

# Одержання, структура, властивості

УДК 669.018.25

Ю. Ю. Румянцева<sup>1,\*</sup>, Т. Польчик<sup>1</sup>, С. О. Лисовенко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Дослідницька мережа Лукашевич,

Краківський технологічний інститут, м. Краків, Польща

<sup>2</sup>Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

\*yrumianceva@gmail.com

## **Синтез магнезіїво-алюмінієвої шпінелі за високих температури та тиску в системах $Mg_2B_2O_5-Al$ , $MgO-Al_2O_3$ , $MgO-Al_2O_3-Al$**

*Досліджено можливість отримання  $MgAl_2O_4$  за високих температур і тисків для систем  $Mg_2B_2O_5-Al$ ,  $MgO-Al_2O_3$ ,  $MgO-Al_2O_3-Al$  методом НРНТ синтезу. Встановлено, що для системи  $Mg_2B_2O_5-Al$  найбільшу кількість  $MgAl_2O_4$  спостерігали за тиску 2 ГПа та температури 1600 °С. Подальше збільшення тиску та температури призводить до збільшення вмісту боромістких фаз. Для систем  $MgO-Al_2O_3$  та  $MgO-Al_2O_3-Al$ , так само, як і для системи  $Mg_2B_2O_5-Al$ , спостерігали зменшення вмісту фази  $MgAl_2O_4$  у разі підвищення тиску пресування, що вказує на те, що підвищення тиску для всіх систем пригнічує взаємодію вихідних компонентів. Додавання алюмінію як рідкофазної компоненти дозволило розширити інтервал тиску, в якому спостерігали утворення фази  $MgAl_2O_4$ , що вказує на перспективність застосування такого підходу з метою отримання  $MgAl_2O_4$  в майбутньому.*

**Ключові слова:** магнезіїво-алюмінієва шпінель, високий тиск, хімічна взаємодія, рідкофазне спікання.

Сучасна світова енергетична, економічна та політична ситуація вимагає пошуку нових оптично прозорих матеріалів з високою твердістю, термічною та хімічною стабільністю одночасно. Оксидні матеріали зі структурою шпінелі (наприклад, шпінель  $MgAl_2O_4$  або MAS) є таким класом матеріалів. Алюмомагнезіїва шпінель (АМШ)  $MgAl_2O_4$  є тугоплавким оксидним матеріалом з високою міцністю та твердістю (твердість наноструктурованої шпінельної кераміки може сягати 24–36 ГПа [1]), хімічною стабільністю, низькою електропровідністю та щільністю, високою температурою плавлення. Вона прозора у видимій та інфрачервоній областях довжин хвиль [2]. Завдяки цим властивостям АМШ є перспективним матеріалом для різних

застосувань. АМШ виділяється серед вогнетривких матеріалів своєю чудовою стійкістю до корозії та термічного удару [3]. Прозору кераміку з АМШ наразі використовують в якості бронематеріалу, матеріалу для виготовлення ІЧ прозорих вікон для ракетних пускових установок, прозорих куполів для ракет з ІЧ голівкою наведення, а також в системах нічного бачення [4].

Однак отримання  $MgAl_2O_4$  шпінелі є складним завданням, оскільки потребує взаємодії двох хімічно стабільних оксидів з високими температурами плавлення –  $MgO$  та  $Al_2O_3$  [1]. В [5] показано, що в системі  $MgO-Al_2O_3$  немає рідини нижче температури 2250 К. Механохімічний синтез, золь-гель метод, твердофазні реакції та інші методи є найбільш поширеними для отримання кераміки MAS за низького тиску [5].

У даній роботі досліджено можливості отримання шпінелі  $MgAl_2O_4$  за умов високотемпературного спікання під високим тиском (НРПТ) в системах  $Mg_2B_2O_5-Al$  та  $MgO-Al_2O_3$ . На можливість отримання  $MgAl_2O_4$  шпінелі в умовах високого тиску вказують результати порівняння молярних об'ємів кінцевого продукту та вихідних реагентів. Так, аналіз літературних даних [7] (табл. 1) показує, що мольний об'єм кінцевої фази  $MgAl_2O_4$  є меншим порівняно з сумою молярних об'ємів вихідних реагентів для обох вищезгаданих систем [8–11]. Це вказує на те, що застосування тиску може сприяти стабілізації  $MgAl_2O_4$ . В рамках даної роботи також було запропоновано додавати алюміній як легкоплавкий компонент з низькою (660 °С) температурою плавлення [11] для активації механізмів рідкофазного спікання (подібний підхід було використано для спікання композитів на основі cBN [12–14]), алмазів [15], GaN [16, 17]) та інших матеріалів).

**Таблиця 1. Властивості вихідних матеріалів**

Матеріал	Мольний об'єм, $см^3/моль$	Коефіцієнт теплового розширення, $10^{-6} \text{ } ^\circ C^{-1}$	$T_{пл}, \text{ } ^\circ C$	Густина, $г/см^3$	Ширина забороненої зони, eВ	Модуль Юнга, ГПа
$MgAl_2O_4$	39,78 [7]	8,65–9,05 (20–1200 К) [18–20]	2135 [21]	3,57 [18–21]	від 1,8 (для відпаленого) до 5,07 [22]	264,5–280,0 [18–20]
$MgO$	12 [8, 9]	11,8 [23]	2800 [24]	3,54–3,6	7,83 [25]	345 [26]
$Al_2O_3$	25,7–26 [10]	6–8 (за кімнатної температури), 8–9 (до 1000 °С) 7–8 (до 1500°С) [24]	2072 [28]	3,95	6,8 [29], 7,6 [30]	380 [29]
Al	10 [10]	22,2	660	2,7	провідник	70
$Mg_2B_2O_5$	48,78 Å <sup>3</sup> [11]	18 (вздовж волокна), 2 (поперек волокна)	–	3,08	–	264

## МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ

Як вихідні матеріали використовували порошки алюмінію та  $Al_2O_3$  (з розмірами частинок 5–15 мкм),  $MgO$  нанопорошок (марки 12N-0801) та мікроволокна  $Mg_2B_2O_5$  (діаметром 1–2 мкм і довжиною 50–200 мкм). Властивості вихідних матеріалів (див. табл. 1) було проаналізовано з метою коректного добору параметрів змішування та спікання. Вихідні порошки змішували в планетарному кульовому млині Fritch Pulverisette 6. Морфологію мікропорошків  $Mg_2B_2O_5$  та Al було досліджено за допомогою сканувального електронного мікроскопа Hitachi SU8010 Cold Field Emission (рис. 1). Морфологію

нанопорошків не було досліджено через занадто низьку роздільну здатність даного мікроскопа.

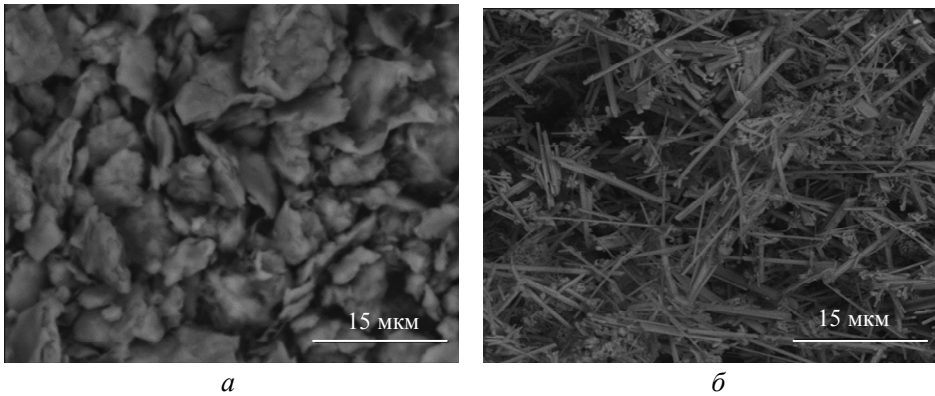


Рис. 1 Морфологія вихідних порошків алюмінію та мікрОВОЛОКОН борату магнію.

НРНТ спікання проводили в апараті тороїдного типу за різних значень тиску (2–7,7 ГПа) та температур (1600–2034°C). Таким способом було отримано дослідні зразки з діаметром 9,2 та висотою від 3,2 до 3,5 мм (діаметр зразку обумовлений діаметром графітового контейнеру, а висота – висотою засипки порошку та подальшою обробкою поверхні). Перед проведенням досліджень поверхню зразків шліфували та полірували алмазною пастою. Цю обробку було проведено з метою видалення поверхневого шару зразку, забрудненого графітом, що потрапляє вглиб спресованого компакту внаслідок контакту з графітовим контейнером-нагрівачем. Рентгеноструктурний аналіз проводили на приладі Panalytical Empyrean.

## РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Спочатку було проаналізовано результати дослідження системи  $Mg_2B_2O_5-Al$  (табл. 2, зразки 1–4). Встановлено, що найбільш перспективним діапазоном для отримання шпінелі є відносно низькі тиск (2 ГПа) і температура (1600 ГПа) (рис. 2). Відносно невелике (до 1900 °C) підвищення температури призвело до значної активізації термодифузійних процесів, в результаті чого утворюється багато проміжних фаз, утворення яких є більш сприятливим з термодинамічної точки зору, –  $AlB_2$ ,  $Mg_3B_2O_6$ ,  $Al_5BO_9$  та ін. Ця тенденція зберігається навіть за подальшого підвищення тиску до 5,6 і навіть 7,7 ГПа (збільшення якого повинно зменшити вільну енергію Гіббса і стабілізувати фази з меншим молекулярним об'ємом). Проте саме за тиску 7,7 ГПа пік фази  $MgAl_2O_4$  є найбільш вираженим порівняно з іншими фазами, що може свідчити про перспективність подальшого підвищення тиску для отримання зразків з переважаючою кількістю фази  $MgAl_2O_4$  в цій системі. Отримати зразки чистої шпінелі  $MgAl_2O_4$  в даній системі не вдається через присутність атомів бору, які входять до складу мікрОВОЛОКОН  $Mg_2B_2O_5$  і сприяють утворенню вищезгаданих боровмісних фаз ( $AlB_2$ ,  $Mg_3B_2O_6$ ,  $Al_5BO_9$  та ін.). Проте, отримані результати дозволили підтвердити гіпотезу про активацію рідкофазного спікання у разі додаванні алюмінію, внаслідок чого було вирішено розглянути наступні системи:  $MgO-Al_2O_3$  (див. табл. 2, зразки 5 і 6) і  $MgO-Al_2O_3-Al$  (див. табл. 2, зразки 7–9).

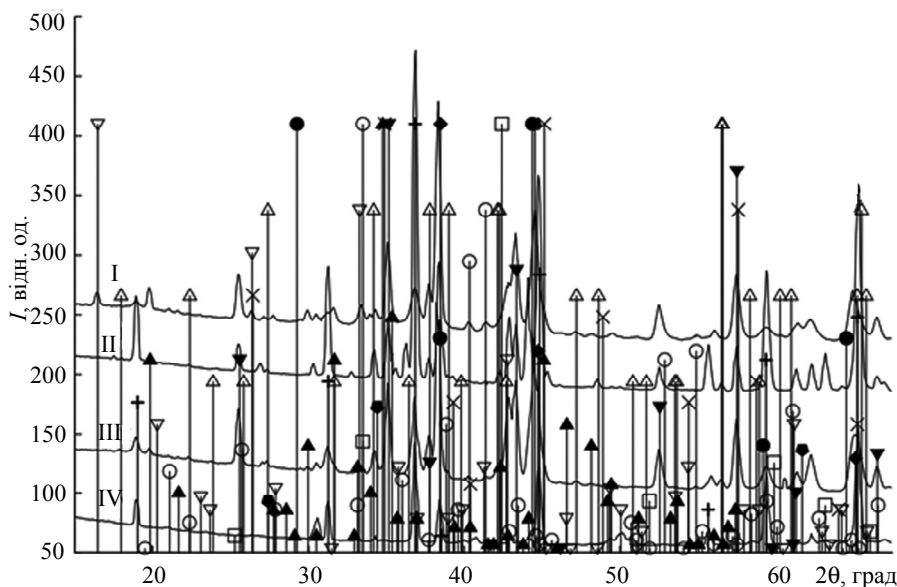


Рис. 2. Рентгенограми зразків  $Mg_2B_2O_5-Al$ , спечених за різних термобаричних параметрів: 1600 °C, 2 ГПа (I); 1900 °C, 5,6 ГПа (II); 1900 °C 2 ГПа (III); 2034 °C, 7 ГПа (IV);  $MgAl_2O_4$  (+),  $MgO$  (●),  $Mg_2B_2O_5$  (▲),  $\alpha-Al_2O_3$  (▼),  $Al$  (◆),  $AlB_2$  (●),  $AlBO_3$  (×),  $MgB_2$  (□),  $Mg_3B_2O_6$  (○),  $MgAlBO_4$  (Δ),  $Al_5BO_9$  (∇).

**Таблиця 2. Початковий і кінцевий фазовий склад та  $\rho$ ,  $T$ -параметри спікання зразків**

Зразок	Хімічний склад вихідних порошоків, % (за об'ємом)	$T$ , °C	$\rho$ , ГПа	Фазовий склад спеченого зразка, % (за об'ємом)
1	50 $Mg_2B_2O_5$ , 50 $Al$	1600	2	$MgAl_2O_4$ , $Al$ , $AlB_2$
2	50 $Mg_2B_2O_5$ , 50 $Al$	1900	2	$MgAl_2O_4$ , $Mg_2B_2O_5$ , $Al_2O_3$ , $AlB_2$ , $Mg_3B_2O_6$ , $Al_5BO_9$
3	50 $Mg_2B_2O_5$ , 50 $Al$	1900	5,6	$MgAl_2O_4$ , $Al_2O_3$ , $MgO$ , $Mg_3B_2O_6$ , $MgAlBO_4$
4	50 $Mg_2B_2O_5$ , 50 $Al$	2034	7,7	$MgAl_2O_4$ , $MgAlBO_4$ , $MgO$ , $Al_2O_3$ , $Al_5BO_9$ , $Al$ , $AlB_2$
5	50 $MgO$ , 50 $Al_2O_3$	1900	5,0	52 $Al_2O_3$ , 45 $MgO$ , 2 $Al$ (1 % – не розпізнано)
6	50 $MgO$ , 50 $Al_2O_3$	1900	6,7	97 $Al_2O_3$ , 1,3 $MgO$ , 1,7 $MgAl_2O_4$
7	41 $MgO$ , 41 $Al_2O_3$ , 18 $Al$	1900	5,0	5,6 $Al_2O_3$ , 3,5 $Al$ , 90,9 $MgAl_2O_4$
8	41 $MgO$ , 41 $Al_2O_3$ , 18 $Al$	1900	6,7	6,4 $Al_2O_3$ , 9,6 $Al$ , 84 $MgAl_2O_4$
9	41 $MgO$ , 41 $Al_2O_3$ , 18 $Al$	1900	7,5	9,4 $Al_2O_3$ , 10,6 $Al$ , 80 $MgAl_2O_4$

Отже, було досліджено вплив тиску пресування та наявності рідкої фази (алюмінію) на фазовий склад кінцевих композитів для зразків систем  $MgO-Al_2O_3-Al$  та  $MgO-Al_2O_3$  (рис. 3). Було обрано температуру спікання 1900 °C, оскільки, як було зазначено вище, відомо, що це температура твердофазної реакції між  $MgO$  та  $Al_2O_3$  за атмосферного тиску [5]. Водночас змінювали тиск пресування від 5,0 до 7,5 ГПа. Для зразків системи  $MgO-Al_2O_3$ , спечених за тиску 6,7 ГПа (див. табл. 2, зразок 6.), спостерігали аномально високий

вміст фази оксиду алюмінію. Найімовірніше, це пов'язано з перекриттям піків оксиду магнію внаслідок їхньої слабкої вираженості, через що вміст оксиду магнію для цього зразку є сильно заниженим. Для системи  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}$  спостерігали поступове зменшення вмісту  $\text{Al}_2\text{O}_3$  і  $\text{Al}$  та одночасне підвищення вмісту фази  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ , що вказує на те, що в даному інтервалі значень тиску реакція більш активно відбувається за нижчого тиску пресування. Підвищення тиску пригнічує утворення  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  для систем  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$  та  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}$  так само, як і для системи  $\text{Mg}_2\text{B}_2\text{O}_5-\text{Al}$ . Однак додавання алюмінію, як рідкофазної компоненти, дозволило як розширити інтервал утворення фази  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ , так і значно збільшити її вміст завдяки активації дифузійних процесів під час рідкофазного спікання.

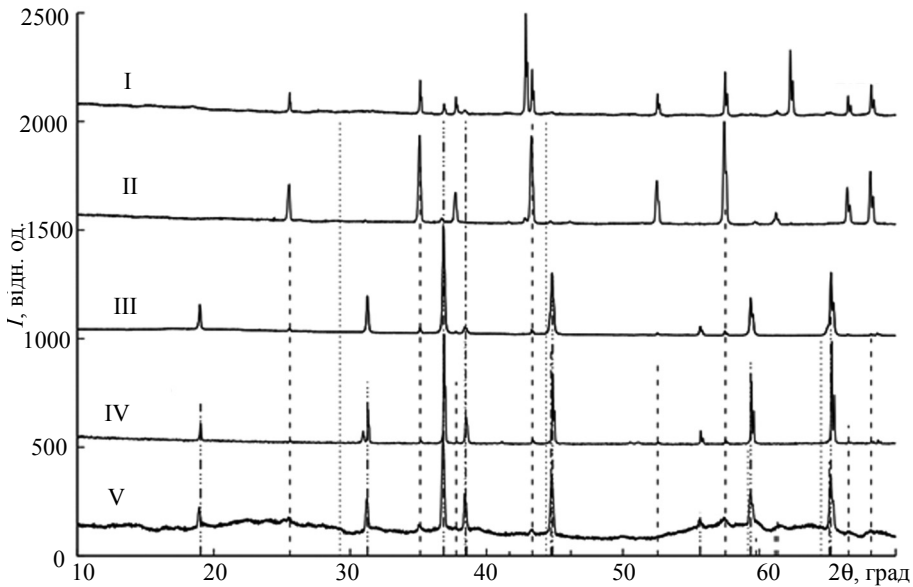


Рис. 3. Рентгенограми зразків  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}$  (I, II, III) та  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$  (IV, V), спечених за тиску 7 (I), 6.7 (II, IV), 5 (III, IV) ГПа:  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  (-·-·-),  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (- - -),  $\text{MgO}$  (····),  $\text{Al}$  (-·-·-).

## ВИСНОВКИ

Продемонстровано принципову можливість одержання фази  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  в умовах високих температури і тиску для систем  $\text{Mg}_2\text{B}_2\text{O}_5-\text{Al}$ ,  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}$ .

Незважаючи на пригнічення взаємодії вихідних компонентів з підвищенням тиску, додавання алюмінію як плавильного компонента дозволяє розширити термобаричний інтервал утворення  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  для системи  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3$  завдяки активації механізмів рідкофазного спікання. Це свідчить про перспективність запропонованого підходу для отримання  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  шпінелі методом НРНТ спікання в майбутньому.

Проте питання оптимізації технологічних параметрів, а також заміни алюмінію іншими матеріалами, що дозволять забезпечити отримання оптично прозорих зразків з мінімальною кількістю небажаних домішок, залишається відкритим.

## ФІНАНСУВАННЯ

Робота виконана за підтримки проекту 11/01-2022 “Перевірка можливості отримання фаз зі структурою перовскіту в системах  $\text{Mg}-\text{Al}-\text{O}$  і  $\text{Si}-\text{Al}-\text{O}-\text{N}$  за

допомогою методів SPS і HP-НТ синтезу”, що фінансується польським Міністерством науки та вищої освіти (реєстраційний номер 501-030).

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів.

Y. Y. Rumiantseva<sup>1</sup>, T. Polczyk<sup>1</sup>, S. O. Lysovenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Lukasiewicz Research Network – Krakow Institute of Technology,  
Krakow, Poland

<sup>2</sup>Bakul Institute for Superhard Materials,  
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine  
Synthesis of magnesium-aluminum spinel at high temperatures  
and pressures in Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Al, MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al  
systems

*The possibility of obtaining MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> at high temperatures and pressures for the systems Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Al, MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al by HPHT synthesis has been investigated. It was found that for the Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Al system, the maximum amount of MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> is observed at a pressure of 2 GPa and a temperature of 1600 °C. Further increases in pressure and temperature lead to an increase in the content of boron containing phases. For the MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al systems, as well as for the Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-Al system, a decrease in the content of the MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> phase was observed with increasing pressing pressure, indicating that for all systems increasing pressure suppresses the interaction of the initial components. Nevertheless, the addition of aluminium as a liquid phase component allowed to extend the pressure range at which the formation of the MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> phase is observed, indicating the prospects of using this approach to obtain MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> in the future.*

**Keywords:** magnesium aluminium spinel, high pressures, chemical interaction, liquid phase sintering.

1. Zhang J., Lu T., Chang X., Wei N., Qi J. Unique mechanical properties of nanostructured transparent MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> ceramics. *Nanoscale Res. Lett.* 2013. Vol. 8, art. 261.
2. Raj S.S., Gupta S. K., Grover V., Muthe K.P., Natarajan V., Tyagi A.K. MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> spinel: Synthesis, carbon incorporation and defect-induced luminescence. *J. Mol. Struct.* 2015. Vol. 1089. P. 81–85.
3. Ganesh I. A review on magnesium aluminate (MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) spinel: synthesis, processing and applications. *Int. Mater. Rev.* 2013. Vol. 58. P. 63–112
4. Mohan Ramisetty M., Sastri S., Kashalikar U., Goldman L.M., Nag N. Transparent polycrystalline cubic spinels protect and defend. *Am. Ceram. Soc. Bull.* 2013. Vol. 92, no. 2. P. 20–25.
5. Shi Z., Zhao Q., Guo B., Ji T., Wang H. A review on processing polycrystalline magnesium aluminate spinel (MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) Sintering techniques, material properties and machinability. *Material. Des.* 2020. Vol. 193, art. 108858.
6. Hallstedt B. Thermodynamic assessment of the system MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. *J. Am. Ceram. Soc.* 1992. Vol. 75, no 6. P. 1497–1507.
7. Hagiwara Y., Angel R.J., Yamamoto J., Alvaro M. Equation of state of spinel (MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>): constraints on self-consistent thermodynamic parameters and implications for elastic geobarometry of peridotites and chromitites. *Contrib. Mineral. Petrol.* 2022. Vol. 177, no 11, art. 108.
8. Jacobs M.H.G., Onk H.A.J. A realistic equation of state for solids. The high pressure and high temperature thermodynamic properties of MgO. *Calphad.* 2000. Vol. 24, no 2. P. 133–147.
9. Jacobs M.H.G., Onk H.A.J. A new equation of state based on Grover, Getting and Kennedy's empirical relation between volume and bulk modulus. The high-pressure thermodynamics of MgO. *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2000 Vol. 2, no. 11. P. 2641–2646.
10. Rumiantseva Y., Melnichuk I., Garashchenko V., Zaporozhets O., Turkevich V., Bushlya V. Influence of cBN content, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> additives and their morphology on microstructure, properties, and wear of PCBN with NbN binder. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, no 14. P. 22230–22238.

11. Zhao L., Ma G., Jin P., Li S. Hot deformation behaviors and processing of  $Mg_2B_2O_5$ /Al matrix composites prepared via powder metallurgy. *Mater. Res. Express* 2018. Vol. 5, no 11, art. 116521.
12. McKie A., Winzer J., Sigalas I., Herrmann M., Weiler L., Rödel J., Can N. Mechanical properties of cBN–Al composite materials. *Ceram. Int.* 2011. Vol. 37, no. 1. P. 1–8.
13. Rumiantseva Y.Y., Bushlya V.N., Turkevich V.Z. The Influence of SiC and  $Al_2O_3$  Whiskers on the properties of whisker-reinforced cBN-based composites. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41. P. 377–387.
14. Rumiantseva Y.Y., Lysovenko S.O., Turkevych V.Z., Klimchuk P.P., Bilyavina N.M., Bushlya V.M., Savchenko D.O., Klymenko S.A., Turkevych D.V. The role of microfibers and liquid aluminum in the reaction between boron nitride and tantalum nitride. *J. Superhard Mater.* 2023. Vol. 45. P. 415–417.
15. Bochechka O.O., Kushch O.V., Isonkin O.M., Petasyuk G.A., Chernienko O.I., Osipov O.S., Havrylova V.S., Borymskiy O.I., Rumiantseva Y.Y. Effect of the granular composition of diamond powder synthesized in the Mg–Zn–C system on the structure, physicomechanical properties, and performance characteristics of crystals sintered from it under high pressure. *J. Superhard Mater.* 2023. Vol. 45. P. 336–347.
16. Turkevych V.Z., Rumiantseva Y.Y., Sadova Y.I., Kushch O.V., Hladkyi I.O., Turkevych D.V. Thermodynamic calculations of the Fe–Ga–N melting diagram in the context of gallium nitride crystallization under high temperatures and pressures. *J. Superhard Mater.* 2022. Vol. 44. P. 73–78.
17. Turkevych V.Z., Rumiantseva Y.Y., Hnatenko I.O., Hladkyi I.O., Sadova Y.I. Thermodynamic calculation of Fe–N and Fe–Ga melting diagrams at pressures from 0.1 MPa to 7 GPa. *Prog. Phys. Met.* 2021. Vol. 22, no. 4. P. 531–538.
18. Shi Z., Zhao Q., Guo B., Ji T., Wang H. A review on processing polycrystalline magnesium aluminate spinel ( $MgAl_2O_4$ ) Sintering techniques, material properties and machinability. *Mater. Des.* 2020. Vol. 193, art. 108858.
19. Sutorik A.C., Gilde G., Swab J.J., Cooper C., Gamble R., Shanholtz E. The production of transparent  $MgAl_2O_4$  ceramic using calcined powder mixtures of  $Mg(OH)_2$  and  $\gamma-Al_2O_3$  or  $AlOOH$ . *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 2012. Vol. 9, no. 3. P. 575–587.
20. Gajdowski C., d'Elia R., Faderl N., Böhmler J., Lorgouilloux Y., Lemonnier S., Leriche A. Mechanical and optical properties of  $MgAl_2O_4$  ceramics and ballistic efficiency of spinel based armour. *Ceram. Int.* 2022. Vol. 48, no 13. P. 18199–18211.
21. Păcurariu C., Lazău I., Ecsedi Z., Lazău R., Barvinschi P., Mărginean G. New synthesis methods of  $MgAl_2O_4$  spinel. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2007. Vol. 27, nos. 2–3. P. 707–710.
22. Goswami B., Rani N., Vats R., Bhukkal C. Ahlawat R. Highly crystalline and narrow band-gap  $MgAl_2O_4$ : synthesis and characterization. *AIP Conf. Proc.* 2021. Vol. 2352, no. 1.
23. Reeber R.R., Goessel K., Wang K. Thermal expansion and molar volume of  $MgO$ , periclase. *Eur. J. Mineral.* 1995. Vol. 7. P. 1039–1047.
24. Ronchi C., Sheindlin M. Melting point of  $MgO$ . *J. Appl. Phys.* 2001. Vol. 90, no 7. P. 3325–3331.
25. Zhu W., Chen Y., Zou H., Shao C., Zhang L., Zu G., Ran X. Microstructure, mechanical and optical properties of  $MgAl_2O_4$ /  $MgAl_2O_4$  joints bonded using  $CaO-Al_2O_3-SiO_2$  glass filler. *J. Eur. Ceram.* 2022. Vol. 42, no. 6. P. 2994–3003.
26. Liu Z., Yu J., Li P., Wang X., Zhi Y., Chu X., Tang W. Band alignments of  $\beta-Ga_2O_3$  with  $MgO$ ,  $Al_2O_3$  and  $MgAl_2O_4$  measured by X-ray photoelectron spectroscopy. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2019. Vol. 52, no. 29, art. 295104.
27. Engberg C.J., Zehms E.M. Thermal expansion of  $Al_2O_3$ ,  $BeO$ ,  $MgO$ ,  $B_4C$ ,  $SiC$ , and  $TiC$  above  $1000^\circ C$ . *J. Am. Ceram. Soc.* 1959. Vol. 42, no. 6. P. 300–305.
28. Ali M.A., Moushira A.M., Xiaofeng L., Xu B., Jianrong Q. Structure, chemical durability, and melting properties of aluminosilicate glass. *J. Am. Ceram. Soc.* 2024. Vol. 107, no. 8.
29. Whitney E.D. Ceramic cutting tools: materials, development and performance. William Andrew, 2012. 384 p.
30. Filatova E.O., Konashuk A.S. Interpretation of the changing the band gap of  $Al_2O_3$  depending on its crystalline form: connection with different local symmetries. *J. Phys. Chem. C.* 2015. Vol. 119, no. 35. P. 20755–20761.

Надійшла до редакції 04.07.24

Після доопрацювання 22.07.24

Прийнята до опублікування 22.07.24