

УДК 536.421.5

М. М. Прокопів, канд. техн. наук; О. В. Харченко, Л. О. Василенко

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

## ВПЛИВ ТИСКУ АЗОТУ ПРИ ВАКУУМНО-КОМПРЕСІЙНОМУ СПІКАННІ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ ВК100М

Наведено результати дослідження впливу тиску азоту при компресійному спіканні на структуру особливодрібнозернистого сплаву ВК100М.

**Ключові слова:** твердий сплав, структура, пори, зерно WC, мікропористість.

### Вступ

Дрібнозернисті тверді сплави групи WC-10%Co найефективніше забезпечують лезову обробку нових високозносостійких конструкційних матеріалів твердістю до 40 HRC при значних термомеханічних навантаженнях. Основна проблема одержання таких сплавів полягає у формуванні високощільної структури. Відомо, що за стандартних умов водневого та вакуумного спікання, які широко застосовують у промисловій технології виробництва металообробного інструменту російські та вітчизняні фірми, у структурі твердих сплавів містяться окремі великі пори розміром 50–100 мкм та значна  $D(1-4)$  (01–0,3) згідно зі стандартам ISO залишкова мікропористість [1]. Це зумовлює їх знижені порівняно з максимально можливими експлуатаційні властивості та низьку конкурентність як на вітчизняному, так і світовому ринку.

З використанням технологія вакуумно-компресійного спікання (ВКС) під тиском азоту до 10 МПа чи аргону провідні фірми світу певною мірою розв'язали цю окреслену проблему. Разом з тим актуальним питанням матеріалознавчого аспекту цієї технології залишається відсутність рекомендацій щодо оптимального тиску газу, при якому досягається мінімізація мікропористості у структурі сплавів з використанням доступної та дешевої російської сировини.

Мета цієї роботи – дослідити вплив тиску азоту 1,2–5,0 МПа на структурні характеристики сплаву ВК100М з використанням аналогічної стандартної порошкової суміші виробництва Кіровоградського заводу твердих сплавів (КЗТС).

### Методика дослідження

Вакуумно-компресійне спікання зразків зі сплаву ВК100М здійснювали в лабораторно-промисловій установці, розробленій в ІНМ ім. В. М. Бакуля НАН України [2], за режимом зображеним на рис. 1.

Температура спікання як у вакуумі (б – в), так і при запуску газу (в – з) та спікання під робочим тиском газу відповідає температурі спікання у стандартних умовах  $T = 1350-1370$  °С. Вакуум  $p = 1 \times 10^{-5}$  МПа створювали до початку нагрівання. Ізотермічне витримування впродовж 5 хв. на стадії вакуумного спікання (б – в) забезпечує повне ущільнення структури сплаву [1], що є необхідною вимогою перед запуском робочого азоту [3]. Робочий тиск азоту становив  $p = 1,2; 2,5$  і 5,0 МПа. Азот

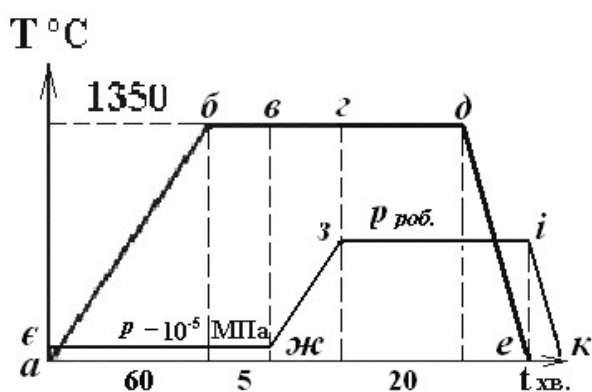


Рис. 1. Графіки режиму компресійного спікання сплаву ВК100М під тиском азоту: а – б – в – г – д – е – графік зміни температури, є – ж – з – і – к – графік зміни тиску

запускали із чотирьох паралельно підімкнутих балонів ( $p = 15$  МПа). Загальна тривалість ізотермічного спікання ( $b - d$ ) при тиску азоту 1,2 та 2,5 МПа становила 35 хв., що відповідає величині витримки при стандартній технології спіканні у вакуумі. Разом з тим тривалість запуску азоту до тиску 5 МПа становила 20 хв., а ізотермічного спікання – 45 хв. Охолодження до кімнатної температури ( $d - e$ ) здійснювали за такого самого тиску азоту.

Мікроструктуру досліджували на шліфу, виготовленому на боці зразка, що не контактував з графітовою тарілкою. Дрібну мікропористість (до 50 мкм), скупчення зв'язки та зерен WC досліджували за ГОСТ 9391-80 на оптичному мікроскопі МИМ-6 при збільшенні  $\times 100$  та визначали на полірованих нетравлених зразках. Розподіл зерен за фракціями визначали методом Глаголева при збільшенні  $\times 1350$  на травлених у реактиві Мураками шліфах за допомогою оптичного мікроскопу МИМ-8М та мікроскопу ЛОМО «Метам Р-1».

#### Результати дослідження

Результати дослідження структури зразків, спечених компресійним спіканням за різного тиску азоту, зведено в таблицю. Для порівняння в таблиці наведено значення структури сплаву, спеченого у вакуумі  $p = 1 \times 10^{-5}$  МПа.

#### Характеристики структури зразків, спечених компресійним спіканням за різного тиску

Характеристики структури	Вакуум $p = 1 \times 10^{-5}$	Значення тиску азоту спікання, МПа		
		1,2	2,5	5,0
Об'ємна частка пор, об. %	B4 0,4	B4 0,2	B2 0,2	B1 0,1
Кількість пор розміром $> 50$ мкм	67, 61, 55	–	–	–
Середній (максимальний) розмір кобальтової фази $L_{Co}$ , мкм	0,2–0,5 (1,5)	0,2–0,5 (1,5)	0,2–0,5 (1,5)	0,5–0,7 (3,5)
Середній розмір $d_{WC}$ , мкм	1,25	1,26	1,44	1,65
Розмір окремих великих зерен WC або їх (скупчень), мкм	12–18 (25)	10–12 (30)	10–15 (30)	15–20 (60)
Вміст вільного вуглецю, %	0,1	0,1	0,1	0,1

Як впливає з даних таблиці характеристики структури сплаву, спеченого за стандартних умов у вакуумі, відповідають характеристикам, регламентованим ГОСТ 3882-74.

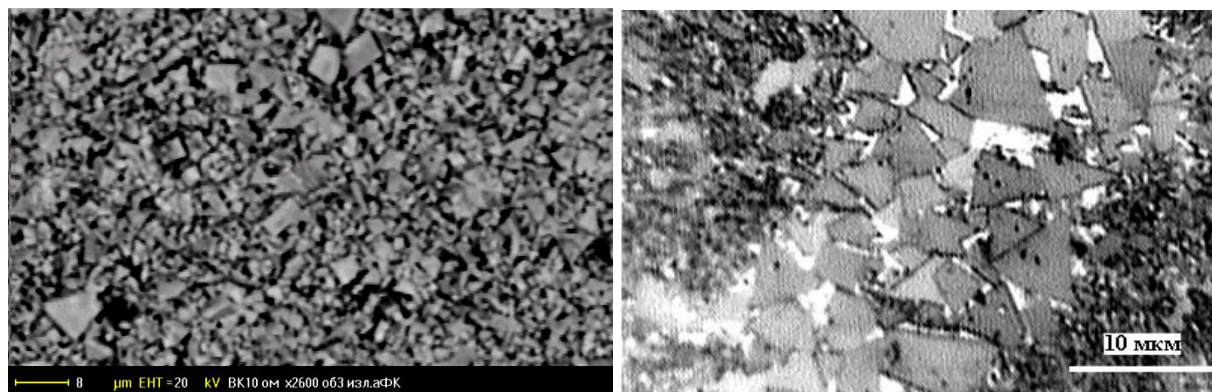
Насамперед зауважимо про відсутність у структурі всіх зразків включень крихкої  $\eta$ -фази, а вміст вільного графіту не перевищує 0,1%.

При спіканні під тиском азоту 1,2 МПа залишкова мікропористість менша, ніж у структурі сплаву, спеченого у вакуумі, але при цьому не виявлено великих пор розміром 50–100 мкм. Середній розмір зерна  $d_{WC}$ , та розмір кобальтової фази не змінились і перебували в межах, визначених стандартом за регламентованих умов спікання.

Збільшення тиску азоту до 2,5 МПа зумовило зменшення залишкової мікропористості до B2 0,2, тобто до зменшення розміру пор, проте не вплинуло на їх об'ємний вміст. Розмір кобальтової фази не змінився, а середній розмір зерна  $d_{wc}$  збільшився до 1,44 мкм, проте залишився в межах ГОСТ 3882-74.

Подальше підвищення тиску азоту до 5 МПа, як і в попередньому експерименті, зумовило зменшення розміру мікропор, і, крім того, зменшення на 50% їх вмісту. При цьому збільшився середній, а особливо у 2,5 раза максимальний розмір кобальтового прошарку та карбідних зерен. Результати аналізу мікроструктур засвідчили перерозподіл  $Co-i$  з утворенням локальних скупчень  $Co$  та великих зерен карбиду вольфраму (рис. 2, б). Розмір карбідного зерна перевищив (1,1–1,5) розмір регламентований ГОСТ 3882-74 для цієї марки сплаву і відповідає дрібнозернистому ( $d_{wc} = 1,5–1,8$  мкм) твердому сплаву марки ВК10М.

Зазначене підтверджує електронне зображення на (рис. 2, а) та оптична фотографія на (рис. 2, б) шліфа зразків, спечених під тиском азоту відповідно 1,2 2,5 та 5,0 МПа.



*a* ×2600

*б* ×1600

Рис. 2. Характерна структура (*a*) сплаву BK100M після вакуумно-компресійного спікання під тиском газу  $p = 1,2, 2,5$  МПа; *б* – окрема ділянка скупчень великих зерен WC та кобальтових прошарків при  $p = 5,0$  МПа; *a* – електронне зображення, *б* – оптичне зображення структури шліфа після травлення розчином Муракамі

### Результати дослідження

Зменшення залишкової мікропористості від В4 0,2 до В2 0,2 при збільшенні тиску спікання від 1,2 до 2,5 МПа пов'язано з рухомістю каркасу сплаву, що підтверджують результати досліджень, наведених у [3]. Крім того, збільшення тиску спікання зумовлює активацію ущільнення. Незмінність вмісту мікропор пов'язано з каркасною будовою сплаву. Збільшення середнього розміру зерна при підвищенні тиску газу пов'язано зі збільшення тривалості спікання через збільшення тривалості запуску газу на ділянці  $v-z$  (див. рис. 1).

Збільшення середнього розміру карбідного зерна при спіканні під тиском азоту 5 МПа може бути наслідком збільшення на 10 хв тривалості ізотермічного витримування пов'язаного із запуском азоту. Утворення скупчень великих зерен WC та прошарків Co найімовірніше зумовлено перерозподілом фази Co, який у свою чергу, обумовлений високою, на відміну від попередніх дослідів, швидкістю ліквідації окремих великих пор та зменшенням розміру мікропор. Наразі немає інформації про аналогічний ефект в еволюції структури дрібнозернистих сплавів групи WC–Co у таких умовах спікання.

Для визначення реальної фізичної сутності такого ефекту необхідно здійснити додаткові спеціальні дослідження.

### Висновки

Тиск азоту 1,2–5,0 МПа на структуру твердого сплаву BK100M при спіканні впливає так:

- тиск 1,2–2,5 МПа ліквідує окремі великі пори розміром 50–100 мкм, але не впливає на розмір та вміст мікропор;

- підвищення тиску до 5 МПа зменшує як розмір, так і вміст залишкових мікропор, зумовлює перерозподіл фази Co та її зростання з утворенням окремих великих скупчень з великими зернами WC.

*Приведены результаты исследования влияния давления азота при компрессионном спекании на структуру особомелкозернистого сплава BK100M.*

**Ключевые слова:** *твердый сплав, структура, поры, зерно WC, микропористость.*

*Results of research of influence of size of pressure of nitrogen are at compression спекании on the structure of alloy of BK100M.*

**Keywords:** *carboly, structure, pores, grain of WC, microporosity.*

### Література

1. Панов В. С., Чувилин А. М., Фальковский В. А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСиС, 2004. –464 с.
2. Вплив умов спікання сплаву ВК10 ОМ на кінетику й механізми зносу його в умовах чистового та ударного точіння / Н. М. Прокопів, В. П. Бондаренко, О. В. Харченко, И. В. Цап. // Матер. наук.-техн. конф. «Інтерпартнер 2008». – 2008. – С. 312–327.
3. Ermel D. Progress in cost reduction for sintering and overpressure sintering of hard metals // Proc. of the 1998 PM World Congress. Spain. V 4. October 18–22 1998. – P. 80–85.
4. Лисовский А. Ф. Формирование структуры композиционных материалов при обработке металлическими расплавами. – К.: Наук. думка, 2008. – 198 с.

Надійшла 17.05.13

УДК 669.539.43

**С. И. Шестаков, Н. А. Юрчук**, кандидаты техн. наук

*Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев*

### **ПОЛЗУЧЕСТЬ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ОБРАЗЦОВ, ДЕФОРМИРУЕМЫХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАСТЯГИВАЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ**

*Приведены результаты компьютерного моделирования ползучести образцов из твердого сплава ВК15, деформируемых под действием высокой температуры и растягивающей осевой нагрузки.*

**Ключевые слова:** образец, твердый сплав, растяжение, температура, ползучесть.

В настоящее время одной из актуальных задач по-прежнему остается повышение эксплуатационной стойкости (ресурса) ответственных деталей и узлов машиностроительных конструкций, работающих длительное время в условиях высоких температур и механических напряжений. К таким деталям относятся и твердосплавные матрицы аппарата высокого давления (АВД), используемые для выращивания крупных алмазов, в том числе ювелирного качества. Следует отметить, что статическая и усталостная прочности таких АВД во многом определяются механическими характеристиками применяемых твердых сплавов, которые, в свою очередь, зависят от температуры испытаний, состава и структуры, масштабного эффекта и других факторов, обусловленных технологической наследственностью материалов, получаемых методами порошковой металлургии. В этом случае помимо обязательного экспериментального исследования термомеханических свойств конструкционных твердых сплавов в зависимости от их микроструктуры и характера термосилового воздействия [1] особое значение приобретает компьютерное моделирование упругопластического деформирования твердых сплавов в условиях неустановившейся и установившейся ползучести. Поскольку любые экспериментальные исследования в области техники высокого давления и температуры, как правило, трудоемкие и дорогостоящие, в результате такого моделирования можно получить дополнительную информацию об основных закономерностях деформирования и разрушения как твердосплавных образцов, деформируемых под действием растягивающих или сжимающих нагрузок, так и изделий из твердых сплавов, эксплуатируемых при значительных значениях термосиловых параметров.