

**Н. В. Литошенко**, канд. техн. наук

*Институт надтвердых материалов им. В.М. Бакуля НАН Украины, вул. Автозаводська, 2,  
04074 м. Київ, Україна, E-mail: lytnat@ukr.net*

## **ОЦІНКА ЗАЛИШКОВИХ ТЕРМІЧНИХ НАПРУЖЕНЬ В ТОНКИХ ПРОШАРКАХ КОБАЛЬТОВОЇ ЗВ'ЯЗКИ СПЛАВІВ WC-Co**

*Завдання наукового дослідження полягало в тому, щоб оцінити рівень залишкових термічних напружень в тонких прошарках зв'язуючої фази та карбідних зернах, які вона оточує в твердих сплавах WC-Co. Для цього запропоновано аналітичні методи, що враховують стереометричні параметри мікроструктури промислових марок твердих сплавів, визначені в площині шліфа.*

*Встановлено, що напруження розтягу в тонких кобальтових прошарках для сплавів BK4-BK25 становлять 1350-1103 МПа і є нижчими за середні напруження по об'єму зв'язки. Зерна WC в сплавах BK4-BK15 знаходяться під впливом розтягуючих напружень, а в BK20 і BK25 – напружень стиску, їх рівень значно нижчий ніж в полікристалічних агрегатах карбідних зерен.*

*Застосування запропонованого методу дає можливість проводити контроль точності вимірювання залишкових термічних напружень, допомагає встановити оптимальну структуру та технологічний режим охолодження після спікання. Зменшення локальних термонапружень в сплавах WC-Co покращить їх міцність, в'язкість руйнування, зносостійкість.*

**Ключові слова:** *залишкові термічні напруження, твердий сплав WC-Co, мікроструктурні параметри, аналітичний метод*

### **Вступ**

В процесі охолодження виробів з твердого сплаву WC-Co від температури спікання відбувається кристалізація рідкої фази, і одночасно в ньому виникають термічні напруження через різницю коефіцієнтів теплового розширення і пружних властивостей фазових складових. Під час повільного охолодження нижче лінії солідус сполучна фаза є занадто м'якою, щоб витримувати механічне навантаження, тому дотичні напруження зникають за допомогою локальної деформації повзучості. З подальшим зниженням температури настає момент припинення процесу релаксації мікронапружень, і їх рівень безперервно зростає до моменту повного охолодження твердого сплаву.

Величина залишкових термічних напружень в фазах є одним з найбільш важливих факторів, що впливає на фізико-механічні властивості сплавів WC-Co, такі як: міцність, в'язкість руйнування, зносостійкість. Значення цих напружень можуть бути встановлені експериментально, або за допомогою аналітичних чи числових розв'язків модельних задач. Однак результати прямих вимірювань мають надзвичайно велику дисперсію, викликану анізотропією фаз, різною проникливістю рентгенівських променів у фази твердого сплаву, підготовкою зразків.

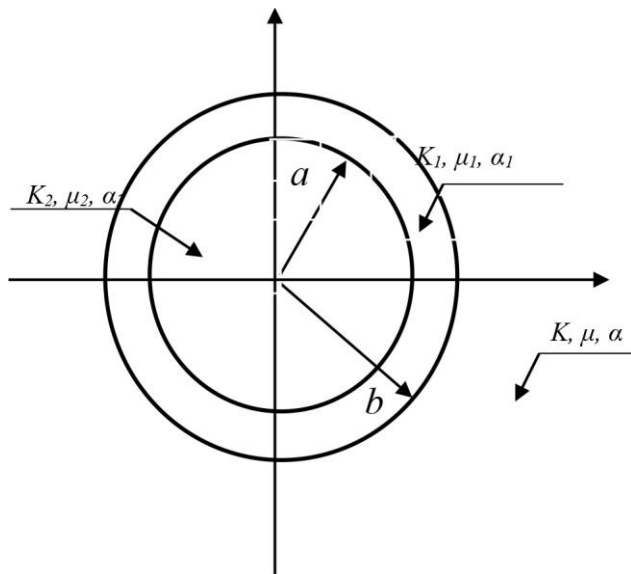
Огляд сучасних публікацій [1–3] свідчить про те, що визначення залишкових термічних напружень в твердих сплавах WC-Co методом математичного моделювання залишається актуальною проблемою. Для цих композитів розроблено багато аналітичних моделей, що дозволяють оцінити середні в фазах термонапруження в фазах. Однак останнім часом для встановлення залежності залишкових напружень від мікроструктурних характеристик все більше використовуються числові моделі. Так, наприклад, в роботах [1–3] проведено дослідження залишкових термічних мікронапружень, що виникають в процесі виготовлення твердих сплавів WC-Co, за допомогою методу скінчених елементів. Аналіз виконується на синтетичних чи реальних, двовимірних чи тривимірних мікроструктурах. Результати залежать

від морфології мікроструктури (врахування коефіцієнта суміжності, форми і орієнтації карбідних зерен).

Характерною особливістю мікроструктури композитів WC-Co є наявність одиничних зерен карбідної фази, вкритих тонкими кобальтовими прошарками. Метою роботи є визначення залишкових термічних напружень в зерні WC та кобальтовому прошарку сплаву WC-Co з використанням мікроструктурних характеристик, що визначаються стереометричними методами в площині шліфа. Встановлення рівня таких локальних напружень допоможе оптимізувати технологічні параметри для їх зменшення.

### Визначення залишкових термічних напружень

Для визначення залишкових термічних напружень у тонких кобальтових прошарках твердого сплаву WC-Co скористаємося відомим в механіці композитів підходом. Припустимо, що сферичне зерно WC з радіусом  $a$ , оточене кобальтовим прошарком товщиною  $b-a$ , знаходиться в необмеженій матриці з властивостями твердого сплаву (рисунок). Вважаємо, що під час охолодження після спікання до кімнатної температури карбідне зерно деформується пружно, а твердий сплав не піддається макроскопічним пластичним деформаціям.



Розрахункова схема

При охолодженні твердого сплаву від температури припинення релаксації залишкових термічних напружень в кобальтовому прошарку виникають спочатку лише пружні деформації, тому переміщення і напруження в ньому задаються виразами:

$$u_1 = A_1 r + B_1 \frac{1}{r^2}; \quad (1)$$

$$\sigma_{r1} = 3K_1 (A_1 - \alpha_1 t) - 4\mu_1 B_1 \frac{1}{r^3},$$

$$\sigma_{\phi 1} = \sigma_{\theta 1} = 3K_1 (A_1 - \alpha_1 t) + 2\mu_1 B_1 \frac{1}{r^3}. \quad (2)$$

Тут  $\alpha$  – лінійний коефіцієнт теплового розширення;  $\mu$  – модуль зсуву;  $K$  – модуль всебічного стиску;  $t = T_k - T_0$  – перепад між кімнатною температурою і

температурою припинення релаксації мікронапружень під час охолодження сплаву після спікання;  $A$ ,  $B$  – невизначені сталі. Нижні індекси 1 і 2 відповідають фазі Co та фазі зерна WC відповідно, а змінні без індексу – сплаву WC-Co. Для визначення сталей  $A_1$  і  $B_1$  розв'язується система двох алгебраїчних рівнянь, що отримана з граничних умов для задачі про напружений стан кобальтового прошарку.

$$(3K_1 + 4\mu)A_1 + 4(\mu - \mu_1)B_1 \frac{1}{b^3} = (4\mu\alpha + 3K_1\alpha_1)t,$$

$$(3K_1 - K_2)A_1 - (3K_2 - 4\mu_1)B_1 \frac{1}{a^3} = 3(K_1\alpha_1 - K_2\alpha_2)t. \quad (3)$$

Розв'язок (3) має вигляд

$$A_1 = \frac{\Delta_1}{\Delta} t, \quad B_1 \frac{1}{a^3} = \frac{\Delta_2}{\Delta} t;$$

$$\Delta = -(3K_1 + 4\mu)(3K_2 + 4\mu_1) - 12(K_1 - K_2)(\mu - \mu_1)\left(\frac{a}{b}\right)^3,$$

$$\Delta_1 = -(3K_2 + 4\mu_1)(3K_1\alpha_1 + 4\mu\alpha) - 12(K_1\alpha_1 - K_2\alpha_2)(\mu - \mu_1)\left(\frac{a}{b}\right)^3,$$

$$\Delta_2 = 3(3K_1 + 4\mu)(K_1\alpha_1 - K_2\alpha_2) - 3(K_1 - K_2)(4\mu\alpha + 3\alpha_1 K_1). \quad (4)$$

Як видно з (2) і (4), напружений стан кобальтового прошарку залежить від відношення радіусів  $b/a$ , тобто від його товщини. У випадку, коли  $b/a$  задовольняє виразу

$$\left(\frac{b}{a}\right)^3 = \frac{K_1(\mu - \mu_1)(\alpha_2 + \alpha_1)}{K_1(\mu_1(\alpha_1 - \alpha_2) + \mu(\alpha - \alpha_1)) + \frac{4}{3}\mu\mu_1(\alpha - \alpha_2)} \quad (5)$$

при охолодженні твердого сплаву на пружній стадії деформування карбідне зерно не відчуває ніякого силового впливу з боку зв'язки.

За умови відсутності пластичних деформацій під час охолодження сплаву від температури спікання до кімнатної залишкові напруження в зерні і прошарку визначаються за допомогою (2) з врахуванням (4), як  $\sigma_{WC} = \sigma_r$ , та  $\sigma_{Co} = \frac{1}{3}(\sigma_k + \sigma_\phi + \sigma_\theta)$ . Відношення  $b/a$  для розглянутої тривимірної моделі обчислюється за допомогою трансцендентного рівняння [4]

$$\frac{\bar{l}_{Co}}{\bar{d}_{WC}} = \frac{1}{2} \left[ \left(\frac{b}{a}\right)^* - \frac{4}{\pi} \left(\frac{a}{b}\right)^* \left[ \left(1 - \frac{1}{2} \left(\frac{b}{a}\right)^{*2}\right) \arcsin\left(\frac{a}{b}\right)^2 + \frac{1}{2} \sqrt{\left(\frac{b}{a}\right)^{*2} - 1} \right] \right]$$

$$b/a = 0,5((b/a)^* - 1) + 1 \quad (6)$$

Двовимірні характеристики мікроструктури: середній розмір зерна  $\bar{d}_{WC}$  і прошарку  $\bar{l}_{Co}$

визначаються методом випадкових січних в площині шліфа [5]. Вони пов'язані для твердого сплаву WC-Co з коефіцієнтом суміжності карбідних зерен  $C$  та об'ємними вмістами фаз  $v_{Co}$  і  $v_{WC}$  співвідношенням [4].

$$\frac{\bar{l}_{Co}}{\bar{d}_{WC}} = \frac{v_{Co}}{(1-C)v_{WC}} \quad (7)$$

### Проведення числового експерименту

Обчислимо залишкові термонапруження в промислових сплавах WC-Co з об'ємним вмістом кобальту від 6,5 до 37%. Пружні модулі і КТР кобальтової зв'язки становлять:  $\mu_1 = 81,5$  ГПа,  $K_1 = 187,3$  ГПа,  $\alpha_1 = 13,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , а карбідної фази –  $\mu_2 = 301$  ГПа,  $K_2 = 392$  ГПа,  $\alpha_2 = 5,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Необхідні значення модулів всебічного стиску  $K$ , зсуву  $\mu$ , лінійних коефіцієнтів теплового розширення  $\alpha$  для композитів з різним вмістом зв'язуючої фази розраховуються наступним чином. Модулі зсуву  $\mu$ , (ГПа) і всебічного стиску  $K$ , (ГПа) отримуються як середні значення вилок Хашина-Штрікмана [6]. Коефіцієнт теплового розширення  $\alpha$ , ( $\text{K}^{-1}$ ) – за формулою для двофазного ізотропного зернистого композитного матеріалу [7].

Перепад температур, за яких формуються напруження, вибираємо з огляду на те, що за даними [8] для сплаву WC–Co він складає  $t=-700$ . В розрахунках використані значення відношення  $b/a$ , отримані з (6) методом Ньютона-Рафсона. Відношення  $\bar{l}_{Co}/\bar{d}_{WC}$  обчислено за (7), коефіцієнти суміжності карбідних зерен  $C$  експериментально визначені в [9]. Структурні характеристики промислових марок твердих сплавів BK4–BK25 та залишкові термічні напруження, що виникають в зернах WC та тонких кобальтових прошарках цих сплавів, представлено в таблиці. В п'ятому рядку під рискою наведено геометричні розміри прошарків отримані за умови (5).

**Залишкові термічні напруження в зерні  $\sigma_{WC_2}$  і прошарку  $\sigma_{Co}$  твердих сплавів WC–Co**

Сплав	BK4	BK6	BK8	BK10	BK11	BK15	BK20	BK25
$v_{Co}, \%$	6,5	10	12,5	15	16,5	24	30	37
$C$	0,76	0,66	0,60	0,55	0,52	0,41	0,37	0,36
$\bar{l}_{Co}/\bar{d}_{WC}$	0,29	0,33	0,36	0,39	0,41	0,54	0,68	0,92
$b/a$	<u>1,105</u> 1,039	<u>1,123</u> 1,064	<u>1,138</u> 1,086	<u>1,155</u> 1,110	<u>1,166</u> 1,126	<u>1,241</u> 1,235	<u>1,337</u> 1,387	<u>1,528</u> 1,840
$\sigma_{WC}$ , МПа	206	160	129	100	83	9	-41	-101
$\sigma_{Co}$ , МПа	1350	1314	1289	1265	1251	1191	1151	1103

Як видно з таблиці, напруження в зернах WC для сплавів від BK4 до BK15 є розтягуючими, а для BK20 і BK25 – стискаючими. Це добре узгоджується з експериментальними результатами роботи [10], в якій термонапруження в карбідній фазі спечених твердих сплавів вимірювались методом дифракції рентгенівських променів. Встановлено, що при  $v_{Co} \geq 20\%$ , зерна WC в основному стиснуті, тоді як при низьких вмістах кобальту переважають напруження розтягу. Напружений стан окремих карбідних зерен істотно відрізняється від напружень середніх по об'єму карбідної фази, рівень яких для сплавів BK4–BK25 становить від -112 до -709 МПа [8]. Залишкові термічні напруження в полікристалічних агрегатах карбідних зерен є стискаючими, що перевищують середні в 3 рази для BK4 і в 1,4 рази для BK25 [11].

Значення локальних розтягуючих напружень в тонких кобальтових прошарках значно нижчі за середні напруження по об'єму зв'язки, рівень яких для сплавів BK4–BK25 становить від 1616 до 1207 МПа [8]. Для реальної мікроструктури сплавів WC–Co є характерними також області зі скупченням зв'язки. Оцінка залишкових термічних напружень в цих областях за допомогою розрахункової схеми з [11] (для визначення впливу твердого сплаву на карбідне зерно) призводить до наступних результатів. Для сплаву BK4 напруження розтягу дорівнюють 2033 МПа, а для BK25 – 1289 МПа. Таким чином, залишкові напруження в скупченнях кобальтової фази значно перевищують середні по фазі.

**Висновки**

Визначено залишкові термічні напруження в таких характерних елементах мікроструктури твердих сплавів WC–Co як одиничні зерна карбідної фази та тонкі кобальтові прошарки, що їх оточують. При цьому беруться до уваги експериментально отримані

(методом випадкових січних) значення середнього розміру карбідних зерен  $\bar{d}_{WC}$  і кобальтових прошарків  $\bar{l}_{Co}$ , а також коефіцієнта суміжності карбідної фази  $C$ .

Встановлено, що локальні розтягуючі напруження в тонких кобальтових прошарках є нижчими за середні по об'єму зв'язуючої фази і становлять від 1350 МПа для сплаву ВК4 до 1103 МПа для ВК25. Напружений стан одиничних зерен WC, оточених кобальтовою зв'язкою, залежить від її об'ємного вмісту. В сплавах марок від ВК4 до ВК15 вони знаходяться під дією невисоких розтягуючих напружень від 206 МПа до 9 МПа, а в ВК20 і ВК25 – стискаючих (-41 МПа і -101 МПа), ці напруження є значно нижчими за середні по об'єму карбідної фази,

Таким чином, застосування запропонованого аналітичного метода (простішого в порівнянні з методом скінчених елементів) допоможе встановити оптимальну мікроструктуру, а також технологічний режим охолодження після спікання твердих сплавів WC-Co, що дозволить завдяки зменшенню локальних термонапружень покращити їх міцність, в'язкість руйнування, зносостійкість.

*Задача научного исследования заключалась в том, чтобы оценить уровень остаточных термических напряжений в тонких прослойках связующей фазы, и карбидных зернах, которые она окружает в твердых сплавах WC-Co. Для этого предложены аналитические методы, учитывающие стереометрические параметры микроструктуры промышленных марок твердых сплавов, определенные в плоскости шлифа.*

*Установлено, что растягивающие напряжения в тонких кобальтовых прослойках для сплавов ВК4–ВК25 составляют 1350–1103 МПа и ниже средних напряжений по объему связи. Зерна WC в сплавах ВК4–ВК15 находятся под влиянием растягивающих напряжений, а в ВК20 и ВК25 – сжимающих, их уровень значительно ниже, чем в поликристаллических агрегатах карбидных зерен.*

*Применение предложенного метода позволяет проводить контроль точности измерения остаточных термических напряжений, помогает установить оптимальную структуру и технологический режим охлаждения после спекания. Уменьшение локальных термонапряжений в сплавах WC-Co улучшит их прочность, вязкость разрушения, износостойкость.*

**Ключевые слова:** остаточные термические напряжения, твердый сплав WC-Co, микроструктурные параметры, аналитический метод

**N. V. Lytoshenko**

*V. N. Bakul Institute for superhard materials of NAS of Ukraine*

### **ESTIMATION OF THERMAL RESIDUAL STRESSES IN THIN COBALT BOND LAYERS OF THE WC-Co HARDMETAL**

*The task of the scientific study is to estimate the level of thermal residual stresses in the thin layers of the binding phase, and the carbide grains it surrounds, in alloys WC-Co. For this purpose, analytical methods, taking into account the stereometric parameters of the microstructure of the industrial marks of hardmetals, are defined in the plane section.*

*It was established that the tensile stresses in thin cobalt layers for WC-4 wt% Co to WC-25 wt % Co alloys are 1350-1103 MPa and are lower than the average stresses in the bundle volume. Carbide grains in alloys WC-4 wt % Co to WC-15 wt % Co are under the influence of tensile stresses, and WC-20 wt %Co and WC-25 wt %Co are compressive stresses, their level is much lower than in polycrystalline aggregates of carbide grains.*

*The application of the proposed method will allow monitoring the accuracy of the measurement of residual thermal stresses, will help to determine the optimal structure and technological cooling mode after sintering. Reducing local thermal stresses in alloys WC-Co will improve their strength, fracture toughness, wear resistance.*

**Key words:** thermal residual stresses, WC-Co hardmetals, microstructural parameters, analytical method

### Література

1. Thermal residual stresses in WC–Co using realistic 3D synthetic microstructures / M. Öhman, M. Ekh, F. Larsson, et. al. // 19 Plansee Seminar International Conference on Refractory metals and Hard materials Reutte/Austria 29 May–2 June, 2017.
2. Real microstructure-based simulation of thermal residual stresses in cemented carbides 19 Plansee Seminar / J. Zhu, L. Zhang, Z. Zhong et. al. // 19 Plansee Seminar International Conference on Refractory metals and Hard materials Reutte / Austria 29 May–2 June, 2017.
3. Kayser W., Bezld A., Broeckmann C. Simulation of residual stresses in cemented carbides // *Int J. of Refr. Met. and Hard. Mater.* – 2017.– 63. – P. 55–62.
4. Литошенко Н. В. Алгоритм определения отношения толщины кобальтовой прослойки к размеру карбидного зерна по результатам измерения в плоскости шлифа // *Сверхтв. матер.* – 2007. – № 4. – С. 5–7.
5. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 374 с.
6. Hashin Z., Shtrikman S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1963. – 11. – P. 127–140.
7. Механика композитов / Под общей ред. А.Н. Гузя. Т.3. Статистическая механика и эффективные свойства материалов / Под ред. Л.П. Хорошуна. – К.: Наук. думка, 1993. – 390 с.
8. Бондаренко В. П., Литошенко Н. В. Определение средних по объему остаточных термических напряжений в фазах твердого сплава // *Сверхтв. материалы.* – 1998. – № 3. – С. 39–43.
9. Roebuck B., Bennett E.G. Phase size distribution in WC–Co hardmetal // *Metallography.* – 1986. – V.19, N1. – P.27–47.
10. Gurland J. Temperature stresses in the two-phass alloy WC–Co // *Trans. Am. Soc. Metals.* – 1958. – 50. – P. 1063–1070.
11. Литошенко Н. В. Оценка остаточных термических напряжений в поликристаллических агрегатах карбидных зерен твердого сплава WC–Co // *Сверхтв. материалы.* – 2009. – № 6. – С. 34–39.

Надійшла 30.05.19

### References

1. Öhman, M., Ekh, M., Larsson F., et. al. (2017). Thermal residual stresses in WC–Co using realistic 3D synthetic microstructures. *Proceedings from International Conference on Refractory Metals and Hard Materials'17 – 19nd Plansee Seminar (29 May –2 June 2017).* Reutte / Austria.
2. Zhu, J., Zhang, L., Zhong, Z., et. al. (2017). Real microstructure-based simulation of thermal residual stresses in cemented carbides. *Proceedings from International Conference on Refractory Metals and Hard Materials'17 – 19nd Plansee Seminar (29 May –2 June 2017).* Reutte / Austria.
3. Kayser W., Bezld A., & Broeckmann C. (2017). Simulation of residual stresses in cemented carbides. *Int J. of Refr. Met. and Hard. Mater*, 63, 55–62.
4. Litoshenko, N. V. (2007). Algorithm opredeleniya otnosheniya tolshchini kobaltovoy prosloyki k razmeru karbidnogo zerna po rezultatam izmereniya v ploskosti shlifa. [The algorithm for determining the ratio of the thickness of the cobalt layer to the size of the carbide grain according to the results of measurement in the plane of thin section]. *Sverhtverdye materialy – Superhard Materials* [in Russian].
5. Saltukov, S. A. (1970). *Stereometricheskaya metalografiya* [Stereometric metallography]. Moskva: Metallurgiya [in Russian].

6. Hashin, Z., & Shtrikman, S. (1963). A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *J. Mech. Phys. Solids.*, 11, 127–140.
7. Guz, A. N. (1993). *Mehanika kompozitov [Mechanics of composites]*. Kiev: Naukova dumka [in Russian].
8. Bondarenko, V. P., & Litoshenko, N. V. (1998). Opredelenie srednih po obyomu ostatochnuh termicheskikh napryazheniy v fazah tvordogo splava [Determination of average volume of residual thermal stresses in the phases of a solid alloy]. *Sverhtverdye materialy – Superhard Materials* [in Russian].
9. Roebuck, B., & Bennett, E.G.(1986). Phase size distribution in WC–Co hardmetal. *Metallography*, 19, 27–47.
10. Gurland, J. (1958) Temperature stresses in the two-phass alloy WC–Co. *Trans. Am. Soc. Metals*, 50, 1063–1070.
11. Litoshenko, N. V. (2009). Otsenka ostatochnuh termicheskikh napryazheniy v polikristalicheskikh agregatah karbidnuh zeren tvordogo splava WC–Co.[Estimation of residual thermal stresses in polycrystalline aggregates of carbide grains of the WC – Co hard alloy]. *Sverhtverdye materialy – Superhard Materials*, 6, 34–39 [in Russian].

УДК 669.018.25

DOI: 10.33839/2223-3938-2019-22-1-390-396

**В. П. Ботвинко**, канд. техн. наук

*Институт надтвердых материалов ім. В.М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2,  
04074 м. Київ, Україна, E-mail: tverdospлав@ism.kiev.ua*

## **ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ МІКРОДОБАВОК VC, TaC, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> НА СТРУКТУРУ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОГО СПЛАВУ VN20**

*Досліджено вплив технологічних факторів на структуру та фізико-механічні властивості сплаву VN20, легованого карбідами VC, TaC, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Визначено оптимальні технологічні режими спікання для виготовлення сплавів VN20 з поліпшеними фізико-механічними властивостями і структурою.*

**Ключові слова:** твердий сплав, пари тертя, легування, карбідний скелет

### **Вступ**

Твердосплавні пари тертя при експлуатації витримують високі нерівномірно розподілені за об'ємом періодичні термомеханічні навантаження. Тому є доцільною задача підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей твердого сплаву шляхом легування. При легуванні збільшується межа плинності кобальтової зв'язки, міцність міжфазних границь, площа і якість міжкарбідних границь, удосконалюються форма і розмір зерен WC, кобальтових прошарків [1–4]. У зв'язку з цим розроблення нових легованих твердих сплавів VN20 для пар тертя становить актуальну наукову і технологічну проблему.

### **Методика дослідження**

Основний метод приготування сумішей – додавання до готової твердосплавної суміші або суміші карбіду WC з порошком зв'язуючого металу Ni мікродобавок тугоплавких сполук з подальшим розмелюванням.

Твердосплавні суміші замішували на 5% розчині синтетичного каучуку у бензині згідно з технологічною інструкцією [1–4]. Вміст 5%-ного розчину каучуку в бензині становив 350±20