

Одержання, структура, властивості

УДК 669.018.25:621.762.5

А. Ф. Лісовський*, О. О. Матвійчук, С. А. Давиденко**

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

**lisovsky@ism.kiev.ua*

***o.o.matviichuk@gmail.com*

Термодинаміка формування бі-мезоструктур в композиційних матеріалах

За допомогою термодинаміки було досліджено структуроутворення бі-мезокомпозицій I та II класів у цементованих карбідах, які складаються з мезоелементів та матриці. Отримано вирази для зміни вільної енергії Гельмгольца під час твердофазного та рідкофазного спікання бі-мезокомпозицій. Встановлено, що для утворення стійких бі-мезоструктур у цементованих карбідах необхідно використовувати твердофазне спікання для мезоструктур першого класу, а для отримання бі-мезокомпозицій другого класу методом рідкофазного спікання необхідно забезпечити якісну змочуваність мезоелементів. В результаті було отримано бі-мезоструктуру WC–20 % (за масою) Ni–2 % (за масою) C методом рідкофазного спікання.

Ключові слова: мезокомпозиції, термодинаміка, спікання, структура.

ВСТУП

Створення бі-мезоструктурних композицій у цементованих карбідах є важливим для підвищення їхньої працездатності у разі знакозмінних і циклічних навантажень. Мезоструктурні композиції складаються з мезоелементів розміром 40–800 мкм, які розміщені в матриці. Мезоелементи можуть бути виготовлені з цементованих карбідів WC–Co, WC–Ni, TiC–WC–Co, металокераміки TiC–Ni, Mo, TiC–Ni, Co, Mo [1], важких сплавів W–(Ni, Fe), W–(Ni, Fe, Cu) [2], контактних матеріалів WC–Cu, Cr–Cu [3,4], інструментальні матеріали алмаз–Fe, Ni, Cu, Sn [5], конструкційні матеріали Cu–SiC [6] TiB₂–Ni [7] та ін.

Матриця може бути виготовлена з металів, наприклад Co, Ni, Cu або спеціальних сплавів, а також композитних матеріалів, таких як алмаз–WC–Co. Автор [8] розділив усі мезокомпозиції на чотири класи. До першого класу належать матеріали, в яких мезоелементи виготовлено з композицій, що склада-

ються з тугоплавких частинок і зв'язки WC-Co, WC-Ni, TiWC-Ni та ін., а матриця – з металів Co, Ni, Fe, Cu, та ін. До другого класу відносяться матеріали, в яких мезоеlementи виготовлені з моно- або полікристалів, а матриця – з металів. До третього класу відносяться матеріали, що складаються з мезоеlementів і матриці з композиційних матеріалів, наприклад, мезоеlementи з цементованого карбіду WC-6Co, матриця зі сплаву WC-20Co. Четвертий клас представлений композиціями, в яких мезоеlementи виготовлено з моно- або полікристалів, матриця – з композиційних матеріалів, наприклад алмаз-WC-Co [9].

Мезоструктурні композиції дозволяють створювати високі фізико-механічні властивості, недосяжні в композиціях з однорідною структурою. У мезокомпозиції WC-Co/Co мезоеlementи забезпечують високу зносостійкість, а матриця – тріщиностійкість і втомну міцність [10]. Для розширення діапазону властивостей мезокомпозиції її виготовляють з двох типів мезоеlementів, що відрізняються за будовою і складом. У мезокомпозицію WC-Ni, яка використовується в парах тертя, додають мезоеlementи з графіту для зниження коефіцієнта тертя [11]. Ці мезоеlementи виконують роль твердого мастила. Мезокомпозиції, що складаються з двох мезоеlementів, що мають різну будову і склад, називають бі-мезокомпозиціями. Надалі в цих композиціях мезоеlementи різних типів позначатимемо α і β .

Для композиційних матеріалів, що містять лише α мезоеlementи, розроблено теоретичні основи формування їхньої структури [8, 12], проведено експериментальні дослідження [10], розроблено комп'ютерні моделі, які дають змогу розрахувати їхні фізичні та механічні властивості [13] і внутрішні напруження [14]. Досліджень бі-мезокомпозицій автори не знайшли. Для розробки основ матеріалознавства цих композицій на першому етапі необхідно провести термодинамічні дослідження формування структури бі-мезокомпозиції, що і було метою даного дослідження. Термодинамічні дослідження дають змогу визначити умови формування стійких мезоструктур у композиційних матеріалах і є основою для подальшого розвитку технології їхнього отримання. Об'єктом дослідження є бі-мезокомпозиції першого та другого класів, згідно з класифікацією [8].

ТЕРМОДИНАМІКА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В БІ-МЕЗОКОМПОЗИЦІЯХ ПЕРШОГО КЛАСУ

На першому етапі було проведено термодинамічне дослідження бі-мезокомпозиції під час твердофазного спікання. Дослідження проводили на модельній системі, що складається з мезоеlementів α і β , n частинок зв'язуючої фази δ та газової фази ϵ . Система має область I, заповнену мезоеlementами α і β , частинками зв'язуючої фази δ і газоподібної фази ϵ . Область II заповнена лише газоподібною фазою ϵ . У вихідному стані системи (рис. 1, а) мезоеlementи α і β , а також частинки зв'язуючої фази δ розділені газоподібною фазою ϵ . У кінцевому стані системи (рис. 1, б) процес консолідації частинок завершився. У результаті цього процесу поверхні α/ϵ , β/ϵ , δ/ϵ були замінені контактними поверхнями $\alpha\delta$, $\beta\delta$, $\delta\delta$, поверхня $\delta\epsilon$ зникла, а фаза ϵ була витіснена з області I в область II. В області I утворилося компактне тіло.

На систему було накладено такі обмеження:

$$T_{\alpha} = T_{\beta} = T_{\delta} = T_{\epsilon} = T_{\alpha\epsilon} = T_{\beta\epsilon} = T_{\delta\epsilon} = T_{\alpha\delta} = T_{\beta\delta} = T_{\delta\delta} = T = \text{const}; \quad (1)$$

$$m_i^{\alpha} + m_i^{\beta} + m_i^{\delta} + m_i^{\epsilon} + m_i^{\alpha\epsilon} + m_i^{\beta\epsilon} + m_i^{\delta\epsilon} + m_i^{\alpha\delta} + m_i^{\beta\delta} + m_i^{\delta\delta} = m_i = \text{const}; \quad (2)$$

$$V_{\alpha} + V_{\beta} + V_{\delta} + V_{\epsilon} = V = \text{const}; \quad (3)$$

$$r_{\alpha} = \text{const}, r_{\beta} = \text{const}, r_{\delta} = \text{const}, \quad (4)$$

де T – температура; V – об’єм; m – кількість i -го компонента; r_{α} – розмір мезоелемента α ; r_{β} – розмір мезоелемента β ; r_{δ} – розмір частинок δ ; індекси α , β , δ , ϵ , $\alpha\epsilon$, $\beta\epsilon$, $\delta\epsilon$, $\alpha\delta$, $\beta\delta$, $\delta\delta$ вказують на те, що позначені ними величини відносяться до відповідної фази або межі розділу.

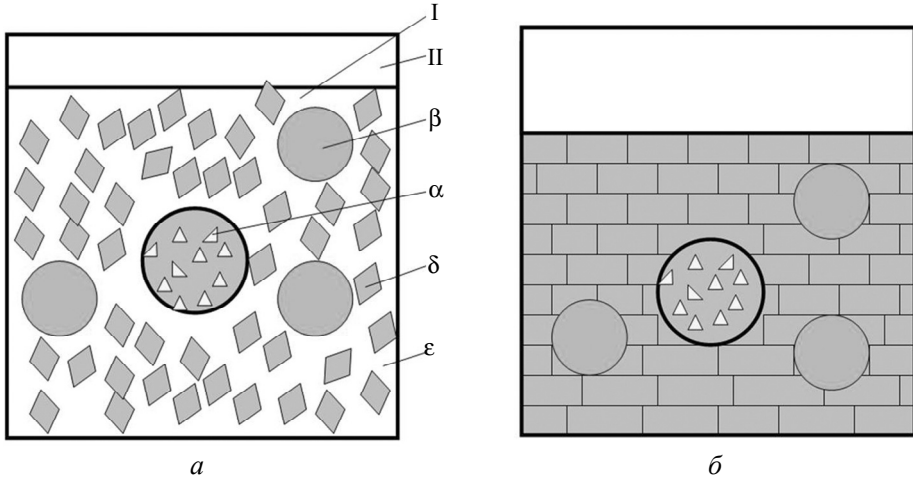


Рис. 1. Модель бі-мезокомпозиції, що складається з мезоелементів α та β , частинок зв'язуючої (δ) та газоподібної (ϵ) фаз: початковий (а) та кінцевий (б) стан системи.

Обмеження (1) вказує на відсутність градієнтів температури в системі. Відповідно до обмеження (2) система складається з незалежних компонентів, але їх можна перерозподіляти між фазами. У системі розміри мезоелементів α і β і частинок δ не змінюються, але їхня геометрична форма може змінюватися відповідно до умов процесу консолідації.

Обмеження (1–4) дозволяють розглядати ідеалізовану систему. У реальних умовах розмір частинок може змінюватися в процесі консолідації.

Перехід системи від початкового (а) до кінцевого (б) станів можна представити у вигляді зміни вільної енергії Гельмгольца, як суми змін ΔF усіх складових системи:

$$\Delta F = \Delta F_{\alpha} + \Delta F_{\beta} + \Delta F_{\delta} + \Delta F_{\epsilon}. \quad (5)$$

Зміна вільної енергії Гельмгольца (ΔF_{δ}) консолідації частинки δ описується виразом [15]

$$\Delta F_{\delta} = \frac{1}{3}(\gamma_{\delta\delta} - 2g\gamma_{\delta\epsilon})S_{\delta\delta}, \quad (6)$$

де γ – поверхневий натяг; $S_{\delta\delta}$ – площа контактної поверхні δ ; g – коефіцієнт, що враховує зміну геометричної форми частинок δ у процесі консолідації.

Під час переходу системи до кінцевого стану мезоелемент α взаємодіє з частинками δ , водночас поверхня $\alpha\epsilon$ замінюється поверхнею $\alpha\delta$. Вираз для вільної енергії Гельмгольца у початковому стані запишемо так:

$$F'_\alpha = -P'_\alpha V'_\alpha + \gamma_{\alpha\epsilon} S_{\alpha\epsilon} + \sum_i m'_i \mu'_i \quad (7)$$

У кінцевому стані маємо вираз

$$F''_\alpha = -P''_\alpha V''_\alpha + \gamma_{\alpha\delta} S_{\alpha\delta} + \sum_i m''_i \mu''_i, \quad (8)$$

де P – тиск; μ – хімічний потенціал.

Вважаємо, що мезоеlement не стискається, його геометрична форма залишається сталою, тому $V'_\alpha = V''_\alpha = V_\alpha$, $S_{\alpha\epsilon} = S_{\alpha\delta} = S_\alpha$. Під час переходу до кінцевого стану змінювався поверхневий натяг мезоеlementa α . Це означає, що тиск Лапласа, створений поверхнею мезоеlementa, змінився. Приймаємо, що зміна тиску Лапласа виявилася незначною для хімічного потенціалу компонентів мезоеlementa. Крім того, взаємна розчинність компонентів у фазах незначна. Це дозволяє записати наступну рівність $\mu'_i = \mu''_i$. Згідно [16], тіло, обмежене замкнутою поверхнею, має надлишковий тиск по відношенню до безмежної фази. Фаза ϵ володіє властивістю безмежної фази, тому $P'_\epsilon = P''_\epsilon = P_\epsilon$, а фазовий тиск мезоеlementa α дорівнює [16]

$$P'_\alpha = P_\epsilon + \frac{2}{3} \gamma_{\alpha\epsilon} \frac{S_\alpha}{V_\alpha}, \quad P''_\alpha = P_\epsilon + \frac{2}{3} \gamma_{\alpha\delta} \frac{S_\alpha}{V_\alpha}. \quad (9)$$

З врахуванням наведеного вище, отримали такий вираз для зміни вільної енергії Гельмгольца мезоеlementa α :

$$\Delta F_\alpha = \frac{1}{3} (\gamma_{\alpha\delta} - \gamma_{\alpha\epsilon}) S_\alpha. \quad (10)$$

Після проведення наведених перетворень для мезоеlementa β отримали

$$\Delta F_\beta = \frac{1}{3} (\gamma_{\beta\delta} - \gamma_{\beta\epsilon}) S_\beta. \quad (11)$$

Відповідно до прийнятих припущень, ϵ -фаза може мати як завгодно великий об'єм, тому під час переходу системи від початкового до кінцевого стану зміною вмісту компонентів у ϵ -фазі можна знехтувати. Це означає, що з достатньою точністю можна прийняти $\Delta F_\epsilon = 0$. Отже, після переходу системи з початкового в кінцевий стан зміна вільної енергії Гельмгольца має наступний вигляд:

$$\Delta F_\alpha = \frac{1}{3} (\gamma_{\alpha\delta} - \gamma_{\alpha\epsilon}) S_\alpha + \frac{1}{3} (\gamma_{\beta\delta} - \gamma_{\beta\epsilon}) S_\beta + \frac{1}{3} (\gamma_{\delta\delta} - 2g\gamma_{\delta\epsilon}) S_{\delta\delta}. \quad (12)$$

Вираз (12) справедливий для систем, у яких взаємна розчинність компонентів у фазах α , β , δ , ϵ незначна. Якщо відбувається значна зміна вмісту компонентів у фазах, то у вираз (12) необхідно ввести доданок $\sum_i m_i \Delta \mu_i$.

З виразу (12) випливає, що за значень поверхневого натягу $\gamma_{\alpha\epsilon} > \gamma_{\alpha\delta}$, $\gamma_{\beta\epsilon} > \gamma_{\beta\delta}$, $2g\gamma_{\delta\epsilon} > \gamma_{\delta\delta}$, $\Delta F < 0$, утворюється компактна композиція. За значень $\gamma_{\alpha\epsilon} < \gamma_{\alpha\delta}$, $\gamma_{\beta\epsilon} < \gamma_{\beta\delta}$ мезоеlementи α і β не взаємодіють з матрицею δ і утримуються у складі внаслідок їхнього механічного стиснення.

Твердофазне спікання мезокомпозицій, що складаються з мезоеlementів WC-Co та кобальтової матриці, виконано авторами [10]. Твердофазне спі-

кання проводили за температури 1250 °С, тиску 34 МПа і витримки 120 хв. Слід зазначити, що ця технологія є енерговитратною та малопродуктивною. Для твердофазного спікання бі-мезокомпозицій можуть використовуватися інтенсивні технології: гаряче пресування, гаряче ізостатичне пресування (ГП) [17], інтенсивне електроспікання (ІЕС) [18], іскрове плазмове спікання (ІПС) [19], спікання високочастотним індукційним нагріванням (СВІН) [20], імпульсне плазмове спікання (ІПС) [21].

Розглянемо деякі особливості формування структури бі-мезокомпозицій першого класу під час рідкофазного спікання. Після плавлення δ-фази поверхня δδ зникає і вираз (12) набуває наступного вигляду:

$$\Delta F = \frac{1}{3}(\gamma_{\alpha\delta} - \gamma_{\alpha\epsilon})S_{\alpha} + \frac{1}{3}(\gamma_{\beta\delta} - \gamma_{\beta\epsilon})S_{\beta}. \quad (13)$$

В цьому математичному виразі $(\gamma_{\alpha\epsilon} - \gamma_{\alpha\delta}) = \cos \Theta_{\alpha} \gamma_{\delta\epsilon}$, де $\cos \Theta_{\alpha}$ контактний кут змочування. З використанням цього виразу отримуємо

$$\Delta F = -\frac{1}{3}S_{\alpha}\gamma_{\beta\epsilon} \cos \Theta_{\alpha} - \frac{1}{3}S_{\beta}\gamma_{\delta\epsilon} \cos \Theta_{\beta}. \quad (14)$$

З виразу (14) випливає, що для утворення бі-мезоструктури необхідно, щоб рідка фаза δ змочувала мезоелементи α і β.

У період рідкофазного спікання, рідка фаза δ взаємодіє з мезоелементами. Існує два типи композицій, що складаються з тугоплавких частинок і металевого зв'язуючого. У композиціях першого типу тугоплавкі частинки утворюють нерівноважні двогранні кути [22]. За температури, коли зв'язуюча фаза композиції знаходиться в рідкому стані, ці композиції вбирають розплав із навколишнього середовища, виникає явище, яке називається “metal melt imbibition” (ММІ-феномен) [23, 24].

Рушійною силою процесу поглинання рідкої фази є тиск міграції П [25]. Потік рідини q в об'ємі композитного тіла залежить від значення градієнта тиску П [24]:

$$Q = k_m \text{grad } \Pi, \quad (15)$$

де k_m – коефіцієнт міграції.

З використанням залежності (15) і закону збереження маси, автор [24] отримав диференціальне рівняння, яке описує процес міграції рідини в об'ємі композиційного тіла:

$$F(\Pi) = \frac{\partial \Pi}{\partial t} = -k_m \nabla^2 \Pi, \quad (16)$$

де ∇^2 – оператор Лапласа.

Будемо вважати, що мезоелементи мають сферичну форму. Міграція рідини в кулі радіуса R описується рівнянням [25]

$$\frac{\partial \Pi}{\partial t} \exp(-C\Pi) = \frac{k_m}{u_0 C} \left(\frac{\partial^2 \Pi}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial \Pi}{\partial r} \right), \quad (17)$$

де C – коефіцієнт; t – час; r – змінний радіус.

Рівняння (17) розв'язували методом скінченних елементів за граничних та початкових умов $\Pi(R, t) = 0$, $\Pi(r, 0) = \Pi_0$. Розрахунками встановлено, що за температури 1400 °С мезоелемент радіусом 60 мкм із твердого сплаву

WC–6Co¹, занурений в розплавлений кобальт, повністю розпадається за 7 с. Експериментальні дослідження підтвердили розрахункові дані.

Результати теоретичних досліджень та експериментальні дані показали, що у разі формування мезоструктурних композицій першого класу методом рідкофазного спікання виникають великі труднощі.

ТЕРМОДИНАМІКА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В БІ-МЕЗОКОМПОЗИЦІЯХ ДРУГОГО КЛАСУ

У бі-мезокомпозиціях другого класу мезоеlementи α і β утворюються з полікристалів або представлені монокристалами. Зміна вільної енергії Гельмгольца цих композицій у разі твердофазного спікання описується виразом (12), а у разі рідкофазного – виразом (14). Деякі особливості мають місце під час рідкофазного спікання бі-мезокомпозицій другого класу. Вони виникають під час взаємодії мезоеlementів з рідкою фазою. Щоб уникнути проникнення рідкої фази в мезоеlementи, утворені з полікристалів, необхідно отримати мезоеlementи, в яких кристали мають форму, близьку до рівноважної, і зформовано міцні міжкристалічні границі. Ця умова була реалізована автором [26]. Полікристалічні мезоеlementи WC отримані навуглецюванням монокристалу вольфраму за температури 2300 °C. Ці мезокомпозиції добре змочувалися розплавленим кобальтом, який не руйнував полікристалічної структури мезоеlementів. Формування бі-мезокомпозиційної структури з полікристалічних мезоеlementів WC (α), мезоеlementів з графіту (β) за температури 1370 °C завершилося протягом 15 хв (рис. 2).

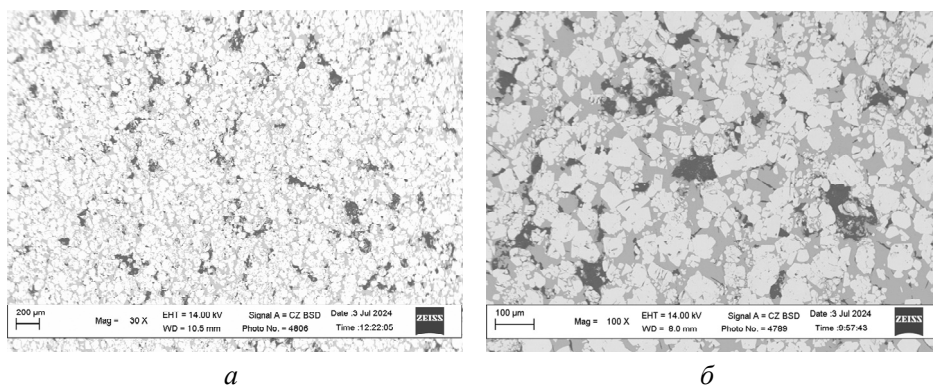


Рис. 2. Мезоструктура цементованого карбіду WC–20Co–2C_{тр}, де світлі гранули – карбід вольфраму, сірі зони – кобальтова зв'язка, а чорні гранули – графіт; $\times 30$ (а), $\times 100$ (б).

ВИСНОВКИ

Отримано вирази для зміни вільної енергії Гельмгольца під час твердофазного та рідкофазного спікання бі-мезокомпозицій. Описано особливості формування бі-мезокомпозицій першого та другого класів з термодинамічної точки зору.

Встановлено, що в період рідкофазного спікання відбувається масообмін між рідкою фазою мезоеlementа і матрицею.

Показано, що твердофазним спіканням можна отримати бі-мезокомпозиції першого класу. У разі рідкофазного спікання цих бі-мезокомпозицій відбувається руйнування мезоеlementів під дією рідкої фази. Структура бімезокомпозицій другого класу може формуватися під час рідкофазного спікання. Для

¹ Тут і далі склад матеріалів приведено в % (за масою).

успішного здійснення рідкофазного спікання необхідно, щоб рідка фаза змочувала мезоелементи.

ФІНАНСУВАННЯ

Дану роботу не фінансували із зовнішніх джерел.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють, що вони не мають конфлікту інтересів.

A. F. Lisovsky, O. O. Matviichuk, S. A. Davydenko
Bakul Institute for Superhard Materials,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
Thermodynamics of bi-mesostructures formation in composite materials

The creation of bi-mesostructural compositions in cemented carbide is important for increasing their working capacity under alternating signs and cyclic loads. This work is devoted to the thermodynamic study of the structure formation of bi-mesocompositions of I and II classes in cemented carbides that consist of mesoelements and matrix. Expressions for changes of the Helmholtz free energy during solid- and liquid-phase sintering of bi-mesocompositions are obtained. Thermodynamic studies established that the conditions for the formation of stable bi-mesostructures in cemented carbides it is necessary to use solid phase sintering for mesostructures first class and to obtain bi-mesocompositions of the second class by liquid phase sintering, it is necessary to ensure good wettability of the mesoelements. As a result, a WC–20%Ni–2%C bi-mesostructure was produced by liquid-phase sintering.

Keywords: mesocompositions, thermodynamics, sintering, structure.

1. Brookes K.J.A. Wold Directory and Handbook of Hardmetals and Hard Materials. International Carbide Data. Fifth Edition. United Kingdom, 1992. 464 p.
2. Chaurasia J., Ayyapan M., Patel P., Rajan A.A. Activated sintering of tungsten heavy alloy. *Sci. Sinter.* 2017. Vol. 49. P. 445–453.
3. Flis A.A., Minakova R.V., Teodorovich O.K., Vorona D.S., Antoshina R.I. Tungsten carbide pseudoalloys and their potential applications. *Powder Metall. Met. Ceram.* 1980. Vol. 19. P. 112–117.
4. Lesnik N.D., Minakova R.V., Khomenko E.V. Chromium – copper system: adhesion characteristics, doping, the structure of phase boundary and composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2001. Vol. 40, no. 7/8. P. 137–147.
5. Mechnik V.A. Production of dimond–(Fe–Cu–Ni–Sn) composites with high wear resistance. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2014. Vol. 52, no. 9/10. P. 577–587.
6. Chmielewski M., Pietrzak K., Strojny-Nędza A., Kaszyca K., Zybala R., Bazarnik P., Lewandowska M., Nosewicz S. Microstructure and thermal properties of Cu–SiC composite materials depending on the sintering technique. *Sci. Sinter.* 2017. Vol. 49, no. 1. P. 11–22.
7. Vlasova M., Bykov A., Kakazey M., Aguilar P.A., Melnikov I., Rosales R.G. Formation and properties of TiB₂–Ni composite ceramics. *Sci. Sinter.* 2016. Vol. 48, no. 2. P. 137–146.
8. Lisovsky A.F. Theory and practice of mesostructure formation in composite materials. A review. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 3. P. 129–144.
9. Lisovsky A.F., Bondarenko N.A. The role of interphase and contact surfaces in the formations of structures and properties of diamond–(WC–Co) composites. A review. *J. Superhard Mater.* 2014. Vol. 36, no. 3. P. 145–155.
10. Deng X., Patterson B.R., Chawla K.K., Koopman M.C., Fang Z., Lockwood G., Griffo A. Mechanical properties of a hybrid cemented carbide composite. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2001. Vol. 19, nos. 4–6. P. 547–552.
11. Bondarenko V.P. Triboengineering composites with high modulus fillers. Kyiv: Naukova Dumka, 1987. 232 p.[in Ukrainian].
12. Lisovsky A.F. Thermodynamics of the formation of mesostructure in nanodispersed composite materials. *Sci. Sinter.* 2009. Vol. 41. P. 293–301.

13. Kushch V.I., Lisovsky A.F., Shestakov S.I. Modeling of the mesostructure in cemented carbides. *J. Superhard Mater.* 2003. no. 3. P. 32–40.
14. Lytoshenko N.V., Matviichuk O.O. Residual thermal stresses in hard alloys with a mesostructure. *Mater. Sci.* 2025. Vol. 60, no. 1. P. 78–83.
15. Lisovsky A.F. Termodinamics of proceses of consolidation of an assembly of dispersed particles and deconsolidation of a polycrystalline body. *Sci. Sinter.* 2002. Vol. 34, no. 2. P. 135–142.
16. Lisovsky A.F. On the application of laplace pressure in the science of sintering. *Sci. Sinter.* 2010. Vol. 42. P. 357–362.
17. Azcona I., Ordóñez A., Sánchez J.M., Castro F. Hot isostatic pressing of ultrafine tungsten carbide-cobalt hardmetals. *J. Mater. Sci.* 2002. Vol. 37, no. 19. P. 4189–4195.
18. Maistrenko A.L., Ivanov S.A., Pereyaslov V.P., Voloshin M.N. Intensive electric sintering of diamond – based composite. *J. Superhard Mater.* 2000. Vol. 22, no. 5. P. 36–41.
19. Sivaprahasam D., Chandrasekar S.B., Sundaresan R. Microstructure and mechanical properties of nanocrystalline WC–12Co consolidated by spark plasma sintering. *Int. J. Refract. Metals Hard Mater.* 2007. Vol. 25, no. 2. P. 144–152.
20. Kim H.C., Shon I.J., Jeong I.K., Ko I.Y., Yoon J.K., Doh J.M. Rapid sintering of ultrafine WC and WC–Co hard materials by high-frequency induction heated sintering and their mechanical properties. *Metal Mater. Int.* 2007. Vol. 13, no. 1. P. 39–45.
21. Michalski A., Siemiaszko D. Nanocrystalline cemented carbides sintered by the pulse plasma method. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2007. Vol. 25, no. 2. P.153–158.
22. Lisovsky A.F. Formation of nonequilibrium dihedral angles in composite materials. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 1990. Vol. 26, no. 1. P. 45–50.
23. Lisovsky A.F. Some problems on technical use of the phenomenon of melts imbibition. *Powder Met. Intern.* 1989. Vol. 21, no. 6. P. 7–10.
24. Lisovsky A.F. The migration of metal melts in sintered composite materials. *Int. J. Heat Mass Transfer.* 1990. Vol. 33, no. 8. P. 1599–1603.
25. Lisovsky A.F. Deconsolidation of polycrystalline skeletons in sintered composite materials. *Mater. Sci. Forum. Sinter. Fundam.* 2009. Vol. 623. P. 43–56.
26. Matveichuk A.A., Davidenko S.A. On the interaction of the cobalt melt with polycrystalline tungsten monocarbide. *J. Superhard Mater.* 2018. Vol. 40, no. 3. P. 184–188.

Надійшла до редакції 15.01.25

Після доопрацювання 22.01.25

Прийнята до опублікування 03.02.24