

УДК 622.24.051:536.2

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-275-285

В. А. Дутка, канд. техн. наук; **А. Л. Майстренко**, член-кор. НАН України¹
О. І. Боримський, В. Г. Кулич, О. С. Васильчук, С. П. Старик, кандидати технічних наук;
Т. О. Косенчук

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2, 04074 м. Київ, email: vadutka@ukr.net*

МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОНАГРІВУ ТА УЩІЛЬНЕННЯ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ БОРУ ПРИ СПІКАННІ В АПАРАТІ ВИСОКОГО ТИСКУ

Виконано комп'ютерне моделювання електронагріву та ущільнення матеріалів на основі карбиду бору при їх спіканні в апараті високого тиску (АВТ) за температури 2073 К і тиску 2500 МПа. Використано модель Скорохода–Олевського–Штерна ущільнення пористих матеріалів з урахуванням кінетики росту зерен в процесі спікання. Моделювання виконано методом скінченних елементів. Встановлено, що перепад температури в зразку зберігається майже постійним протягом всього процесу витримки при температурі спікання. Показано, що тривалість процесу ущільнення всього зразка при спіканні в АВТ в 10 разів менша порівняно із тривалістю ущільнення при високошвидкісному спіканні і в кілька десятків разів менша, ніж при SPS-процесі. Показано також, що ріст зерна зразка протягом процесу спікання в АВТ є незначним. На стадії нагріву і витримки неоднорідність температурного поля впливає на неоднорідність розподілу розмірів зерен; неоднорідність розподілу розмірів зерен зростає із плином часу витримки. Результати моделювання росту розмірів зерен корелюють із результатами лабораторних експериментів.

Ключові слова: карбід бору, спікання в апараті високого тиску, електронагрів, ущільнення, ріст зерна, моделювання.

Вступ

Карбід бору має унікальні фізичні, механічні та хімічні властивості; він є третім за твердістю матеріалом після алмазу і кубічного нітриду бору [1, 2]. Тому вироби з карбиду бору В₄С широко використовують в різних галузях промисловості, техніки та спеціального призначення. Проте через наявність міцного ковалентного зв'язку В–С, низьку дифузію між зернами порошку карбиду бору і високий опір граничному взаємному ковзанню зерен отримання міцних виробів із нього пов'язано зі значними труднощами. Крім того, плівки з оксиду бору В₂О₃ на поверхні частинок В₄С також суттєво перешкоджають процесу отримання міцних виробів із карбиду бору. Тому в порошковій металургії поширеним способом отримання виробів на основі карбиду бору В₄С є спікання при високих температурах і під тиском відповідних порошкових сумішей на його основі з використанням різних технологій електроспікання: гарячого пресування в графітових прес-формах з індукційним нагрівом при тисках до 100 МПа [1, 2]; спікання в графітовому оснащенні з пропусканням через нього електричного струму при тисках до 100 МПа [2–4]; таке ж спікання в спеціальному оснащенні при значно більших тисках – до 1 ГПа [5, 6]; спікання в апараті високого тиску (АВТ) [7, 8] при тисках більших від 2 ГПа.

При спіканні зразків із матеріалів на основі карбиду бору важливо контролювати тепловий стан робочого об'єму АВТ і зразків, що спікаються, оскільки температурне поле суттєво впливає на ущільнення і ріст зерна матеріалу зразка, що в кінцевому результаті впливає на характеристики міцності спеченого зразка. Тому є важливим моделювання температурного поля, ущільнення та росту зерна матеріалу зразка в процесі спікання. Крім того, моделювання дає можливість

спрогнозувати та отримати оцінки рівня температури в зонах робочого об'єму АВТ, де неможливо провести експериментальні вимірювання температури.

Метою даної роботи є моделювання електронагріву та ущільнення матеріалу зразків із карбіду бору в процесі спікання в АВТ.

Моделюванню процесу електронагріву при спіканні в АВТ різних матеріалів присвячена значна кількість робіт [9–11].

Однак, моделювання процесу електронагріву та ущільнення матеріалів на основі карбіду бору при спіканні в АВТ при високому тиску в доступних літературних джерелах не виявлено.

Математична модель

Виконано моделювання електронагріву, ущільнення та росту зерен при спіканні в АВТ порошкових зразків діаметром 16 мм і висотою 6 мм зі складом 90% B_4C + 10% TiB_2 (у відсотках за масою): схема робочого об'єму АВТ зображена на рис. 1. Товщина стінки контейнера-нагрівача 11–1 мм, товщина прокладки 2–1 мм. Решту розмірів елементів схеми можна знайти за пропорціями з рис. 1.

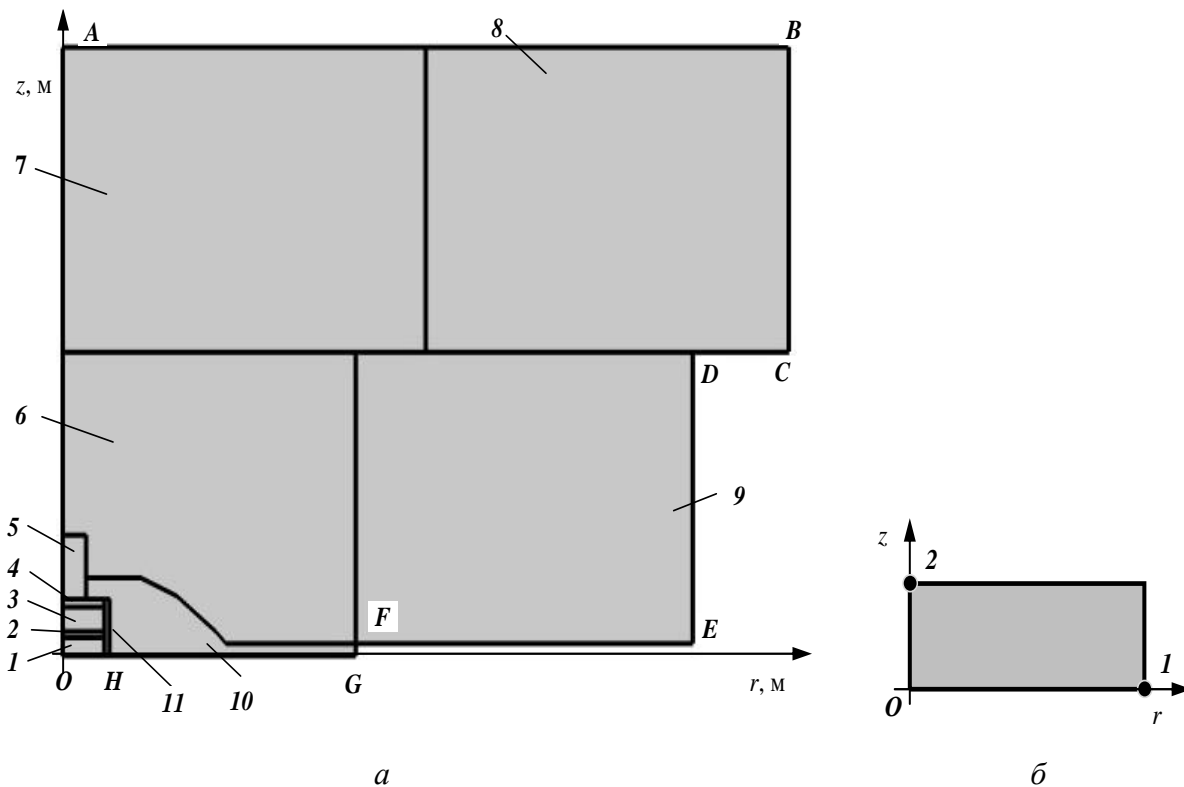


Рис. 1. Схема робочого об'єму АВТ (чверть осевого перетину) (а): 1 – зразок (на основі B_4C), 2 – прокладка (графіт ГСМ), 3 – ущільнювач (α -BN), 4 – контактний диск (ГСМ), 5 – пуансон (ГСМ), 6 – матриця (Р6М5), 7 – опорна плита (Х12), 8, 9 – матриці (35ХГСА), 10 – ізолятор (літографський камінь), 11 – контейнер-нагрівач (ТРГ); контрольні точки 1 і 2 зразка (б).

В робочому стані до початку нагріву до зразка прикладають осьове навантаження (вздовж осі Oz). Нагрів зразка відбувається протягом 1 хв. з постійною швидкістю до температури спікання (витримки). Витримка триває 4 хв. Після витримки температура знижується лінійно протягом 3 хв. на 30 % від температури нагріву, далі нагрів відключається

і зразок охолоджується до кімнатної температури. Після охолодження знімається механічне навантаження. В процесі спікання між поверхнями AB і OH (рис. 1, a) прикладена різниця значень електричного потенціалу, що забезпечує потрібний режим нагріву зразка.

Для моделювання електронагріву в розрахунковій області використовується система рівнянь квазістаціонарної електропровідності та нестационарної теплопровідності [12]

$$\nabla \cdot (\sigma \nabla U) = 0, \quad c\gamma \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + \sigma (\nabla U)^2, \quad (1)$$

де $U = U(r, z, t)$, $T = T(r, z, t)$ – відповідно діюча величина електричного потенціалу і абсолютна температура в момент часу t в точці з координатами r і z в циліндричній системі координат; σ , γ , c і λ – питома електропровідність, густина, питома теплоємність і коефіцієнт теплопровідності відповідно, які залежать від температури і координат точки. Початкові і граничні умови для системи (1) задаються подібно до [6]:

$$U(r, z, 0) = 0, \quad T(r, z, 0) = T_0, \quad (2)$$

у всій розрахунковій області; граничні умови – на поверхні S_{AB} контакту опорних плити і матриці із плитою від пресу АВТ

$$U(r, z, t) = f(t), \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial n}(r, z, t) = \alpha_1 (T_C - T), \quad (r, z) \in S_{AB}; \quad (3)$$

в площині симетрії $z = 0$

$$U(r, 0, t) = 0, \quad \frac{\partial T}{\partial n}(r, 0, t) = 0, \quad (r, z) \in S_{OH}, \quad \frac{\partial U}{\partial n}(r, 0, t) = 0, \quad \frac{\partial T}{\partial n}(r, 0, t) = 0, \quad (0, z) \in HG; \quad (4)$$

умови симетрії на осі Oz

$$\frac{\partial U}{\partial n}(r, z, t) = 0, \quad \frac{\partial T}{\partial n}(r, z, t) = 0, \quad (r, z) \in AL; \quad (5)$$

на решті поверхонь контакту S_{BC-FG} із зовнішнім газовим середовищем

$$\sigma \frac{\partial U}{\partial n}(r, z, t) = 0, \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial n}(r, z, t) = \alpha_2 (T_C - T), \quad (r, z) \in S_{BC-FG}, \quad (6)$$

де T_0 – початкова температура (20 °C), T_C – температура зовнішнього газового середовища (20 °C); $\alpha_1 = 100$ Вт/(м²·град) – ефективний коефіцієнт теплообміну на поверхні S_{AB} , $\alpha_2 = 15$ Вт/(м²·град) – коефіцієнт тепловіддачі на поверхні S_{BC-FG} [6].

Для моделювання ущільнення матеріалу зразка у випадку однонапрявленого – осьового навантаження – та для моделювання росту зерна використовуються відповідно рівняння [13]

$$\frac{\dot{\rho}}{\rho} = \left(\frac{|\sigma_z|}{K(T, G) \left(\psi + \frac{2}{3} \varphi \right)^{1 + \frac{1-n}{2n}} \rho^{\frac{n-1}{2n}}} \right)^n, \quad (7)$$

$$\dot{G} = \frac{k_0 \exp\left(-\frac{Q_g}{RT}\right)}{G^r}, \quad (8)$$

де $\rho = \rho(r, z, t)$, $G = G(r, z, t)$ – відносна щільність матеріалу зразка і діаметр зерна, $\theta = 1 - \rho$ – відносна пористість зразка, $\dot{\rho}$ – швидкість ущільнення, σ_z – прикладений тиск (осьове напруження) в зразку, ϕ і ψ – нормалізовані модулі зсуву і об’ємного стиску відповідно, k_0 – стала, Q_g – енергія активації росту зерна, r – показник степеня, R – універсальна газова стала, n – показник степеня, який відповідає певному механізму повзучості, K – коефіцієнт узгодження повзучості (creep consistency factor)

$$K(T, G) = \left(\frac{G}{G_0} \right)^2 \frac{1}{A_0^{1/n}} T^{1/n} \exp \left(\frac{Q_{cr}}{nRT} \right), \quad (9)$$

де Q_{cr} – енергія активації узагальненої повзучості матеріалу зразка, G_0 – початковий середній діаметр зерна, A_0 – множник Арреніуса [13]. Рівняння (7) базується на моделі Скорохода–Олевського–Штерна ущільнення порошкових матеріалів. Система (7)–(8) доповнюється початковими значеннями щільності ρ_0 і розміру зерна G_0 :

$$\rho(r, z, 0) = \rho_0, \quad G(r, z, 0) = G_0. \quad (10)$$

Модель (7)–(8) детально описана в [13]. Теплофізичні властивості матеріалу зразка залежать також від відносної щільності ρ .

Зазначимо, що модель, аналогічну (1), (7), (8), використовують в [14] для моделювання SPS-спікання карбіду бору при тисках до 100 МПа. (SPS – spark plasma sintering).

Результати обчислень та їх обговорення

Системи рівнянь (1), (7), (8) є взаємозв’язаними, оскільки властивості матеріалів елементів комірки залежать від температури, властивості матеріалу зразка залежать іще від щільності, потужність джерел тепла $\sigma(\nabla U)^2$ – від електричного потенціалу, а праві частини (7) і (8) – від температури. В комп’ютерній реалізації цієї моделі використовується метод скінченних елементів. Модель електронагріву (1) задіяна для всієї розрахункової області (рис. 1), а модель ущільнення (7) і росту зерен (8) задіяна лише для області зразка.

Обчислення проведено для таких значень параметрів моделі, що отримані в [13] при моделюванні ущільнення та росту зерна матеріалу зі складом 90 % B_4C + 10 % TiB_2 : $n = 1$, $A_0 = 76,67 \text{ К} \cdot \text{Па}^n \cdot \text{с}^{-1}$, $Q_{cr} = 324,3 \text{ кДж/моль}$, $r = 2$, $k_0 = 1,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{с}$, $Q_G = 650 \text{ кДж/моль}$ при $\rho_0 = 0,8$; $G_0 = 3,15 \text{ мкм}$.

На рис. 2, а подано розрахований режим електричного потенціалу $U = U(t)$ для реалізації температурного режиму спікання в АВТ, описаного вище, з температурою витримки 2073 К. На рис. 2, б зображено зміну в часі розрахованої температури в характерних точках зразка: в центрі його поверхні (точка 1, рис. 1, б) – довгий штрих, і в центрі торця зразка (точка 2, рис. 1, б) – короткий штрих. За результатами обчислень перепад температури в зразку ΔT – між точками 1 і 2 (рис. 2, б) зростає до початку витримки до величини $\Delta T = 56$ градусів, під час витримки (від початку – при $t = 60 \text{ с}$ до закінчення – при $t = 300 \text{ с}$) зростає незначно – до 68 градусів. А під час охолодження протягом 3 хв. (від 300 с до 480 с, (рис. 2, б)) перепад температури знижується до 50 градусів – майже до величини на початок витримки.

Картини температурного поля в усій розрахунковій області АВТ та в зразку під час витримки – в момент 150 с – наведено на рис. 3. Звідси видно, що зона високих температур локалізована біля зразка і в зразку. За результатами моделювання картина розподілу температури в зразку протягом всього процесу спікання майже не змінюється і має вигляд, подібний до зображеного на рис. 3, б.

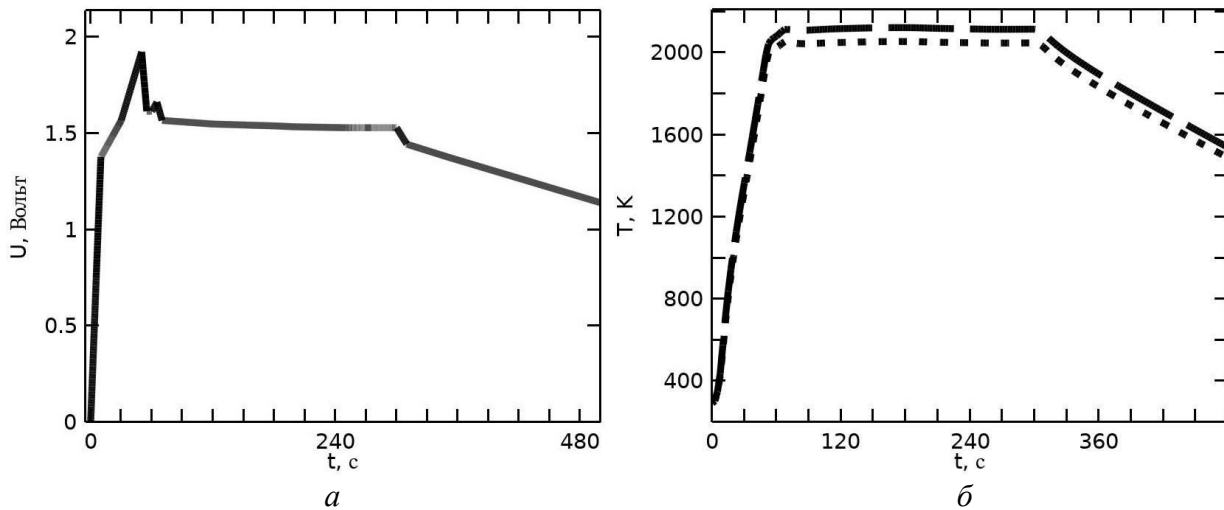


Рис. 2. Графіки зміни в часі прикладеної до комірки різниці електричного потенціалу (а) та обчисленої температури в центрі бічної поверхні зразка (точка 1, рис. 1 б) – довгий штрих, і в центрі його торця (точка 2, рис. 1 б) – короткий штрих

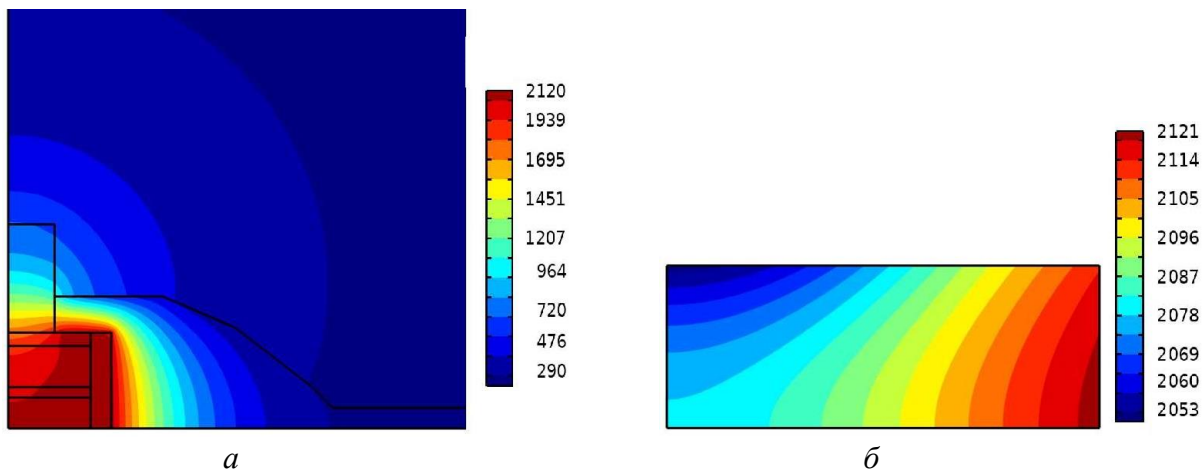


Рис. 3. Розподіл температури T , К в робочому об'ємі АВТ (а) та в зразку (б) в момент часу 150 с

На рис. 4 наведено графіки зміни відносної щільності і діаметра зерна в точках 1 і 2 (рис. 1, б) зразка в процесі спікання при величині прикладеного тиску $\sigma_z = 2500$ МПа та тепловому режимі навантаження зразка, поданому на рис. 2, б. З рис. 4, а видно, що інтенсивне ущільнення зразка починається в момент часу 40 с, коли зразок нагрівається до температури 1500–1600 К (рис. 2, б). Завершується ущільнення зразка в момент 65 с, коли середня температура в зразку стає рівною 2080 К – температурі витримки. Тобто, процес ущільнення всього зразка завершується після його нагріву – на початок витримки; процес ущільнення всього зразка є швидким і триває 25 с – це в 10 разів швидше порівняно із тривалістю ущільнення при високошвидкісному спіканні під тиском (ВШСТ) – 250 с [15], а, отже, в кілька десятків разів швидше, ніж при SPS-процесі. Як показано в [15], тривалість процесу ущільнення всього зразка при ВШСТ в кілька разів менша порівняно із тривалістю ущільнення при SPS-процесі.

На момент закінчення ущільнення зразка розмір зерна зростає від початкового 3,15 до 3,29 мкм, тобто розмір зерна збільшується незначно. Видно, що зі збільшенням тривалості витримки також збільшується неоднорідність розподілу розмірів зерен; зростання неоднорідності розподілу зерен припиняється на початку охолодження.

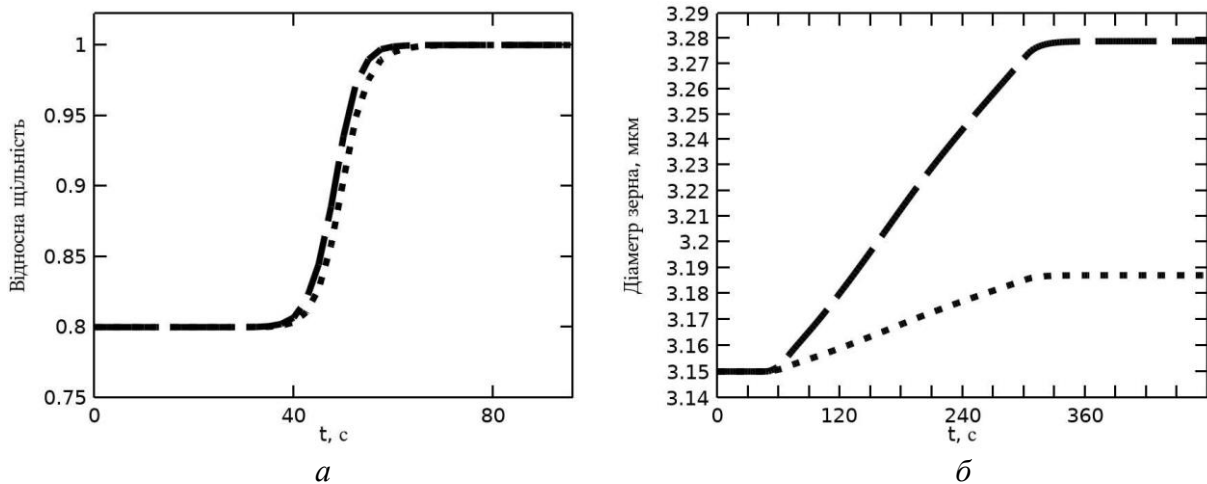


Рис. 4. Зміна в часі відносної щільності (а) та діаметру зерна (б) в центрі бічної поверхні зразка (в точці 1 на рис. 1, б) (довгий штрих) та в центрі верхнього торця зразка (в точці 2 на рис. 1, б) (короткий штрих)

Картини обчислених розподілів щільності та розмірів зерен в зразку зображені на рис. 5. Звідси видно, що ці картини повторюють картину розподілу температури в зразку (рис. 3, б): найменші і найбільші величини щільності і розмірів зерна в зразку досягаються в зонах відповідно мінімальних і максимальних температур в ньому.

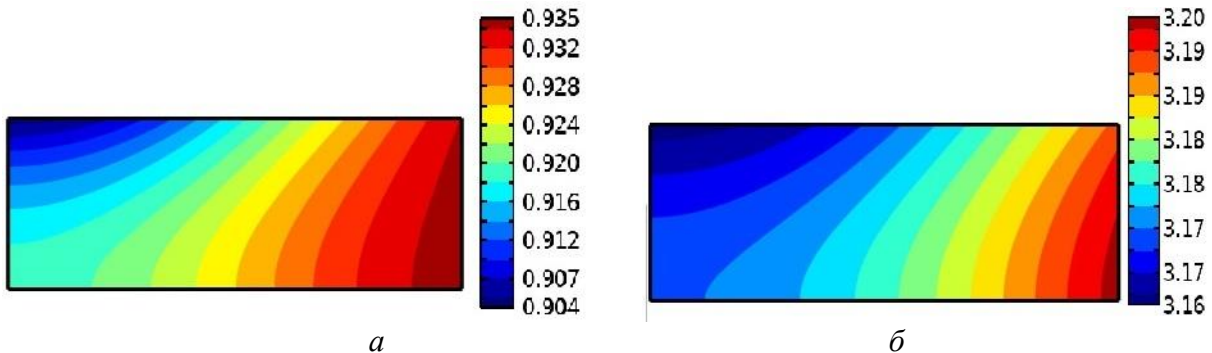


Рис. 5. Картини розподілів відносної щільності (а) у зразку в момент часу 50 с та розмірів зерен при $t = 150$ с

Як бачимо за результатами обчислень, неоднорідність температурного поля в зразку впливає на неоднорідність щільності та розмірів зерна структури його матеріалу. З рис. 4, а видно, що з продовженням витримки відбувається майже повне ущільнення матеріалу зразка, і зростання розміру зерна в даному випадку не впливає на ущільнення. Однак, як видно з рис. 4, б, з продовженням витримки неоднорідність розмірів зерен збільшується. Тому для зменшення неоднорідності розмірів зерен в зразку можна зменшити в ньому неоднорідність температурного поля.

Отже, розроблена комп'ютерна модель електронагріву, ущільнення та росту зерна в процесі спікання в АВТ дає змогу: вибрати режим електричного потенціалу для забезпечення відповідного режиму нагріву зразка, прогнозувати температурне поле в робочій комірці АВТ та щільність і розміри зерна структури матеріалу спечених зразків.

Схему робочого об'єму АВТ (рис. 1, а) було використано при спіканні зразків зі складом 90% V_4C + 10% TiB_2 . Було використано порошок карбиду бору виробництва ПАТ «Запорізький абразивний комбінат», виготовлений згідно ТУУ 24.1-00222226-047:2005 «Карбід бору. Технічні умови» із середньою зернистістю 3,15 мкм [6]. Процес спікання в АВТ проводився, як описано вище, при вказаних температурному та силовому режимах. Температура спікання (витримки) змінювалась в межах 1300–2100 К, робочий тиск на зразок дорівнював 2500–3000 МПа. Вимірювалась густина спечених зразків, зернистість і твердість. Густину зразків вимірювали методом гідростатичного зважування. Густина дослідних зразків знаходилась в межах 2,53...2,61 г/см³ (теоретична густина – 2,627 г/см³). Дослідження структури матеріалу спеченого зразка і вимірювання твердості проводились у площині, паралельній осі зразка.

На рис. 6 зображено фрагмент мікроструктури спеченого зразка при температурі витримки 2073 К і тиску 2750 МПа, отриманий в поляризованому світлі. Завдяки швидкоплинності процесу спікання в АВТ зернистість матеріалу в результаті спікання зростає незначно (рис. 6), що впливає також із наведених вище результатів обчислень. З рис. 6 видно також, що матеріал спеченого зразка має рівномірно розподілену мікроструктуру із карбиду бору V_4C із вкрапленнями більших частинок із TiB_2 , – ймовірно, внаслідок невеликої тривалості процесу перемішування суміші при її підготовці до спікання в АВТ.

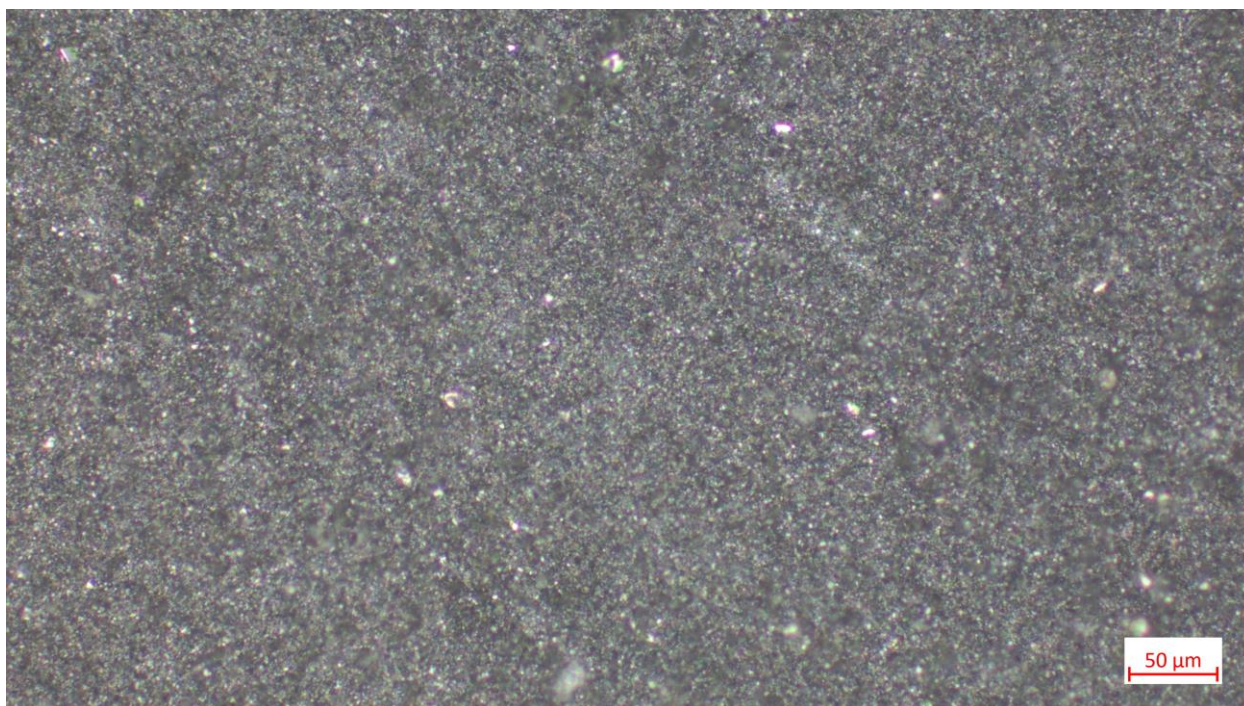


Рис. 6. Мікроструктура матеріалу спеченого зразка зі складом 90% V_4C + 10% TiB_2 .

Твердість зразків, спечених в АВТ при різних температурах витримки в інтервалі 1300–2100 К і при тисках 2500–3000 МПа, визначали методом індентування з використанням алмазної піраміди Кнупа при навантаженні на індентор 50 Н. Значення твердості в місцях зроблених

полірувань шліфів спечених зразків знаходиться в межах 24–28 ГПа. При цьому спостерігається закономірність щодо збільшення твердості при збільшенні температури витримки.

Висновки

Виконано комп'ютерне моделювання електронагріву, ущільнення та росту зерен при спіканні в АВТ матеріалів на основі карбиду бору при температурі 2073 К і тиску 2500 МПа.

Показано, що:

- перепад температури в зразку зберігається майже постійним протягом всього процесу витримки при температурі спікання;
- картини розподілу щільності і розмірів зерен повторюють картину температурного поля в зразку;
- зростання розмірів зерен матеріалу зразка в процесі спікання в АВТ є незначним;
- процес ущільнення всього зразка завершується після його нагріву – на початок витримки;
- тривалість процесу ущільнення при спіканні в АВТ в 10 разів менша порівняно із тривалістю ущільнення при високошвидкісному спіканні під тиском і в кілька десятків разів менша порівняно із тривалістю ущільнення при SPS-спіканні;
- на стадії нагріву і витримки неоднорідність температурного поля впливає на неоднорідність розподілу розмірів зерен зразка; ця неоднорідність зростає із плином часу витримки.

Результати моделювання росту розмірів зерен корелюють із результатами лабораторних експериментів по спіканню в АВТ.

Отримані результати можуть бути використані при розробці технологічного обладнання для спікання під тиском тугоплавких матеріалів та для комп'ютерного дослідження процесів спікання.

Автори висловлюють подяку Національному фонду досліджень України за грантове фінансування в 2023 р. придбання оптичного мікроскопа Axioscope 5 в Інституті надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України.

**V. A. Dutka, A. L. Maystrenko, O. I. Borymskyi, V. G. Kulych,
O. S. Vasylichuk, S. P. Starik, T. O. Kosenchuk**

V. M. Bakul Institute for Superhard Materials of National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

MODELING OF ELECTRICAL HEATING AND DENSIFICATION OF BORON CARBIDE-BASED MATERIALS DURING SINTERING IN A HIGH PRESSURE APPARATUS

Computer modeling of electric heating and densification of boron carbide based materials during sintering in a high-pressure apparatus (HPA) at a temperature of 2073 K and a pressure of 2500 MPa was performed. The Skorokhod–Olevskiy–Stern model of compaction of porous materials was used, taking into account the kinetics of grain growth during sintering. Modeling was performed using the finite element method. It was established that the temperature drop in the sample remains almost constant during the holding at the sintering temperature. It is shown that the duration of the compaction process of the entire sample during sintering in HPA is 10 times shorter compared to the duration of compaction during high-speed sintering and several tens of times shorter than during the SPS process. It is also shown that the grain growth of the sample during the sintering process in HPA is insignificant. At the stage of heating and holding, the inhomogeneity of the temperature field affects the inhomogeneity of the size distribution of the sample grains; the inhomogeneity of the distribution of grain sizes increases with the holding increasing. The results of grain size growth modeling correlate with the results of laboratory experiments.

Key words: boron carbide, sintering in a high-pressure apparatus, electrical heating, densification, grain growth, modeling.

Література

1. Кислый П.С., Кузенкова М.А., Боднарчук Н.И., Грабчук Б.Л. Карбид бора. Киев. Наукова думка, 1988. 216 с.
2. Rahaman M. N. Ceramic processing and sintering: second edition. London, New York: CRC Press Taylor & Francis Group, 2003. 875 p.
3. Zavaliangos A., Zhang J., Krammer M., Groza J. Temperature evolution during field activated sintering. *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 379, N 1–2. P. 218–228.
4. Hayun S., Paris V., Dariel M. P., Frage N., Zaretzky E. Static and dynamic mechanical properties of boron carbide processed by spark plasma sintering. *Journal of the European Ceramic Society*. 2009. Vol. 29, P. 3395–3400.
5. Badica P., Grasso S., Borodianska H., Xie S.S., Li P., Tatarko P., Reece M.J., Sakka J., Vasylyuk O. Tough and dense boron carbide obtained by high-pressure (300 MPa) and low-temperature (1600°C) spark plasma sintering. *Journal of the Ceramic Society of Japan*. 2014. Vol. 122, N 4. P. 271–275.
6. Dutka V. A., Maystrenko A. L., Kulych V. G. The effect of design parameters of a production unit on the temperature drop in a sample during highspeed sintering under pressure. *Journal of Superhard Materials*. 2019. Vol. 41, N 6. P. 421–433.
7. Shul'zhenko A. A., Stratiichuk D. A., Oleinik G. S., Belyavina N. N., Markiv V. Ya. Formation of polycrystalline boron carbide with elevated fracture toughness. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2005. Vol. 44, N 1–2. P. 75–85.
8. Matovic B., Maletaskic J., Prikhna T., Urbanovich V., Girman V., Lisnichuk M., Todorović B. Z., Cvijović-Alagić I., Yoshida K. Characterization of B₄C-SiC ceramic composites prepared by ultra-high pressure sintering. *Journal of the European Ceramic Society*. 2021. Vol. 41, P. 4755–4760.
9. Lyeshchuk O. Computational modeling of superhard materials synthesis. *Comp. Mater. Sci*. 2010. Vol. 49, N 1. – P 385–394.
10. Li R., Zheng G., Liu Y. et al. Finite element design of a temperature field for high-pressure diamond synthesis. *Diamond and Related Materials*. 2016. Vol. 69. – P. 133–137.
11. Dutka V. A., Maystrenko A. L., Borymskyi O. I., Kulich V. G., Kosenchuk T. O. Modeling the temperature field in a high-pressure apparatus during the sintering of large-sized products based on boron carbide. *Journal of Superhard Materials*. 2020. Vol. 42, N 4. P. 240–250.
12. Дутка В. А., Майстренко А. Л., Кулич В. Г., Васильчук О. С. Моделювання теплового стану комірки технологічного вузла при його конструюванні для спікання під тиском матеріалів на основі карбіду бору. *Інструментальне матеріалознавство*. 2024. Прийнято до опубл..
13. Dutka V. A., Maystrenko A. L., Kulych V. G., Borymskyi O. I. Modeling the densification of boron carbide based ceramic materials under flash pressure sintering. *Journal of Superhard Materials*. 2024. Vol. 46, N 5. P. 352–363.
14. Grippi T., Torresani E., Maximenko A. L., Olevsky E. A. Spark plasma sintering of boron carbide (B₄C): From characterisation to finite element modeling of sintering. *Journal of the European Ceramic Society*. 2024. Vol. 44, 116700. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2024.116700>.

15. Дутка В. А., Майстренко А. Л., Кулич В. Г., Васильчук О. С. Моделювання електронагріву, ущільнення та росту зерна при високошвидкісному спіканні під тиском матеріалів на основі карбиду бору. *Інструментальне матеріалознавство*. 2024. Прийнято до опубл..

Надійшла 24.10.24

References

1. Kislyi, P. S., Kuzenkova, M. A., Bodnaruk, N. I., & Grabchuk, B. L. (1988). *Karbid bora [Boron Carbide]*. Naukova Dumka. [In Russian].
2. Rahaman, M. N. (2003). *Ceramic processing and sintering*: second edition. CRC Press Taylor & Francis Group.
3. Zavaliangos, A., Zhang, J., Krammer, M., & Groza, J. (2004). Temperature evolution during field activated sintering. *Mat. Sci. Eng. A*, 379, 218–228.
4. Hayun, S., Paris, V., Dariel, M. P., et al. (2009). Static and dynamic mechanical properties of boron carbide processed by spark plasma sintering. *Journal of the European Ceramic Society*, 29(16), 3395–3400.
5. Badica, P., Grasso, S., Borodianska, H., & et. al. (2014). Tough and dense boron carbide obtained by high-pressure (300 MPa) and low-temperature (1600°C) spark plasma sintering. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 122(4), 271–275.
6. Dutka, V. A., Maystrenko, A. L., & Kulich, V. G. (2019). The effect of design parameters of a production unit on the temperature drop in a sample during highspeed sintering under pressure. *Journal of Superhard Materials*, 41(6), 421–433.
7. Shul'zhenko, A. A., Stratiichuk, D. A., Oleinik, G. S., et. al. (2005). Formation of polycrystalline boron carbide with elevated fracture toughness. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 44(1–2), 75–85.
8. Matovic, B., Maletaskic, J., Prikhna, T., et. al. (2021). Characterization of B₄C-SiC ceramic composites prepared by ultra-high pressure sintering. *Journal of the European Ceramic Society*, 41, 4755–4760.
9. Lyeshchuk, O. (2010). Computational modeling of superhard materials synthesis. *Computational Materials Science*, 49(1), 585–594.
10. Li, R., Zheng, G., Liu, Y. et al. (2016). Finite element design of a temperature field for high-pressure diamond synthesis. *Diamond and Related Materials*, 69, 133–137.
11. Dutka V. A., Maystrenko A. L., Borymskyi O. I., Kulich V. G., Kosenchuk T. O. Modeling the temperature field in a high-pressure apparatus during the sintering of large-sized products based on boron carbide. *Journal of Superhard Materials*. 2020. Vol. 42, N 4. P. 240–250.
12. Dutka, V. A., Maystrenko, A. L., Kulych, V. G., & Vasylchuk, O. S. (2024). Modeliuvannia teplovoho stanu komirky tekhnolohichnoho vuzla pry yoho konstruiuvanni dlia spikannia pid tyskom materialiv na osnovi karbidu boru [Modeling the thermal state of the cell of a technological unit during its construction for sintering under pressure of materials based on boron carbide]. *Instrumentalne materialoznavstvo – Tooling materials science*. Accepted for publication [in Ukrainian].
13. Dutka V. A., Maystrenko A. L., Kulych V. G., Borymskyi O. I. Modeling the densification of boron carbide based ceramic materials under flash pressure sintering. *Journal of Superhard Materials*. 2024. Vol. 46, N 5. P. 352–363.
14. Grippi, T., Torresani, E., Maximenko, A. L., Olevsky, E. A. (2024). Spark plasma sintering of boron carbide (B₄C): From characterisation to finite element modeling of sintering. *Journal of the European Ceramic Society*, 44, 116700. P. 11.

<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2024.116700>.

15. Dutka, V. A., Maystrenko, A. L., Kulych, V. G., Vasylichuk, O. S. (2024). Modeliuvannia elektronahrivu, ushchilnennia ta rostu zerna pry vysokoshvydkisnomu spikanni pid tyskom materialiv na osnovi karbidu boru [Simulation of electrical heating, densification and grain growth during high-speed sintering under pressure of boron carbide-based materials]. *Instrumentalne materialoznavstvo – Tooling materials science*. Accepted for publication [in Ukrainian].

УДК 622.24.051:536.2

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-285-297

В. А. Дутка, канд. техн. наук; **А. Л. Майстренко**, член-кор. НАН України¹;
Е. С. Геворкян, докт. техн. наук^{2,3}; **В. Г. Кулич**, **О. І. Боримський**,
кандидати технічних наук¹

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2, 04074 м. Київ, email: vadutka@ukr.net

²University of Life Sciences in Lublin, Lublin, Poland, email: edsgev@gmail.com

³Український державний університет залізничного транспорту,
площа Фейєрбаха 7, 61050, Харків, Україна

МОДЕЛЮВАННЯ УЩІЛЬНЕННЯ ПОРОШКОВИХ ЗРАЗКІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ БОРУ ТА ОКСИДУ ЦИРКОНІЮ ПРИ СПІКАННІ ПІД ТИСКОМ

Виконано моделювання процесів ущільнення порошкових сумішей на основі карбиду бору при високошвидкісному спіканні під тиском та оксиду цирконію при гарячому вакуумному пресуванні. Розроблена для цього комп'ютерна модель базується на теорії Скорохода–Олевського–Штерна ущільнення пористих матеріалів і враховує кінетику росту зерен в процесі спікання. Для визначення параметрів моделі використано результати лабораторних та комп'ютерних експериментів. Адекватність комп'ютерної моделі підтверджено порівнянням із отриманими експериментальними даними.

Ключові слова: карбід бору, оксид цирконію, спікання під тиском, ущільнення, моделювання.

Вступ

Відомо [1, 2], що фізико-механічні властивості керамічних матеріалів, спечених під тиском, суттєво залежать від їх щільності на заключній стадії спікання. Це важливо тому, що зі збільшенням щільності зростають показники міцності. На щільність спеченого матеріалу впливає ріст зерна [1, 2]. Згідно з [2], досягнення високої щільності вимагає мінімізації росту зерна. Тому є важливим прогнозування щільності матеріалу зразка та росту зерна. Одним із способів прогнозування є моделювання ущільнення та розмірів зерен.

На даний час створено ряд моделей ущільнення керамічних порошків при спіканні під тиском. Ці моделі є складовими моделей спікання. Із них часто використовуються такі моделі: Скорохода–Олевського–Штерна [3–5], Ріделя-Крафта [6], Абуафа (Abouaf M.) [7]. Для використання цих моделей потрібно визначити їх параметри, характерні для кожної порошкової суміші, яка ущільнюється. При визначенні параметрів використовують результати експериментів для спрощених схем спікання, наприклад, одновісного механічного навантаження об'єму, що спікається [8, 9], із визначенням та урахуванням домінуючих