

УДК 669.018.025

М.О.Юрчук, І.М. Діордіца, В.М.Юрчук

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,

Національний технічний університет України, «Київський політехнічний інститут»

## ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СЕРЕДНЬОЗЕРНИСТОГО ТВЕРДОГО СПЛАВУ ВК11, СПЕЧЕНОГО ЗА ТЕМПЕРАТУРИ ІСНУВАННЯ РІДКОЇ ФАЗИ

*В статті описуються особливості формування структури середньозернистого твердого сплаву ВК11 за температури існування рідкої фази, сформульовані основні принципи отримання в серійних умовах двофазних твердих сплавів групи ВК з оптимальною структурою.*

### 1. Вступ

Твердосплавна промисловість розвивалася, і розвивається з врахуванням чинників, що визначають властивості твердих сплавів:

- фазовий склад. Збільшення єднальної фази (до 20...25%) приводить до зростання міцності, в'язкості, але зниженню твердості і зносостійкості. Міняючи фазовий склад, можна міняти і властивості сплаву в цілому;

- розмір зерен складових фаз, особливо для сплавів групи ВК-WC-фаза. Чим дрібніше зерно WC, тим більше твердість і зносостійкість, але нижче міцність, тобто більше крихкість;

- характер розподілу і однорідність за розміром складових фаз. Не повинно бути скупчень цементуючої фази, вона повинна рівномірно розподілятися по всьому об'єму, що визначається змащуванням, природою складових фаз і чистотою вихідних матеріалів.

Порівняння властивостей наших сплавів із зарубіжними (аналогічних марок) показало нижчу стабільність властивостей в наших сплавів, що в першу чергу пов'язане з нерівномірним розподілом єднальної фази і великим розкидом по зернистості: так в середньозернистих сплавах, де в основному мають бути зерна фази WC до 2 мкм, часто зустрічаються зерна 5...8 мкм і більше. З врахуванням цих чинників слід розглядати основні напрями розвитку твердосплавної промисловості, а саме:

- здобуття сплавів із заданою зернистістю і структурою;
- легування або зміна складу карбідної складової твердих сплавів;
- ускладнення і зміна складу цементуючої фази сплавів типу ВК, ТК і ТТК;
- безвольфрамкові тверді сплави;
- непереточування пластини і пластини із зносостійким покриттям;
- удосконалення технології, технологічних операцій і устаткування.

В даний час розвиток твердосплавної промисловості йде по двох основних напрямках: вдосконалення складу і технології існуючих твердих сплавів і розробка нового складу і технологій. Основні роботи за кордоном і у нас направлені на зміну складу і структури сплавів, здешевлення їх шляхом заміни вольфраму, кобальту, танталу, вдосконалення технологій, скорочення кількості марок. Радикальних зрушень по сплавах WC-CO і WC-TiC-CO не передбачається, хоча згадується про заміну TaC на NbC і HfC, ускладненні карбідної і єднальної фаз.

Технологічні удосконалення:

- "поєднані" процеси здобуття готового до використання WC з рудних концентратів;
- здобуття з концентратів або солей кобальту і вольфраму готової суміші WC-Co потрібного складу;
- сушка з розпиленням;
- гаряче ізостатичне формування і обтискання при високому тиску; прокатка і електроімпульсні методи формування;
- різні методи обробки поверхні твердих сплавів;
- способи переробки відходів твердих сплавів;
- покриття і ін.

©М.О.Юрчук, І.М. Діордіца, В.М.Юрчук

Найбільш широкий розвиток в області виробництва і використання отримали інструментальні тверді сплави, які виготовляються на основі карбіду вольфраму, карбіду титану, карбіду танталу або поєднань цих карбідів, інколи з карбідом ніобію, ванадію, хрому в якості добавок. "Цементуючим" металом в сплавах служить кобальт, а інколи - нікель, залізо, молібден.

Сплави відрізняються високою твердістю (HRA 82-92), що поєднується з опором зношуванню при терті об метали і об неметалічні матеріали, ці властивості зберігаються в значній мірі і при підвищених температурах. Розміри часток твердою карбідною і м'якшою цементуючою фаз зазвичай малі і для більшості технічних сплавів складає 0,5-10,0 мкм.

Вольфрамо-кобальтові тверді сплави призначаються для обробки чавунів, кольорових металів і інших крихких матеріалів, що дають при обробці стружку, яка складається з окремих елементів. Їх не слід застосовувати при швидкісній обробці сталі із-за дуже інтенсивного зносу інструменту. В сплаві BK11 дуже висока експлуатаційна міцність. При цьому високий опір удару і вібраціям. Зносостійкість вища, ніж у сплаві BK15. Застосовується для філь'єр, штампного інструменту, для виготовлення швидкозношуваних деталей, а також як різальний інструмент при чорновій обробці спеціальних важкооброблюваних сталей.

Автори більшості досліджень схиляються до того, що при спіканні діють два механізми: перекристалізація через рідку фазу і коалесценція [1, 2]. Але це переконливо не доведено. Так відомо [3], що перекристалізація через газову і рідку фазу йде з прийнятною швидкістю, тоді, коли розмір частинок менше  $10^{-5}$  см, тобто менше  $10^{-1}$  мкм. При виготовленні твердих сплавів вихідний розмір частинок WC складає 1-3 мкм, тобто більший від вказаного. Тому якщо процес перекристалізації і йде, то з невеликою швидкістю.

Відомо, що в залежності від температури спікання властивості твердих сплавів істотно змінюються. Якщо особливості змін властивостей спечених за температури існування рідкої фази широко розповсюджених твердих сплавів таких, як BK3, BK6, BK8, BK10, BK15 та BK20 існують деякі системні і несистемні результати досліджень, то для твердого сплаву з масовим вмістом кобальтової зв'язки 11 % (BK11) такі дані практично відсутні. На сьогоднішній день, практика твердосплавного виробництва все частіше стикається з необхідністю використання твердого сплаву марки BK11. Тому і були проведені дослідження по встановленню особливостей змін властивостей цього сплаву при спіканні за температури існування рідкої фази.

## 2. Методика проведення досліджень

Спікання проводили за температур 1410–1750 °С, при яких в твердому сплаві вже існує рідка фаза.

В якості вихідної була використана серійна порошкова суміш сплаву BK11 (СТП 00196144-0727-2004), виготовлена ВАТ «Кіровоградський завод твердих сплавів».

Підготовка суміші до пресування дослідних зразків (штабиків) була проведена по загально прийнятій в Україні методиці. Значення середнього розміру зерна ( $\bar{d}_{wc}$ ) карбіду вольфраму у вихідній порошковій суміші складало  $1,5 \pm 0,1$  мкм. Кількість загального вуглецю ( $C_{заг.}$ ) у суміші складала 5,60 % (по масі) при стехіометричному складі 5,45 % (по масі).

Спресовані штабіки спікали в дві стадії. Перша стадія – нормалізуючи спікання проводилось за  $T = 900$  °С в прохідній печі в контрольованому газовому середовищі. Друга стадія – остаточне спікання – в електричній вакуумній печі моделі СНВЭ-1.3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1 за температур 1410, 1470, 1500 °С і витримці 1 година. Остаточне спікання штабиків за температури 1750 °С і витримці 1 година провели в прохідній печі з графітовою трубою в середовищі водню.

Коерцитивну силу  $H_{cm}$  (кА/м) зразків вимірювали приладом "Кобальт-1" [4], густину спечених зразків  $\rho$  (г/см<sup>3</sup>) - методом гідростатичного зважування лабораторними вагами ВЛР-200м [5], твердість зразків за Роквеллом (шкала А) HRA шляхом вдавлювання алмазного наконечника з внутрішнім кутом  $120^\circ \pm 0,5^\circ$  під попереднім навантаженням 98,07 Н і загальним 1471 Н твердоміром моделі ТК-2 [6].

Межі міцності при згині сплавів  $R_{bm}$  (МПа) визначали за методикою випробувань твердих сплавів [7]. Для одержання достовірних значень в одній точці використовували по п'ятнадцять

зразків розміром 5×5×35 мм, попередньо відшліфованих до стандартної шорсткості поверхні [8]. Випробування здійснювали відповідно до вимог стандарту [9] на універсальній випробувальній машині FP-10 (максимальне навантаження 9,8 кН) за триточкового навантаження при відстані між опорами 30±0,5 мм. Навантажуючі опори були оснащені вкладками з твердого сплаву ВК3, що виключають змінання в місцях контакту опор з випробовуваним зразком при навантаженні. Фіксували руйнівне навантаження, будували діаграму “навантаження  $P$  — переміщення по лінії дії сили  $F$ ”. Швидкість переміщення рухливої траверси становила 2 мм/хв. Межі міцності при згині сплавів обчислювали за формулою

$$R_{bm} = \frac{3 Pl}{2 bh}$$

де  $P$  – навантаження руйнування зразка;  $l$  – відстань між опорами;  $b$ ,  $h$  – розміри зразка в поперечному розрізі.

### 3.Результати

При спіканні сплаву за температури до 1500°C його густина знаходиться майже в допустимих державним стандартом межах, що відповідає густині сплаву, який випускається переважно твердосплавними заводами Росії. Значне зниження густини сплаву спостерігається за температури  $T_{сп} = 1750^\circ\text{C}$ , рис.1,2 через збільшення пористості сплаву, табл. 1.

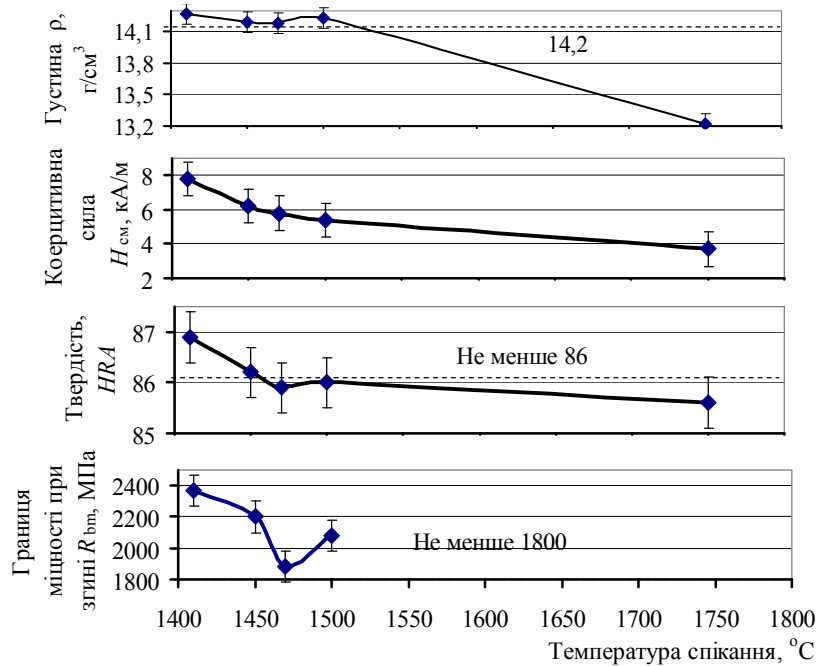


Рис. 1. Фізико-механічні властивості твердого сплаву ВК11 (штрихові лінії вказують на граничні властивості згідно зі стандартами)

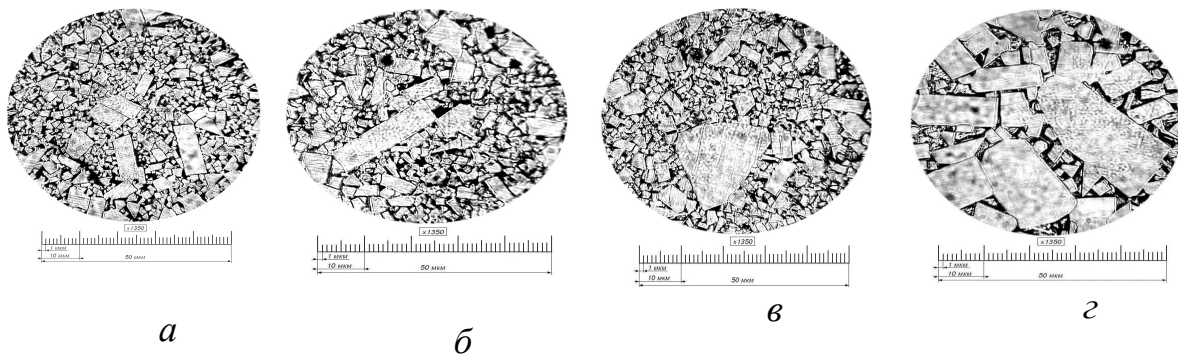


Рис.2. Структура сплаву ВК11, спеченого за: а–1410 °C; б–1470 °C; в–1500 °C; г–1750 °C

Таблиця 1.

Структурні характеристики твердого сплаву ВК11, спеченого за різних температур

Температура спікання, °С		1410	1470	1500	1750
Кількість пор розміром	до 50 мкм, %	Д-1 0,1	В-2 0,2	Д-2 0,2	0,3
	50-100 мкм	-	73	54, 73, 109	54, 183, 205
Розподіл перетинів зерен WC за розмірами на шліфах сплаву, %	1,0 мкм	54	45	38	21
	2,0 мкм	19	20	14	15
	3,0 мкм	18	16	15	11
	4,0-5,0 мкм	5	8	15	20
	6,0-7,0 мкм	3	8	11	16
	8,0-10,0 мкм	1	2	3	7
	11,0-15,0 мкм	-	-	3	4
	16,0-20,0 мкм	-	1	1	3
	20,0 мкм	-	-	-	3
Ширина прошарків в 10 полях зору кобальтової фази, мкм		0,5-1,0	0,5-1,0-2	0,5-1,0-2	0,5-1,0-2 *р.
Максимальний розмір зерен WC в одному полі зору, мкм		-	-	20	30
Вміст включень вільного вуглецю, % (по об'єму)		-	0,1 по краю	0,5 рідко	0,3-0,5 по всій поверхні

Примітка: \*р. – рідко.

Коерцитивна сила сплаву починаючи з температури  $T_{сп} = 1410$  °С постійно знижується з 7,8 до 3,7 кА/м, рис.1. Твердість і міцність  $R_{bm}$  сплаву зменшуються починаючи з 1410 до 1470 °С – значення твердості з 86,9 до 85,9 і відповідно міцність з 2370 до 1880 МПа. Підвищення температури спікання до 1500 °С приводить до деякого підвищення в сплаві значень і твердості (86) і міцності  $R_{bm}$  (2080 МПа). Наявність такого значного зниження, а потім деякого підвищення значень твердості та міцності сплаву досить важко пояснити, очевидно це мусить бути чергове відхилення від закономірності зміни характеристик сплаву. За температури  $T_{сп} = 1750$  °С всі показники сплаву через значну пористість (табл. 1) знизилась, а міцність сплаву визначити не вдалося через значну пористість контрольних зразків.

#### 4. Висновки

Густина сплаву практично не змінюється до 1500 °С і в малій мірі залежить від росту зерна WC та від залишкової пористості. Подальше підвищення температури спікання до 1750 °С зумовлює збільшення пористості, що в свою чергу, приводить зниження густини сплаву. Коерцитивна сила в сплаві за всіх температур спікання тільки зменшується, твердість і міцність починаючи з температури спікання 1410 до 1500 °С майже прямолінійно зменшуються за винятком температури 1470 °С, де спад значень характеристик дещо збільшується.

1. Gopal S. Upadhyaya. Cemented tungsten carbides. Indian Institute of Technology, Kanpur. 1998. – 403 p.
2. Бондаренко В.П., Павлоцкая Э. Г. Спекание вольфрамовых твердых сплавов в прецизионно контролируемой газовой среде. – К. : Наук. думка, 1995. – 204 с.
3. Физическая энциклопедия / Гл. ред. А. М. Прохоров – М.: Сов. Энциклопедия. – 1990. – 703 с.
4. ГОСТ 24916–81. Сплавы твердые спеченные. Метод определения коэрцитивной силы.
5. ГОСТ 20018–74. Сплавы твердые спеченные. Метод определения плотности.
6. ГОСТ 20017–74. Сплавы твердые спеченные. Метод определения твердости по Роквеллу.
7. ГОСТ 20019–74. Сплавы твердые спеченные. Определение предела прочности при поперечном изгибе.
8. ГОСТ 2789–73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики.