спікання заготовок з циліндричною зовнішньою поверхнею, початковим діаметром 6...80 мм і завдовжки до 30 мм. У базовій комплектації установки передбачено оснащення лише для трьох типорозмірів заготовок (діаметр і довжина відповідно): 30×30, 25×25 і 15×15 мм.

Вакуумна камера об'ємом близько 0,5 м<sup>3</sup> установки (1, рис. 3) виготовлена з нержавякої сталі,



Рис. 3. Установка СВ 229 для електронно-променевої обробки: 1 – вакуумна камера; 2 – оглядовий ілюмінатор; 3 – електронно-променева гармата; 4 – вакуумна система; 5 – шафа керування; 6 – силова шафа; 7 – шафа зварювального високовольтного джерела живлення; 8 – завантажувальний пристрій для барабаних магазинів деталей

стілки та двері камери охолоджуються водою. Товщина стінок камери та дверей забезпечує як механічну міцність, так і біологічний захист обслуговуючого персоналу від рентгенівського випромінювання. Камеру обладнано оглядовим ілюмінатором (2, рис. 3) для візуального спостереження процесів спікання, а також високотемпературним пірометром OPTRIS CTratio 2M (діапазон вимірювання температур 550...3000 °C) та відеокамерою загального спостереження. На верхній стінці камери встановлено блок електронно-променевої гармати (3, рис. 3). Зварювальна гармата тріодного типу комплектується електронною оптикою, катодом, анодом і керуючим електродом (венельтом); струм електронного пучка – до 200 мА. Конструкція гармати відрізняється компактністю та простотою обслуговування.

Задня стінка камери має фланець з внутрішнім діаметром 400 мм для приєднання вакуумної системи. Вакуумна система (4, рис. 3) установки зібрана із комплектуючих відомих виробників Leybold, Pfeiffer та Ebara. Продуктивність вакуумної системи установки достатня для створення тиску у вакуумній камері  $2 \cdot 10^{-4}$  мбар і, відповідно,  $5 \cdot 10^{-5}$  мбар у гарматі приблизно за 15 хв.

Робоче місце оператора установки знаходиться праворуч від вакуумної камери перед шафою керування (5, рис. 3). Справа від шафи керування розміщена силова шафа (6, рис. 3) з пускорегулюючою апаратурою вакуумної системи та керуючими елементами системи SIEMENS Sinamics S120. Ще правіше розміщена шафа зварювального високовольтного джерела живлення 15 кВт/60 кВ інверторного типу (7, рис. 3).

У технологічному циклі ЕПО задіяні барабаний магазин для деталей (8, рис. 3); механізм

робочого обертання деталей (обертач), на якому безпосередньо та виконується ЕПО; механізм позадвожньої подачі деталей при їх завантаженні на обертач та вивантаженні з нього та піддон для оброблених деталей. Основні технічні характеристики установки СВ 229 наведено нижче.

**Характеристики електронно-променевого обладнання**

Загальні габарити зварювальної установки, мм:

довжина .....	3500*
ширина .....	5000*
висота .....	2300*

Внутрішні розміри вакуумної камери, мм:

довжина .....	800*
ширина .....	750*
висота .....	850*

Вага установки, кг..... 6000\*

Робочий вакуум у вакуумній камері, мбар, не гірше.....  $2 \cdot 10^{-4}$

Час відкачування чистої, сухої і порожньої вакуумної камери до робочого вакууму, хв, не більше..... 15

Робочий вакуум у зварювальній гарматі, мбар, не гірше ....  $5 \cdot 10^{-5}$

Натікання в чисту, порожню і суху вакуумну камеру, мбар×л/с, не більше.....  $2 \cdot 10^{-3}$

Механізм обертання деталей:

частота обертання для деталі діаметром 30 мм, об/с ..... 0,5...3

Механізм подачі деталей:

максимальна величина лінійного переміщення деталі, мм..... 300\*

точність лінійного переміщення деталі, мм.....  $\pm 0,25$

Електронно-променева гармата та високовольтне джерело

інверторного типу:

потужність високовольтного джерела живлення, кВт ..... 12

номінальна прискорювальна напруга, кВ ..... 60

стабільність прискорювальної напруги, % .....  $\pm 0,15$

струм електронного пучка (з кроком зміни 0,1 мА), мА..... 0,5...200

стабільність струму пучка згідно з ISO 14744-1, %, макс. ....  $\pm 1$

робочий діапазон регулювання фокусної відстані електронного пучка, мм..... 500...600\*

кут відхилення електронного пучка, град. ....  $\pm 3,5$

стабільність струму фокусуєчої лінзи згідно з ISO 14744-1, %, макс. ....  $\pm 0,5$

Час гарантованої роботи катода, год ..... 50

Система водяного охолодження:

автономна замкнута система на базі чилера..... e

**Загальні технічні вимоги:**

електричне живлення (відповідно до стандарту Німеччини

DIN EN 60 204, п. 4.3)..... 380 В, 50/60 Гц

споживана потужність, кВА, макс. .... 55\*

окреме заземлення.....  $< 2$  Ом; 35 мм<sup>2</sup>

температура в приміщенні, °C..... 15...25

відносна вологість (при 25 °C), %, не більше ..... 70

тиск стисненого повітря, кг/см<sup>2</sup>, не менше ..... 5

клас чистоти стисненого повітря (згідно з ISO 8573-1: 2010) ..... 7:4:4

Застосування електронного променя дає можливість регулювати швидкості нагрівання та охолодження, що забезпечує керованість процесу спікання та, як наслідок, керування структурою отриманих деталей.

**Результати дослідження.** Охолодження після спікання твердих сплавів системи WC-Co призводить до виникнення напруженого стану, що обумовлено різницею коефіцієнтів термічного розширення фазових складових. Коефіцієнт термічного

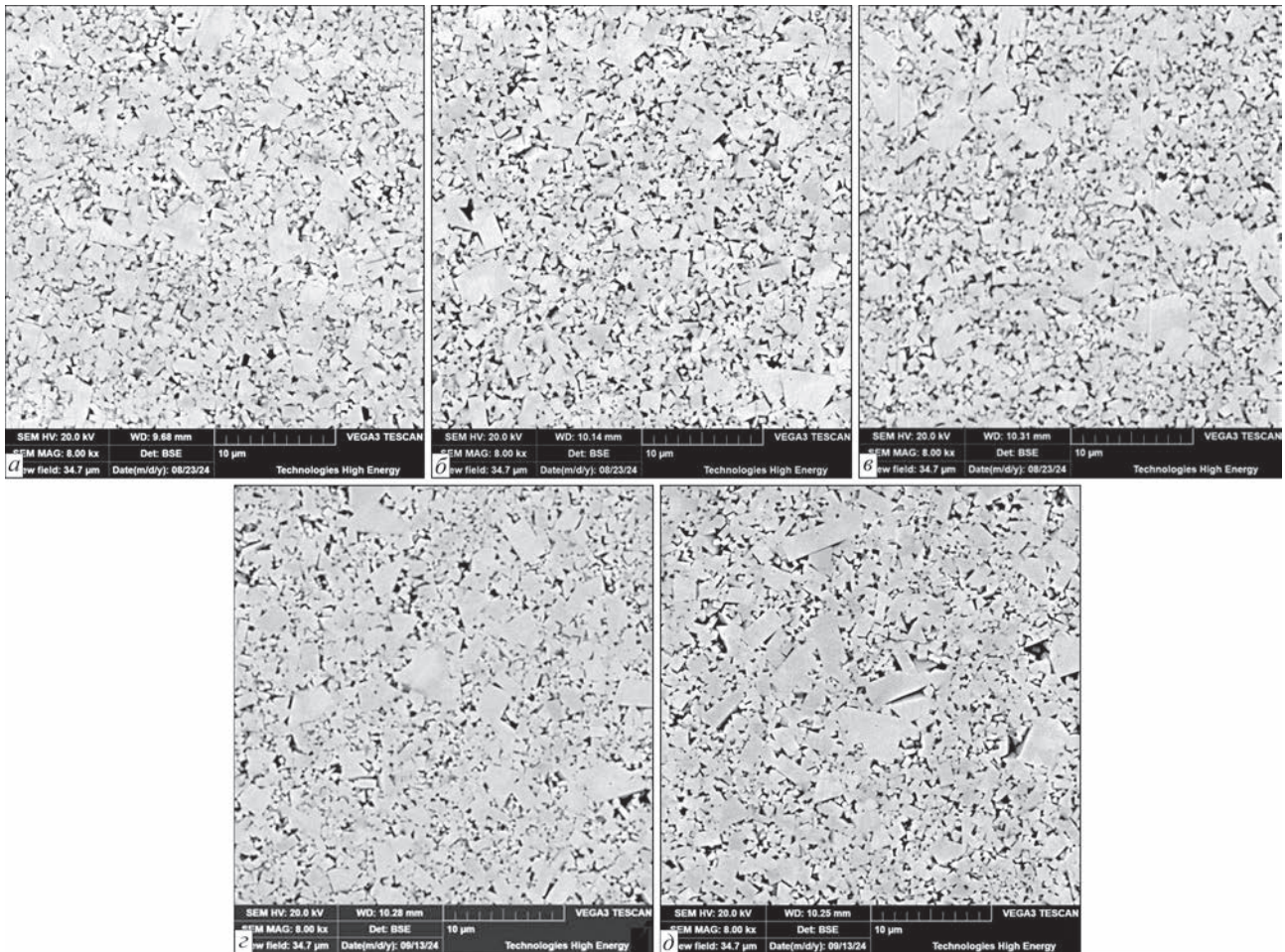


Рис. 4. Мікроструктури спечених зразків, отриманих при різних швидкостях охолодження: а – час охолодження 1 с; б – 3 хв; в – 9; г – 30; д – 60

розширення кобальту майже в три рази вищий, ніж для карбіду вольфраму, тому при охолодженні в процесі спікання в карбіді вольфраму виникають стискаючі напруження, величина яких може сягати 1000 МПа, а в кобальті, відповідно, виникають напруження розтягу до 2000 МПа [15]. Характерно, що на величину цих напружень впливає співвідношення фазових складових, причому збільшення вмісту кобальту до 12 % призводить до зменшення напружень розтягу в ньому в 3...4 рази. Збільшення швидкості охолодження після спікання призводить до суттєвого зростання напружень і, відповідно, впливає на властивості твердих сплавів [15]. Методом гідростатичного зважування встановлено щільність отриманих зразків 14,75...14,8 г/см<sup>3</sup>. Спечені зразки розрізали вздовж циліндра та досліджували за допомогою растрової електронної мікроскопії (рис. 4).

Відповідно до квазібінарного розрізу (рис. 5) потрібної діаграми стану W–C–Co рідка фаза утворюється при температурі плавлення подвійної евтектики – близько 1320 °С.

При температурах обробки зразків електронним променем вище 1340 °С спостерігається ін-

тенсивна усадка заготовок. Повне ущільнення досягається досить швидко  $\approx 1$  хв. Така швидка усадка обумовлена появою рідкої фази. У перші моменти спікання, після утворення рідкої фази, відбувається переміщення зерен карбіду вольфраму під дією сил поверхневого натягу.

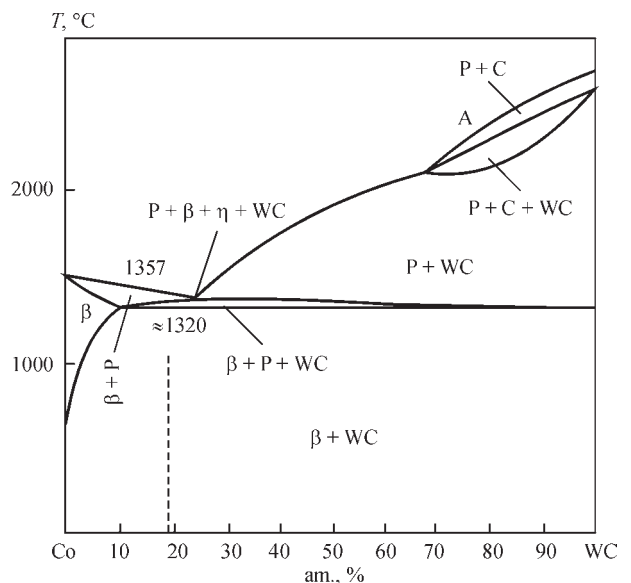


Рис. 5. Вертикальний розріз потрібної діаграми W–C–Co [11]

Таблиця 1. Твердість і тріщиностійкість твердих сплавів з різним часом охолодження

Час охолодження, хв	HRA	$K_{1C}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	HV <sub>30</sub> , ГПа
0	89,5...90,7	18,6	15,5
3		17,2	15,6
9		18,5	15,6
30		15,2	15,7
60		16,8	14,1

Мікроструктура отриманих зразків формується у вигляді матриці з кобальту, в якій містяться огранені зерна карбіду вольфраму. У зразках з мінімальним часом охолодження, а також охолоджених протягом 3 та 9 хв структура ідентична, помітного зростання зерен карбіду вольфраму не спостерігається (0,5...4,0 мкм). При охолодженні протягом 30 та 60 хв спостерігається зростання зерен карбіду вольфраму до 6...10 мкм (рис. 6). Рушійною силою для зростання зерен WC під час спікання є мінімізація міжфазної енергії, а отже, вона пропорційна питомій площі границі зерна WC та кобальту. Оскільки у вихідному порошку карбіду вольфраму наявні як дрібні зерна (0,2 мкм), так і крупніші (3 мкм), то відповідно до ефекту Гіббса-Томсона при утворенні рідкої фази відбувається розчинення в ній дрібних зерен WC (за рахунок їх високої поверхневої енергії) з подальшим осадженням на крупних більш стабільних зернах, що призводить до їх зростання. Таким чином, процес перекристалізації включає: 1 – розчинення дрібних частинок (перехід атомів з поверхні частинок у розплав); 2 – дифузюю атомів у рідині; 3 – осадження розчиненої речовини на крупних зернах.

Крім зростання зерен відбувається «коалесценція» зерен за рахунок їх незначного зміщення одне щодо іншого та з'єднання (злиття) через збіг однакових кристалографічних площин.

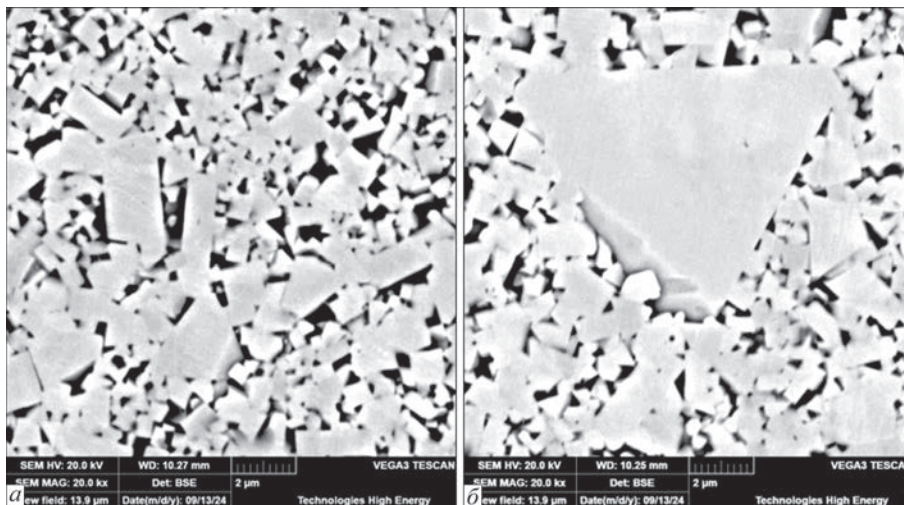


Рис. 6. Зерна WC, що виростили під час охолодження протягом: а – 30; б – 60 хв

Таблиця 2. Властивості твердих сплавів іноземних виробників

Виробник	Вміст зв'язки, %	HRA	$K_{1C}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	HV <sub>30</sub> , ГПа
Ceratizit, CTF12	6	92,1	9,9	16,2
Ceratizit, CTM17	8,5	90,4	11,3	14
Ceratizit, CTE20	10	87,6	18	11,2
Taegutec, UF10	10	92	14,7	16
Mitsubishi, GTi15	8	90	14,7	–

Тобто збільшення часу охолодження призводить до збільшення кількості крупних зерен карбіду та утворення суцільних контактів між ними. Рушійною силою для цього етапу є зменшення поверхневої енергії границь карбідних частинок. Для запобігання зростанню зерен карбіду вольфраму найчастіше використовують інгібітори зростання, такі як карбід хрому та ванадію, які додають у вихідну шихту в кількості до 0,5 % [16].

При дослідженні впливу часу охолодження на механічні властивості зразків твердих сплавів визначали твердість і тріщиностійкість отриманих матеріалів. Дослідження проводили методом індентування при навантаженні на індентор 30 кг, результати наведено в табл. 1. У табл. 2 наведено властивості твердих сплавів іноземних виробників.

Що характерно, для отриманих зразків зі збільшенням часу охолодження спостерігається зменшення твердості зразків і зменшення тріщиностійкості. Така поведінка може бути пояснена наступним: вольфрам і вуглець, що при спіканні твердого сплаву розчиняються в рідкій фазі, не встигають викристалізуватися у вигляді карбіду вольфраму при великій швидкості охолодження. Тоді металева матриця з кобальту по суті є твердим розчином, що викликає додаткові напруження в матеріалі та не дає розвиватися тріщині при індентуванні. По мірі збільшення часу охолодження кількість твердого розчину зменшується,

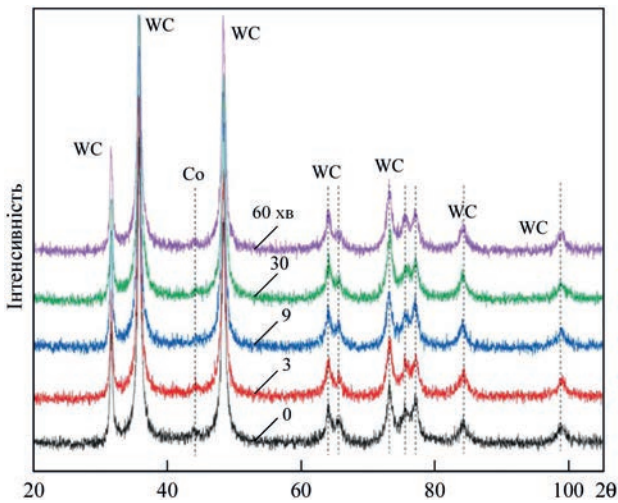


Рис. 7. Дифрактограми, отримані від зразків твердого сплаву складу WC–8Co з різним часом охолодження

відповідно тріщиностійкість падає. Для встановлення фазового складу проводили рентгенофазові дослідження. Дифрактограми отриманих зразків наведено на рис. 7.

Як видно з отриманих результатів, дифракційні максимуми від WC для всіх зразків знаходяться симетрично один щодо одного, зміщення піків не спостерігається. Для кобальту визначається дифракційний максимум, що відповідає кубічній ґратці. η-фаза та вільний вуглець за допомогою рентгенофазового аналізу не виявлені.

**Висновки**

Показано, що використання електронно-променевого нагріву забезпечує отримання зразків із твердих сплавів, що за характеристиками не поступаються світовим аналогам, отриманим методами гарячого пресування та компресійного спікання.

За допомогою мікроструктурних досліджень показано, що при збільшенні часу охолодження діапазон розміру зерен карбіду вольфраму збільшується з 0,4...4,0 до 0,4...10,0 мкм.

Експериментально встановлено, що зміна часу охолодження зразків впливає на мікромеханічні характеристики твердого сплаву. Тріщиностійкість твердосплавного матеріалу, отриманого електронно-променевою обробкою, становить 18,6 МПа·м<sup>1/2</sup>, тоді як для зразків, близьких за хімічним і гранулометричним складом, отриманих компресійним спіканням, становить порядку 14 МПа·м<sup>1/2</sup>.

**Список літератури**

1. Upadhyaya, G.S. (2001) Materials science of cemented carbides – an overview. *Materials & Design*, 22(6), 483–489. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00007-3](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00007-3)
2. Zak Fang, Xu Wang, Taegong Ryu et al. (2009) Synthesis, sintering and mechanical properties of nanocrystalline ce-

- mented tungsten carbide – a review. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 27(2), 288–299. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.07.011>
3. Фальковский В.А., Клячко Л.И. (2005) *Твердые сплавы*. Москва, Изд. дом «Руда и металлы».
- Falkovsky, V.A., Klyachko, L.I. (2005) *Hard alloys*. Moscow, Publish. House «Ruda i Metally» [in Russian]
4. Харченко О.В., Прокопів М.М., Сердюк Ю.Д. (2010) Структура твердих сплавів групи WC–Co після спікання в газовому середовищі. *Сверхтвердые материалы*, 2, 96–98.
- Kharchenko, O.V., Prokopiv, M.M., Serdyuk, Yu.D. (2010) Structure of hard alloys of the WC Co group after aggregation in a gaseous medium. *Sverkhvordye Materialy*, 2, 96–98 [in Ukrainian].
5. Бондаренко В.П., Павлоцкая Э.Г. (1995) *Спекание вольфрамовых твердых сплавов в прецизионно контролируемой газовой среде*. Киев, Наукова думка.
- Bondarenko, V.P., Pavlotskaya, E.G. (1995) *Sintering of tungsten hard alloys in a precision-controlled gas environment*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
6. Chen, H., Zwang, D., Li, Y., Chen, J. (2001) High performance sinter – HIP for hard metals. In: *Proc. 15 Intern. Plansee Seminar, Reutte, Austria, Vol. 2*, 180–188.
7. Chongbin Wei, Xiaoyan Song, Shixian Zhao et al. (2010) In-situ synthesis of WC–Co composite powder and densification by sinter-HIP. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 28(5), 567–571. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2010.04.002>
8. Kui Liu, Zhenhua Wang, Zengbin Yin et al. (2018) Effect of Co content on microstructure and mechanical properties of ultrafine grained WC–Co cemented carbide sintered by spark plasma sintering. *Ceramics International*, 44(15), 18711–18718. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.07.100>
9. Breval, E., Cheng, J.P., Agrawal, D.K. et al. (2005) Comparison between microwave and conventional sintering of WC/Co composites. *Materials Science and Engineering: A*, 391(1–2), 285–295. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.08.085>
10. Hwan-Cheol Kim, In-Jin Shon, In-Kyoon Jeong et al. (2007) Rapid sintering of ultrafine WC and WC – Co hard materials by high-frequency induction heated sintering and their mechanical properties. *Metals and Materials International*, 13, 39–45. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03027821>
11. Чапорова И.Н., Чернявский К.С. (1975) *Структура и свойства спеченных твердых сплавов*. Москва, Металлургия.
- Chaporova, I.N., Chernyavsky, K.S. (1975) *Structure and properties of sintered hard alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian]
12. Farag, S., Konyashin, I., Ries, B. (2018) The influence of grain growth inhibitors on the microstructure and properties of submicron, ultrafine and nano-structured hardmetals – A review. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 77, 2–30. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.07.003>
13. Atefeh, A., Javad, R.S.M., Zohreh, S., Filippo, B. (2020) A review of additive manufacturing of cermets. *Additive Manufacturing*, 33, 101130. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101130>
14. Yang, Y.K., Zhang, C.Q., Wang, D.Y. et al. (2020) Additive manufacturing of WC–Co hardmetals: a review. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, 108, 1653–1673. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05389-5>
15. Лошак М.Г. (1986) *Прочность и долговечность твердых сплавов*. Киев, Наукова думка.
- Loshak, M.G. (1986) *Strength and durability of hard alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
16. Farag, S., Konyashin, I., Ries, B. (2018) The influence of grain growth inhibitors on the microstructure and properties of submicron, ultrafine and nano-structured hardmetals – A review. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, 77, 12–30. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.07.003>

# THE EFFECT OF MODES OF ELECTRON BEAM PROCESSING OF POWDER BLANKS FROM VK8 ALLOY ON FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SINTERED PRODUCTS

M.O. Sysoiev<sup>1</sup>, V.M. Nesterenkov<sup>1</sup>, V.M. Bondar<sup>2</sup>, H.P. Kysla<sup>3</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: sysoiev.maksym@tve.com.ua

<sup>2</sup>East Ukrainian Volodymyr Dahl National University. 17 John Paul II Str., 01042, Kyiv, Ukraine. E-mail: vovabondar2896@gmail.com

<sup>3</sup>PlasmaTec LLC. 18 Pravednykiv Svitlu Str., 21036, Vinnytsia, Ukraine. E-mail: Kysla.halyna@tve.com.ua

The results of the study of the influence of the cooling rate on the structure and properties of the WC-8Co hard alloy obtained by the electron beam sintering method are presented. The use of an electron beam provides high controllability of the heat treatment processes, which allows regulating the cooling rate of hard alloy samples. The tungsten carbide powder obtained by PlasmaTek LLC by a chemical method from secondary raw materials was used in the paper. The presence of two phases - tungsten carbide and a cobalt  $\beta$ -based solid solution was established by metallographic and X-ray analysis methods. There is no  $\eta$ -phase, free carbon or pores in the structure. It is shown that tungsten carbide crystals grow with an increase in cooling time. In terms of hardness and crack resistance, hard alloys obtained by the electron beam sintering method are not inferior to hard alloys obtained by the traditional technologies. 16 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

*Keywords: hard alloy, electron beam sintering, tungsten carbide, cooling rate, grain size*

Отримано 28.04.2025

Отримано у переглянутому вигляді 03.06.2025

Прийнято 29.07.2025

## ЗВАРЮВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ. МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Серія книг та монографій під редакцією академіка НАН України І.В. Кривцуна

### Ахонін С.В., Березос В.О. Електронно-променева плавка зливків псевдо- $\beta$ титанових сплавів.

— Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2021. — 88 стр. В монографії розглянуто особливості виробництва зливків псевдо- $\beta$  сплавів титану методом електронно-променевої плавки. Детально досліджено механізми та закономірності поведінки легуючих елементів під час виготовлення зливків псевдо- $\beta$  сплавів титану методом електронно-променевої плавки з використанням проміжної ємності. Показано особливості кристалізації рідкого металу зливків псевдо- $\beta$  сплавів титану в умовах дії електронно-променевого нагріву. З урахуванням виявлених залежностей, на прикладі титанових сплавів BT19 та BT22 запропоновано оптимальні технологічні режими їх виготовлення методом електронно-променевої плавки, які забезпечують високий рівень якісних та техніко-економічних показників. Наведено характеристики хімічного складу, стану поверхні, макро- та мікроструктури зливків псевдо- $\beta$  сплавів титану. Розглянуто питання деформаційної обробки сплавів та наведено механічні характеристики напівфабрикатів із псевдо- $\beta$  сплавів титану, виготовлених методом електронно-променевої плавки. Представлено особливості конструкції промислових електронно-променевих установок та дано опис технологічних схем плавки зливків діаметром 110...600 мм псевдо- $\beta$  сплавів титану.



### Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Аргонодугове та електронно-променево зварювання псевдо- $\beta$ титанового сплаву BT19.

— Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2022. — 128 с. В монографії розглянуто особливості зварювання псевдо- $\beta$  титанових сплавів методами аргонодугового (АДЗ) та електронно-променевого (ЕПЗ) зварювання. Методами математичного моделювання визначено вплив термічного циклу зварювання на фазовий склад металу зварного шва і зони термічного впливу зварного з'єднання при АДЗ вольфрамовим електродом псевдо- $\beta$  титанового сплаву BT19. Побудовано діаграму анізотермічних перетворень при охолодженні псевдо- $\beta$  титанового сплаву та розрахунково-експериментальним методом визначено залежність залишкової кількості  $\beta$ -фази від швидкості охолодження. Розроблено технологію АДЗ із застосуванням присадного дроту або безкисневих флюсів та технологію ЕПЗ з попереднім підігрівом і локальною термічною обробкою. Встановлено залежність міцності з'єднань сплаву BT19, виконаних ЕПЗ, від кількості  $\beta$ -фази в металі шва. Наведено результати досліджень впливу різних видів пічної термічної обробки зварних з'єднань сплаву BT19 на їх структурно-фазовий склад та механічні характеристики. Застосування зазначених технологій зварювання сприятиме більш широкому використанню зварних конструкцій з псевдо- $\beta$  титанових сплавів в енергетичному та хімічному машинобудуванні, а також в авіакосмічній галузі промисловості.



Замовлення монографій  
**ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ ПАТОН»**  
 Тел.: 38044 205-23-90  
 journal@paton.kiev.ua