

13. 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.
14. Singhal, S.K., Singh, B.P. (2006) Sintering of boron carbide under high pressures and temperatures. *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences*, 13, 129–134.
15. 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.
16. Dutka, V. A., Maystrenko, A. L., Borymskyi, O. I., & et. al. (2020). Modeling the Temperature Field in a High-Pressure Apparatus during the Sintering of Large-Sized Products Based on Boron Carbide. *Journal of Superhard Materials*, 42(4), 240–250.
17. Giuntini, D., Olevsky, E. A., Garcia-Cardona, C., & et. al. (2013). Localized Overheating Phenomena and Optimization of Spark-Plasma Sintering Tooling Design. *Materials*, 6(7), 2612–2632.
18. Laptev, A. M., Bram, M., Garbiec, D., Räthel, J. (2024). Tooling in Spark Plasma Sintering Technology: Design, Optimization, and Application. *Advanced of Engineering Materials*, 26, 2301391. 21. DOI: 10.1002/adem.202301391.
19. *Характеристика матеріала ХН77ТЮР*. (b.d.). Марочник стали и сплавов https://www.splav-kharkov.com/mat_start.php?name_id=70#google_vignette
20. Dutka, V. A., Maystrenko, A. L., Kulych, V. G., Borymskyi O. I. (2024) Simulation of densification of ceramic materials based on boron carbide during high-speed sintering under pressure. *Journal of Superhard Materials*, 6, 392–404.
21. Kikoin, I. K.(Ed.). (1976). *Tablitsy fizicheskikh velichin: Spravochnik. [Tables of physical quantities: Handbook]*. Atomizdat [in Russian].
22. Samsonov, G. V., Vinitskiy, I. M. (1976). *Tugoplavkiye soyedineniya. Spravochnik [Refractory compounds. Directory]*. Metallurgia [in Russian].

УДК 622.24.051:536.2

DOI: 10.33839/2708-731X-24-1-263-274

В. А. Дутка, канд. техн. наук¹; **А. Л. Майстренко**, член-кор. НАН України¹;
В. Г. Кулич, **О. С. Васильчук**, кандидати технічних наук¹

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

МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОНАГРІВУ, УЩІЛЬНЕННЯ ТА РОСТУ ЗЕРНА ПРИ ВИСОКОШВИДКІСНОМУ СПІКАННІ ПІД ТИСКОМ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ БОРУ

Виконано комп'ютерне моделювання електронагріву, ущільнення та росту зерен при високошвидкісному спіканні під тиском (ВШСТ) матеріалів на основі карбиду бору. Комп'ютерна модель ущільнення базується на теорії Скорохода–Олевського–Штерна ущільнення пористих матеріалів і враховує кінетику росту зерен в процесі спікання. Для визначення параметрів моделі використано результати експериментів. За результатами моделювання показано, що тривалість процесу ущільнення при ВШСТ в кілька разів менша порівняно із тривалістю ущільнення при SPS-процесі. Крім того, показано, що при створенні додаткових джерел тепла на поверхнях зразка, що

спікається, можна суттєво зменшити в ньому неоднорідність температурного поля і тривалість ущільнення всього зразка. Комп'ютерна модель та результати моделювання можуть бути використані для прогнозування фізичних полів в установках спікання порошкових матеріалів та для дослідження процесів спікання.

Ключові слова: карбід бору, спікання під тиском, електронагрів, ущільнення, ріст зерна, моделювання.

Вступ

Карбід бору є третім за твердістю матеріалом після алмазу і кубічного нітриду бору, має унікальне поєднання фізичних, механічних і хімічних властивостей [1, 2]. Тому виробли з карбиду бору B_4C широко використовуються у промисловості, техніці та військовій справі. Однак через наявність міцного ковалентного зв'язку $B-C$, низьку поверхневу дифузію між зернами порошку карбиду бору і високий опір граничному ковзанню зерен отримання щільних виробів із нього пов'язано зі значними труднощами. Крім того, шар оксиду бору B_2O_3 , що завжди існує на поверхні частинок B_4C і який досить важко повністю видалити навіть при високій температурі під час процесу спікання, також перешкоджає процесу спікання. Поширеним способом отримання виробів на основі карбиду бору B_4C є спікання при високих температурах і під тиском відповідних порошкових сумішей з використанням різних технологій [1–7]: гарячого пресування з індукційним нагрівом [1, 2], електроплазмового спікання (SPS) та високошвидкісного електроспікання під тиском [2–5], спікання в апараті високого тиску [6, 7].

Властивості керамічних матеріалів на основі карбиду бору є структурно-чутливими і суттєво залежать від пористості, форми і розміру зерен структури, властивостей початкової сировини, а також від технології отримання виробів [1, 2]. Тому при розробці технологічного обладнання для високошвидкісного спікання під тиском (ВШСТ) матеріалів на основі карбиду бору, при виборі режимів спікання і дослідженні процесу спікання є важливим моделювання електронагріву, температурного поля в об'ємі зразка в процесі спікання, ущільнення його матеріалу та росту зерен структури.

Метою даної роботи є моделювання процесу ВШСТ матеріалів із карбиду бору при тиску 200–500 МПа та прогнозування ущільнення і розмірів зерна структури у зразках в залежності від параметрів режиму спікання.

Моделюванню процесу електроспікання при тисках до 100 МПа присвячено багато робіт [8–12]. В [13] виконано моделювання електронагріву та напруженого стану прес-форми в процесі електроіскрового спікання Al_2O_3 при тиску 1 ГПа. В [14] проведено огляд робіт по SPS-спіканню різних матеріалів при тисках, більших 200 МПа, та моделювання температурного поля в зразках при спіканні.

В ряді робіт, присвячених спіканню матеріалів при тисках, вище 100 МПа, наведено результати експериментів. В [4] виконано SPS-спікання карбиду бору B_4C при температурі 1600 °C і тиску 300 МПа, але зміни в часі щільності матеріалу зразка в процесі спікання не наведено. В [15] наведено графік залежності щільності від температури спікання оксиду алюмінію Al_2O_3 при тиску 50 МПа і тиску 200 МПа. В [16] наведено графік впливу тиску (від 50 до 400 МПа) і температури (при 1100 °C і при 1200 °C) на ріст зерна – від 0,1 до 0,7 мкм матеріалу зразка в процесі SPS.

Однак, моделювання процесу електроспікання керамічних матеріалів на основі карбиду бору при тисках 200–1000 МПа в доступних літературних джерелах не виявлено.

Математична модель

Виконано моделювання електронагріву, ущільнення та росту зерен під час високошвидкісного спікання під тиском 200...500 МПа порошкових зразків діаметром 30 мм і висотою 8 мм зі складом 90% В₄С + 10% TiB₂ (у відсотках за масою). Для моделювання вибрано дві схеми I і II комірки технологічного вузла (рис. 1, а і б), аналогічні схемам із [17]. Від схеми I схема II відрізняється наявністю в ній контактної пласкої нагрівача біля зразка. Товщина стінки контейнера-нагрівача – 2 мм, товщина контактної пласкої нагрівача – 2 мм. Решту розмірів елементів комірки можна знайти за пропорціями з рис. 1.

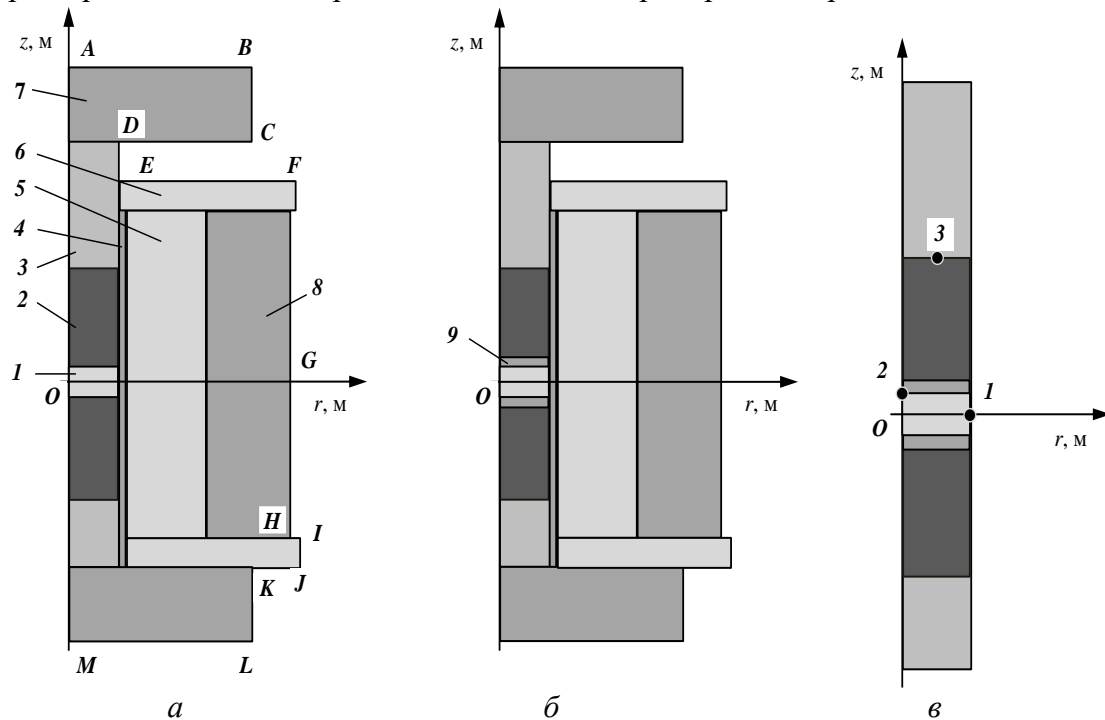


Рис. 1. Схеми робочої комірки технологічного вузла ВШСТ (половина осьового перетину): а – схема I, б – схема II; в – фрагмент комірки; 1 – зразок (на основі В₄С), 2 – пуансон (SiC), 3 – контактний циліндр (WC), 4 – контейнер-нагрівач (графіт МПГ-6), 5, 6 – ізоляційні циліндр та плита (ZrO₂), 7, 8 – опорна плита і обойма (сталь 35ХГСА), 9 – контактний диск-нагрівач (графіт МПГ-6).

В робочому стані нагрів зразка відбувається з постійною швидкістю (270 град./хв.) протягом 400 с до температури 2100 К, після чого триває витримка 400 с. До поверхні АВ верхньої опорної плити від пресу прикладене осьове зусилля σ_z величиною 100–500 МПа; між поверхнями АВ і ML опорних плит прикладена різниця значень електричного потенціалу, що забезпечує потрібний режим нагріву.

Для моделювання процесу електронагріву в розрахунковій області використовується система рівнянь квазістаціонарної електропровідності та нестационарної теплопровідності [17]

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

де $U = U(r, z, t)$, $T = T(r, z, t)$ – відповідно діюча величина електричного потенціалу і 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 є функціями температури і координат точки. Початкові і граничні умови для системи (1) задаються такими, як в [17].

Для моделювання ущільнення матеріалу зразка у випадку однонапрявленого – осьового навантаження – та для моделювання росту зерна використовуються відповідно рівняння [18]

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

$$\dot{G} = \frac{k_0 \exp\left(-\frac{Q_g}{RT}\right)}{G^r}, \quad (3)$$

де $\rho = \rho(r, z, t)$, $G = G(r, z, t)$ – відносна щільність матеріалу зразка і діаметр зерна в точці з координатами (r, z) в момент часу t , $\theta = 1 - \rho$ – відносна пористість зразка, $\dot{\rho}$ – швидкість ущільнення, σ_z – прикладений тиск (прикладене осьове напруження) в зразку, ϕ і ψ – нормалізований модуль зсуву і нормалізований модуль об'ємного стиску відповідно, k_0 – стала, Q_g – енергія активації росту зерна, r – показник степеня, T – абсолютна температура, R – універсальна газова стала, n – показник степеня, який відповідає певному механізму повзучості, K – коефіцієнт узгодження повзучості (creep consistency factor), який обчислюється за формулою

$$K(T, G) = \left(\frac{G}{G_0} \right)^2 \frac{1}{A_0^{\frac{1}{n}}} T^{\frac{1}{n}} \exp\left(\frac{Q_{cr}}{nRT}\right), \quad (4)$$

де Q_{cr} – енергія активації узагальненої повзучості матеріалу зразка, G_0 – початковий середній діаметр зерна, A_0 – множник Арреніуса [18]. Зазначимо, що рівняння (1) базується на моделі Скорохода–Олевського–Штерна ущільнення порошкових матеріалів. Система (2)–(3) доповнюється початковими значеннями щільності ρ_0 і розміру зерна G_0 :

$$\rho(r, z, 0) = \rho_0, \quad G(r, z, 0) = G_0. \quad (5)$$

В [18] детально описано модель (2)–(4). Теплофізичні властивості матеріалу зразка залежать також від відносної щільності ρ [17].

Модель, аналогічну (1)–(3), використовують автори статті [12] для моделювання SPS-спікання карбиду бору при тисках до 100 МПа.

Результати обчислень та їх обговорення

Нелінійні системи рівнянь (1)–(4) моделі електронагріву, ущільнення та росту зерна є взаємозв'язаними, оскільки властивості матеріалів елементів комірки залежать від температури, властивості матеріалу зразка залежать ще від відносної щільності, потужність джерел тепла $(\sigma(\nabla U)^2)$ залежить від електричного потенціалу, а праві частини рівнянь (2) і (3) залежать 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 і росту зерен задіяна лише для області зразка.

Обчислення проведено для таких значень параметрів моделі, що отримані у [18] при моделюванні ущільнення та росту зерна матеріалу зі складом 90 % V_4C + 10 % TiB_2 : $\rho_0 = 0,6$;

$G_0 = 3,15$ мкм, $n = 1$, $A_0 = 76,67$ К·Па⁻ⁿ·с⁻¹, $Q_{cr} = 324,3$ кДж/моль, $r = 2$, $k_0 = 1,5 \cdot 10^{-3}$ м³/с, $Q_G = 650$ кДж/моль; При цьому було використано експериментальні дані по спіканню цього матеріалу під тиском 250 МПа.

Для кожної схеми I і II комірки (рис. 1, а і б) технологічного вузла спочатку в результаті комп'ютерних експериментів було визначено режими електричної напруги $U = U(t)$ для реалізації процесу нагрівання зразка з постійною швидкістю до температури витримки близько 2100 К за 400 с та подальшої витримки при цій температурі протягом 400 с. Виявляється, що для схем I і II режими електричної напруги U є практично однаковими для реалізації вказаного процесу нагрівання.

1) Чисельні результати для схеми I комірки технологічного вузла

На рис. 2 подано режим електричної напруги (а) та зміну в часі температури в контрольних точках комірки технологічного вузла (б): в центрі бічної поверхні зразка (точка 1, рис. 1, в) – довгий штрих, в центрі торця зразка (точка 2, рис. 1, в) – короткий штрих, і на торці контактної циліндру із WC (точка 3, рис. 1, в) – суцільна лінія. З рис. 2 б видно, що при нагріванні перепад температури в зразку зростає до моменту 400 с – початку витримки, а під час витримки перепад температури поступово зменшується. Як бачимо, рівень температури в контактному циліндрі на стадії витримки стабілізується на значенні 1300 К, що нижче від температури термостійкості карбіду вольфраму WC [17], з якого виготовлено контактний циліндр (термостійкість – це рівень температури, вище якого матеріал стрімко втрачає міцність).

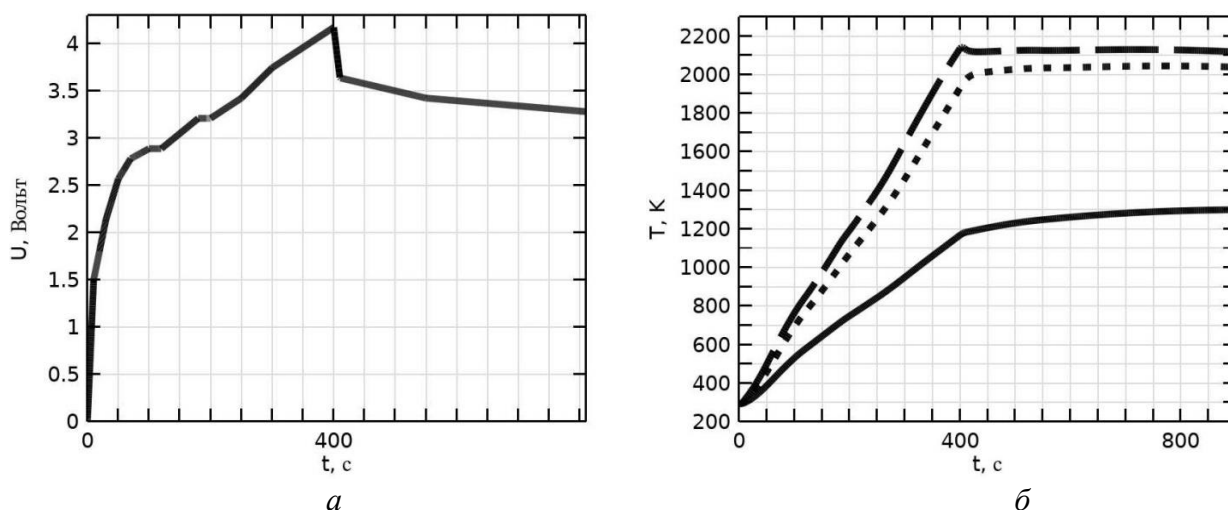


Рис. 2. Графік зміни в часі прикладеної до комірки електричної напруги (а) та обчислений розподіл температури в центрі бічної поверхні зразка (точка 1, рис. 1 в) – (довгий штрих), в центрі його торця (точка 2, рис. 1 в) – короткий штрих, і на торці пуансону (точка 3, рис. 1 в) – суцільна лінія

Картини температурного поля в усій розрахунковій області та в зразку в різні моменти часу наведено на рис. 3.

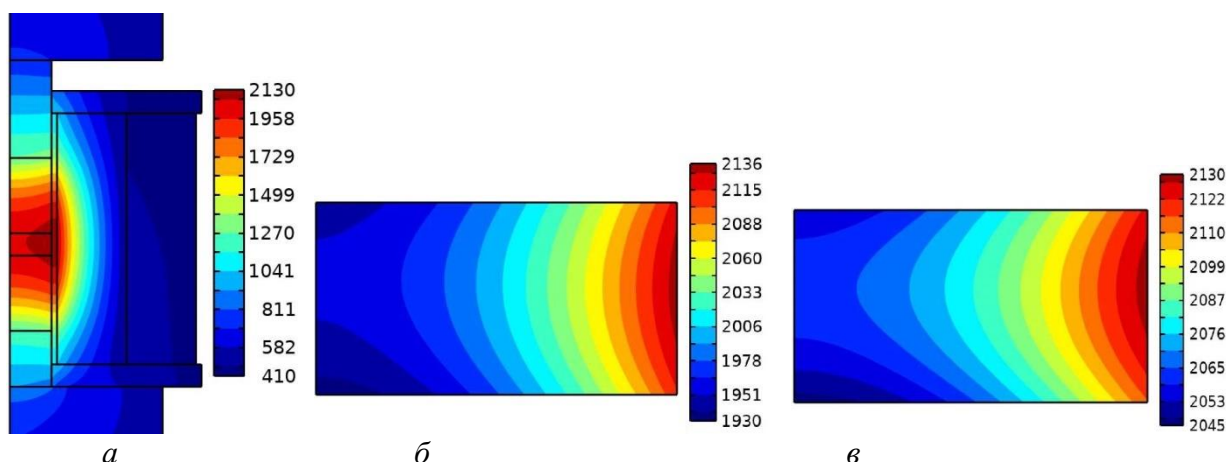


Рис. 3. Обчислений розподіл температури T, K в комірці під час витримки в момент часу 750 с (а); в зразку в момент 400 с – завершення нагріву і початку витримки (б) і на стадії витримки при $t = 750$ с (в).

Звідси видно, що зона високих температур локалізована біля зразка (рис. 3, а), перепад температури в ньому від початку витримки – 206 °С (рис. 3, б) більше ніж вдвічі зменшується до завершення витримки – 85 °С (рис. 3, в).

На рис. 4, а подано розподіл температури вздовж серединної лінії OG осьового перетину комірки (рис. 1, а), яка проходить через середину осьового перетину зразка та інші елементи комірки.

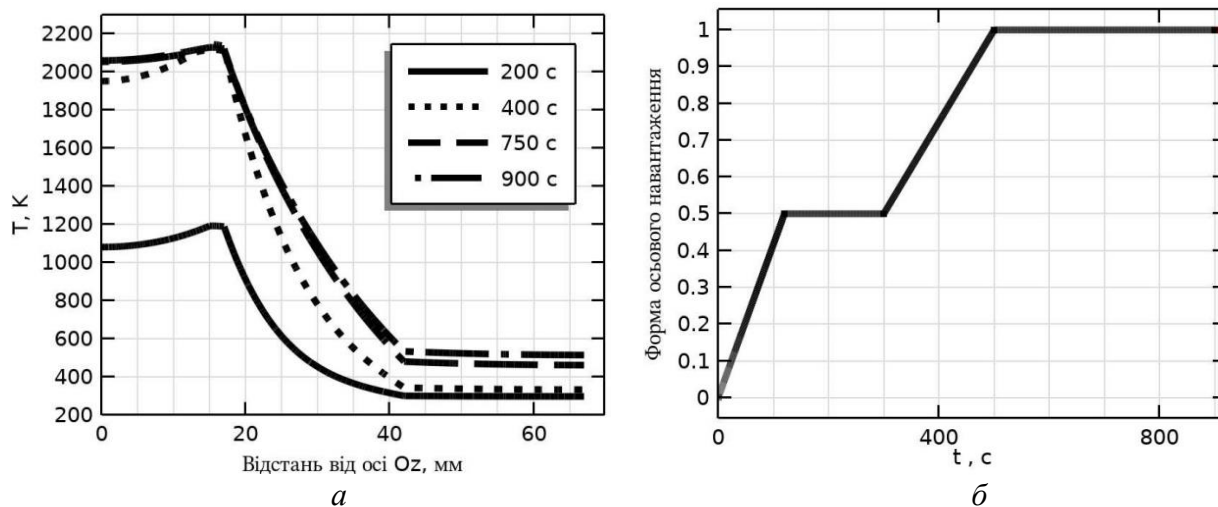


Рис. 4. Обчислений розподіл температури вздовж серединної лінії OG осьового перетину комірки (рис. 1) в різні моменти часу (а): 200 с – при нагріванні зразка з постійною швидкістю, 400 с – на початку витримки, 750 с – під час витримки і 900 с – при завершенні витримки; (б) – форма осьового навантаження зразка та силових елементів комірки.

Як видно з рис. 4, а, локалізація теплової енергії в комірці з плином часу зберігається, а рівень температури в сталевій обоймі на завершення витримки не перевищує 600 К, що також забезпечує її термостійкість. Отже, за допомогою комп'ютерної моделі можна контролювати та прогнозувати термостійкість термосилових елементів комірки. На рис. 4, б

зображено форму осьового навантаження $f_{\sigma}(t)$ на зразок в процесі спікання під тиском; величина осьового навантаження $\sigma_{zz}(t) = c_z f_{\sigma}(t)$, де c_z – величина тиску.

На рис. 5 наведено графіки зміни обчислених відносної щільності і діаметра зерна в точках 1 і 2 (рис. 1, а) зразка в процесі спікання при величині прикладеного тиску $c_z = 250$ МПа та режимі навантаження зразка, поданому на рис. 4, б.

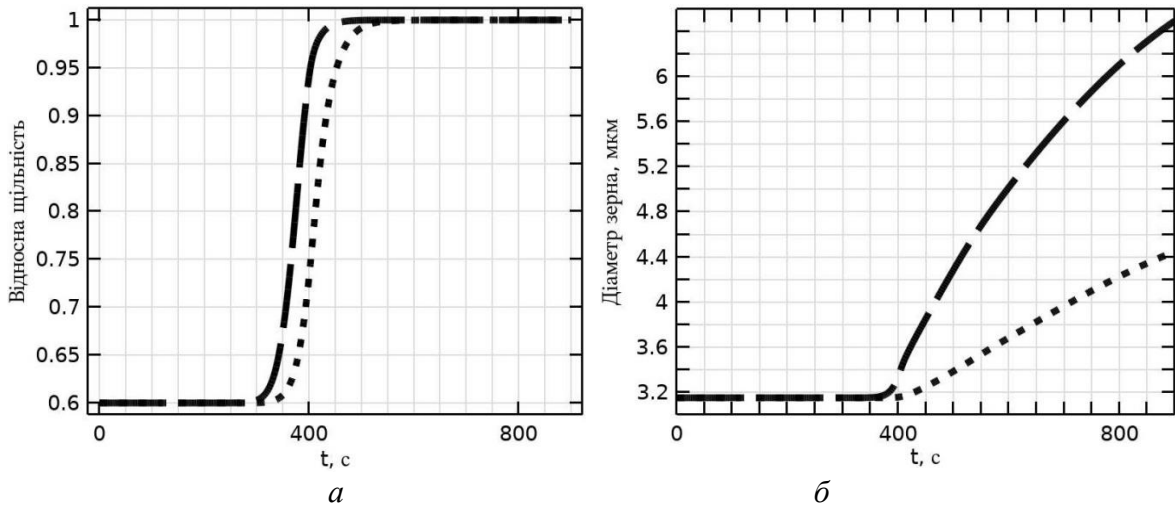


Рис. 5. Зміна в часі відносної щільності (а) та діаметру зерна (б) в процесі ВШСТ зразка в центрі бічної поверхні зразка (довгий штрих) та в центрі верхнього торця зразка (короткий штрих).

З рис. 5, а видно, що інтенсивне ущільнення зразка починається в момент часу 300 с, коли зразок нагрівається до температури 1600 К (рис. 2, б); завершується ущільнення зразка в момент 550 с, коли найменша температура в зразку стає 2030 К. Тобто, процес ущільнення всього зразка не є довготривалим і триває 250 с. Це в кілька разів менше порівняно із тривалістю ущільнення (> 500 с) при SPS-процесі [12]. Як бачимо з рис. 5, б, інтенсивний ріст зерна починається пізніше від початку інтенсивного ущільнення – в момент часу 375 с, коли зразок нагрівається до температури 2000 К. На момент закінчення ущільнення зразка розмір зерна зростає від початкового 3,15 до 3,90 мкм. Видно, що зі збільшенням тривалості витримки розмір зерна далі зростає, а також збільшується неоднорідність розподілу розмірів зерен.

Картини обчислених розподілів щільності та розмірів зерен в зразку зображені на рис. 6.

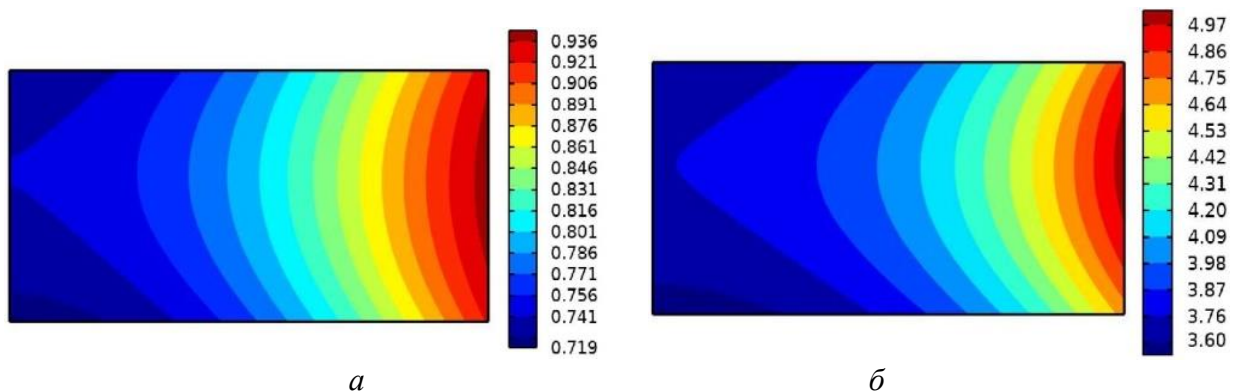


Рис. 6. Картини розподілів відносної щільності (а) у зразку в момент часу 400 с та розмірів зерен при $t = 600$ с.

З рис. 6 видно, що ці картини повторюють картину розподілу температури в зразку (рис. 3, б і в): найменші і найбільші величини щільності і розмірів зерна в зразку досягаються в зонах відповідно мінімальних і максимальних температур в ньому.

Як бачимо за результатами обчислень, неоднорідність температурного поля в зразку впливає на неоднорідність щільності та розмірів зерна структури його матеріалу. З рис. 5, а видно, що з продовженням витримки відбувається майже повне ущільнення матеріалу зразка, і зростання розміру зерна до 6 мкм в даному випадку не впливає на ущільнення. Однак, як видно з рис. 5, б, з продовженням витримки неоднорідність розмірів зерен не зменшується. Проте для зменшення неоднорідності розмірів зерен в зразку можна зменшити в ньому неоднорідність температурного поля. Це можна здійснити з використанням схеми II комірки технологічного вузла, що показано нижче.

2) Чисельні результати для схеми II комірки технологічного вузла

В контактних дисках-нагрівачах у схемі II комірки технологічного вузла в процесі ВШСТ діють додаткові джерела тепла на торцях зразка. В результаті температурне поле в ньому стає більш однорідним порівняно з використанням схеми I (рис. 7): перепад температури в зразку ΔT зменшується майже вдвічі – від 206 К до 107 К на момент 400 с, а на момент 750 с – від 85 К до 48 К (рис. 3, б, в і рис. 7, б, в). В зв'язку з цим суттєво зменшується перепад щільності $\Delta\rho$ та перепад розмірів зерен ΔG в зразку у відповідні моменти процесу спікання: $\Delta\rho$ – від 0,217 до 0,103 на момент 400 с, ΔG – від 1,37 до 0,92 мкм на момент 600 с (рис. 5 і 6 та рис. 8 і 9).

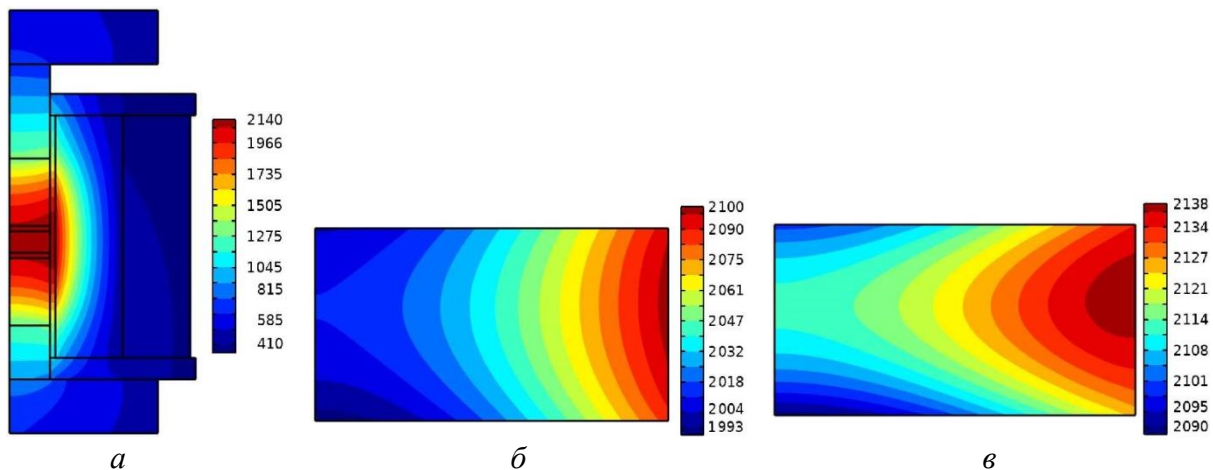


Рис. 7. Обчислений розподіл температури T , К в комірці (схема II рис. 1, б) під час витримки в момент часу 750 с (а); в зразку при $t = 400$ с – завершення нагріву і початку витримки (б) і на стадії витримки при $t = 750$ с (в)

Як видно з рис. 8, а, процес ущільнення всього зразка починається в момент часу 300 с і закінчується при $t = 450$ с, тобто триває 150 с, що на 100 с менше, ніж при використанні схеми I. Таким чином, суттєве зменшення неоднорідності температурного поля в зразку приводить також до суттєвого скорочення тривалості ущільнення всього зразка.

Отже, розроблена комп'ютерна модель електронагріву, ущільнення та росту зерна в процесі ВШСТ дає змогу: вибирати режим електричної напруги для забезпечення відповідного режиму нагріву зразка, прогнозувати температурне поле в робочій комірці технологічного вузла та щільність і розміри зерна структури матеріалу спечених зразків, контролювати та прогнозувати термостійкість термосилових елементів комірки.

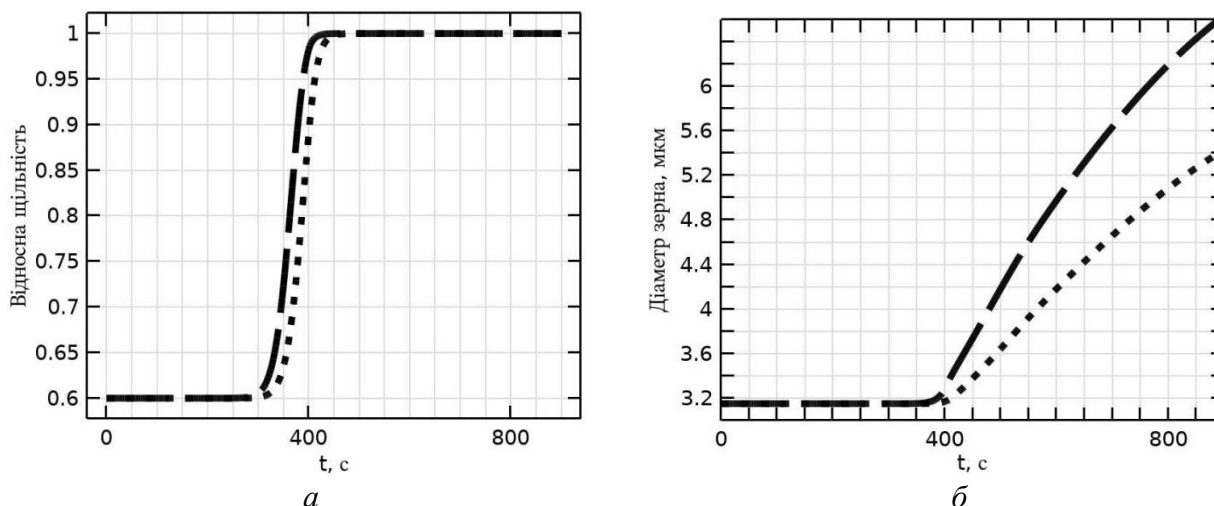


Рис. 8. Зміна в часі обчисленої щільності (а) та діаметру зерна (б) в процесі ВШСТ зразка в центрі його бічної поверхні (довгий штрих) та в центрі його верхнього торця (короткий штрих)

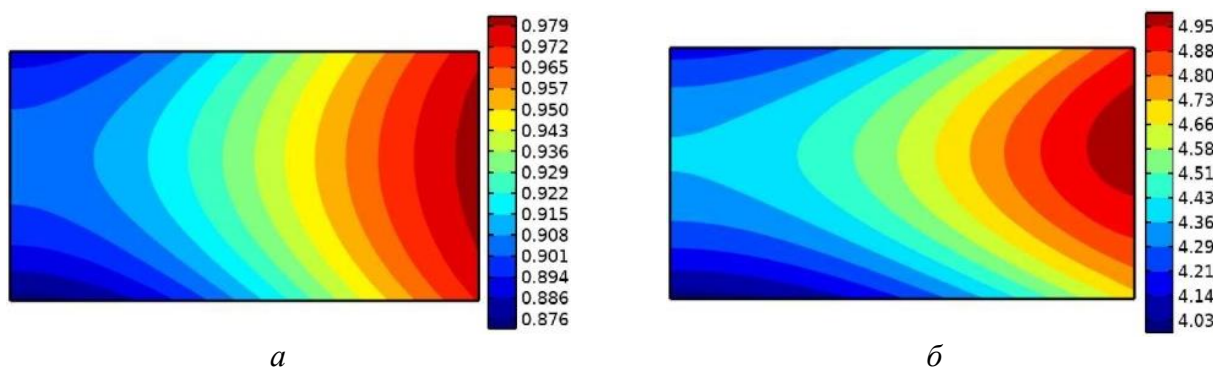


Рис. 9. Картини розподілу відносної щільності (а) у зразку в момент часу 400 с та розподілу розмірів зерен в момент часу 600 с (б)

Висновки

Виконано комп'ютерне моделювання електронагріву, ущільнення та росту зерен при високошвидкісному спіканні під тиском (ВШСТ) матеріалів на основі карбиду бору. Показано, що тривалість процесу ущільнення при ВШСТ в кілька разів менша порівняно із тривалістю ущільнення при SPS-процесі. Показано також, що при створенні додаткових джерел тепла на поверхнях зразка, що спікається, можна суттєво зменшити в ньому неоднорідність температурного поля і суттєво зменшити тривалість процесу ущільнення всього зразка, а також суттєво зменшити неоднорідність розподілу величини зерен структури спеченого зразка.

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

V. A. Dutka, A. L. Maystrenko, V. G. Kulych, O. S. Vasylchuk

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

**SIMULATION OF ELECTRICAL HEATING, DENSIFICATION
AND GRAIN GROWTH DURING HIGH-SPEED SINTERING
UNDER PRESSURE OF BORON CARBIDE-BASED MATERIALS**

Computer modeling of electroheating, densification, and grain growth during high-speed sintering under pressure (HSSP) of the boron carbide based materials was performed. The computer densification model is based on the Skorokhod–Olevsky–Stern theory of compaction of porous materials and takes into account the kinetics of grain growth during sintering. To determine the parameters of the model the results of experiments were used. According to the simulation results, it is shown that the duration of the densification process during HSSP is several times shorter compared to the duration of densification during SPS-process. In addition, it is shown that by creating additional heat sources on the surfaces of the sintering sample, it is possible to significantly reduce the inhomogeneity of the temperature field in it and the duration of the densification process of the entire sample. The computer model and simulation results can be used to predict physical fields in powder material sintering facilities and to study sintering processes.

Key words: boron carbide, sintering under pressure, electrical heating, densification, grain growth, modeling.

Література

1. Кислый П.С., Кузенкова М.А., Боднарук 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. 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.
4. Badica P., Grasso S., Borodianska H., Xie S.S., Li P., Tatarko P., Reece M.J., Sakka J., Vasylkiv 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.
5. 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.
6. 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.
7. 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.
8. 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.
9. Van Nguyen C., Sistla S. K., Van Kempen S., Giang N. A., Bezold A., Broeckman N. C., Lange F. A comparative study of different sintering models for Al₂O₃. *J. of the Ceramic Society of Japan*. 2016. Vol. 124, N 4. P. 301–312.
10. Rothe S., Kalabukhov S., Frage N. Hartmann S. Field assisted sintering technology. Part I: Experiments, constitutive modeling and parameter identification. *GAMM-Mitt*. 2016.

- Vol. 39, N. 2. P. 114–148.
11. Zhang, S.; Liu, W.; Wang, W.; Gao, Y.; Wang, A.; He, Q.; Bai, W.; Li, R. Numerical simulation of physical fields during spark plasma sintering of boron carbide. *Materials*. 2023. 16, 3967. <https://doi.org/10.3390/ma16113967>. (дата звернення: 05.08.2024).
 12. Grippi T., Torresani E., Maximenko A. L., Olevsky E. A. Spark plasma sintering of boron carbide (B_4C): 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>.
 13. Achenani Y., Cheddadi A., Saâdaoui M., Fantozzi G. Thermal-electrical-mechanical simulation of high pressure spark plasma sintering (hp-sps) process. *MATEC Web of Conferences* 286. 2019. 04002. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201928604002>.
 14. Niznanský M., Vanmeensel K., Vleugels J., Tyrpekl V., Vilemova M. Review on high-pressure spark plasma sintering and simulation of the impact of die/punch material combinations on the sample temperature homogeneity. *Open Ceramics*. 2023. Vol. 16, 100433. <https://doi.org/10.1016/j.oceram.2023.100433>.
 15. Shen Z., Johnsson M., Zhao Z., Nygren M. Spark plasma sintering of alumina. *Journal of the American Ceramic Society*. 2002. Vol. 85, N 8, P. 1921–1927.
 16. Kim B. N., Hiraga K., Grasso S., Morita k., Yoshida H., Zhang H., Sakka Y. High-pressure spark plasma sintering of MgO-doped transparent alumina. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2012. Vol. 120, N 3. P. 116–118.
 17. 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..
 18. 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.

Надійшла 10.10.24

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. 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.
4. 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.
5. 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.
6. 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.
7. Matovic, B., Maletaskic, J., Prikhna, T., et. al. (2021). Characterization of B_4C -SiC

- ceramic composites prepared by ultra-high pressure sintering. *Journal of the European Ceramic Society*, 41, 4755–4760.
8. Zavaliangos, A., Zhang, J., Krammer, M., & Groza, J. (2004). Temperature evolution during field activated sintering. *Mat. Sci. Eng. A*, 379, 218–228.
 9. Van Nguyen, C., Sistla, S. K., Van Kempen, et al. (2016). A comparative study of different sintering models for Al₂O₃. *J. of the Ceramic Society of Japan*, 124(4), 301–312.
 10. Rothe, S., Kalabukhov, S., Frage, N., & Hartmann, S. (2016). Field assisted sintering technology. Part I: Experiments, constitutive modeling and parameter identification. *GAMM-Mitt.*, 39(2), 114–148.
 11. Zhang, S., Liu, W., Wang, W, et. Al. (2023). Numerical Simulation of Physical Fields during Spark Plasma Sintering of Boron Carbide. *Materials*, 16, P. 18. 3967. <https://doi.org/10.3390/ma16113967>.
 12. 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>.
 13. Achenani, Y., Cheddadi, A., Saâdaoui, M., & Fantozzi, G. (2019). Thermal-Electrical-Mechanical Simulation of High Pressure Spark Plasma Sintering (HP-SPS) Process. *MATEC Web of Conferences* 286(04002), 3. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201928604002>. *CMM2019*.
 14. Niznanský, M., Vanmeensel, K., Vleugels, J., et. al. (2023). Review on high-pressure spark plasma sintering and simulation of the impact of die/punch material combinations on the sample temperature homogeneity. *Open Ceramics*, 16,100433. P. 16. <https://doi.org/10.1016/j.oceram.2023.100433>.
 15. Shen, Z., Johnsson, M., Zhao, Z., & Nygren, M. (2002). Spark Plasma Sintering of Alumina. *Journal of the American Ceramic Society*, 85(8), 1921–1927.
 16. Kim, B. N., Hiraga, K., Grasso, S., et. al. (2012). High-pressure spark plasma sintering of MgO-doped transparent alumina. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 120(3), 116–118.
 17. Dutka, V. A., Maystrenko, A. L., Kulych, V. G., & Vasylchuk, O. S. (2024). 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*, [in Ukrainian]. Accepted for publication.
 18. Dutka V. A., Maystrenko A. L., Kulych V. G., & Borymskyi O. I. (2024). Modeling the Densification of Boron Carbide Based Ceramic Materials under Flash Pressure Sintering. *Journal of Superhard Materials*, 46(5), 352–363.