

Т. Б. Сербенюк^{1,*}, Т. О. Пріхна¹, В. Б. Свердун¹,
В. Є. Моціль¹, М. В. Карпець^{1,2}, А. А. Марченко¹,
В. В. Білорусець¹, С. П. Старик¹

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

²Національний технічний університет України

“Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського”,

м. Київ, Україна

*serbenuk@ukr.net

Дослідження структури та механічних властивостей композиційних керамічних матеріалів AlN–C–TiB₂

Досліджено особливості структуроутворення та механічні властивості композиційного керамічного матеріалу AlN–C–TiB₂ із вмістом 2 % (за масою) порошку алмазу та 13 % (за масою) TiB₂, призначеного для застосування в області вакуумної електроніки. Зразки композитів спікали методом гарячого пресування за температури 1900 °С та тиску 20 МПа. За допомогою структурних та рентгенофазових досліджень у структурі матеріалу виявлено фази AlN, Al₃(O, N)₄, TiB₂, TiC, Y₃Al₅O₁₂, C (графіт). Під час дослідження механічних властивостей встановлено, що твердість за Віккерсом досліджуваних композиційних матеріалів становить 12,5±0,44 ГПа за навантаження на індентор 9,8 Н. У разі збільшення навантаження на індентор до 49 Н відбувається утворення тріщин, а значення тріщинистійкості за такої умови становить 5,82±0,11 МПа·м^{0,5}.

Ключові слова: композиційний матеріал, AlN, порошок алмазу, TiB₂, механічні властивості, структура.

ВСТУП

Алюмонітридна кераміка, з огляду на особливі властивості нітриду алюмінію – високу (до 272 Вт/(м·К)) теплопровідність, термостійкість, діелектричні властивості та невисоку (3,23 г/см³) питому вагу, давно викликає інтерес для застосування в області вакуумної електроніки [1–4].

Композити, створені на базі діелектричного AlN з добавками, що характеризуються високою електропровідністю, наприклад, W, Mo, C [5–9], зазвичай відрізняються високими значеннями ϵ' та $\text{tg}\delta$, що є необхідною умовою для застосування даних матеріалів у вакуумних приладах. Як добавки до AlN можна використовувати компоненти з напівпровідними властивостями, серед них найпоширенішим є SiC [10–12]. Введення SiC до AlN здатне забезпечити значення ϵ' та $\text{tg}\delta$ кераміки на рівні 33–37 і 0,4–0,5 відповідно [12] та підвищити твердість до 14,47 ГПа [13].

Проте, додавання будь-яких компонентів до складу шихти на основі нітриду алюмінію та формування цих фаз або утворення нових у структурі матеріалу здатне впливати не тільки на зміну електродинамічних характеристик, а і на інші функціональні властивості. Як відомо, необхідний комплекс

властивостей для алюмонітридних матеріалів досягають за підвищеного (до 50 %) ¹ вмісту добавок-складових [8, 10, 14–15]. А за умови використання тугоплавких компонентів, через їхню погану здатність до спікання, можливе зниження щільності композитів [8, 10, 14]. Тому важливим фактором, що визначає придатність матеріалу до застосування, є досягнення високої щільності та достатнього рівня механічних властивостей, щоб матеріал мав змогу витримувати навантаження під час експлуатації приладу.

В даній роботі проведено дослідження структури та фазового складу, а також встановлено рівень механічних характеристик, зокрема твердості та тріщиностійкості нових композиційних керамічних матеріалів AlN–2C–13TiB₂, виготовлених методом гарячого пресування.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для отримання шихти використовували як основу порошкову суміш AlN і 4 % Y₂O₃, та порошки алмазу (2 %) і TiB₂ (13 %) як добавки. Після змішування вихідних компонентів у високоенергетичному планетарному активаторі тривалістю близько 6 хв проводили спікання блоків розмірами $D = 35$ мм, $h = 10$ мм на пресі гарячого пресування. Під час контролю процесу усадки завдяки зміни показників температури та тиску було отримано щільні композити AlN–2C–13TiB₂, температура спікання яких становила 1900 °C, а тиск – 20 МПа.

Дослідження структури та механічних властивостей консолидованих матеріалів проводили на попередньо полірованих зразках довжиною $l = 8$ мм, шириною $k = 8$ мм і висотою $h = 1$ мм, які були вирізані зі спечених блоків діаметром $D = 35$ мм та висотою $h = 10$ мм.

Для визначення ваги композиційних матеріалів зразки зважували гідростатичним методом, а за допомогою формули, що містила дані про вагу зразків, як на повітрі, так і у воді, визначали щільність матеріалів.

Структуру і розподіл основних фаз та елементів у структурі композитів досліджували на зразках композитів з попередньо нанесеним тонким шаром Au. Для структурних досліджень використовували сканувальний електронний мікроскоп Zeiss EVO 50 XVP (“Carl Zeiss”, Німеччина) з високочутливим 4-квadrантним фазовим CZ BSD-детектором. Для чіткого уявлення про особливості структуроутворення композитів проводили дослідження за збільшення зображення до 1000-кратного розміру. Дифрактограми, отримані за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV (“Rigaku”, Японія), уточнювали методом Рітвельда [16]. У результаті проведеного аналізу отримували дані з кількісного складу та періодів кристалічних ґраток фаз у структурі матеріалу. Рентгенофазові дослідження проводили з випромінюванням CuK α ($\lambda = 1,54184$ Å), з кутом 2θ від 23° до 68°, кроком сканування 0,05° і тривалістю 2–4 с на крок [10].

Вимірювання твердості за Віккерсом зразків композитів з полірованою поверхнею проводили за допомогою мікротвердоміра FALCON 500 під навантаженням на індентор 9,8, 49 та 98 Н. Для визначення твердості використовували загальновідому методику, описану в [17]. Для розрахунку тріщиностійкості за формулою Еванса-Чарльза [18] попередньо вимірювали розміри радіальних тріщин, що виходять з кутів відбитка піраміди.

РЕЗУЛЬТАТИ

Композиційні керамічні матеріали AlN–C–TiB₂, з поганою здатністю до спікання компонентів шихти – C та TiB₂ [8, 19], характеризуються високою

¹ Тут і далі склад матеріалів приведено в % (за об’ємом), якщо не вказано інше.

щільністю – 3,39 г/см³. Розрахована пористість зразків матеріалів становила менше 1 %. Як показали результати рентгенівських досліджень, структура композитів містила фази AlN, Al₃(O, N)₄, TiB₂, Y₃Al₅O₁₂, C (графіт), TiC (рис. 1). Кількісний склад виявлених фаз, а також періоди їхніх кристалічних ґраток представлено в табл. 1.

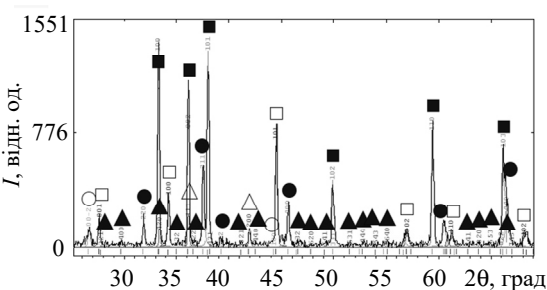


Рис. 1. Рентгенограма зразка композиційного матеріалу AIN–2C–13TiB₂ з вихідною концентрацією порошку: AlN (■), Al₃(O, N)₄ (●), TiB₂ (□), Y₃Al₅O₁₂ (▲), C (○), TiC (Δ).

Таблиця 1. Склад композита AIN–C–TiB₂ та періоди кристалічних ґраток фаз-складових

Фаза	Вміст, %	Період кристалічної ґратки, нм	
		a	c
AlN	60,84	0,31119	0,49764
Al ₃ (O, N) ₄	25,50	0,79549	–
TiB ₂	8,74	0,30278	0,32318
TiC	3,14	0,43098	–
Y ₃ Al ₅ O ₁₂	1,48	1,20160	–
C	0,30	0,23612	0,66975

Результати проведених досліджень вказують на те, що AlN виступає матричною фазою, а його вміст у структурі композита становить 60,84 %. Водночас, відмічено утворення 25,5 % фази Al₃(O, N)₄ (див. табл. 1) внаслідок дифузії кисню в ґратку нітриду алюмінію. Вміст фази TiB₂ зменшився до 8,74 % порівняно з вихідною концентрацією 13 % порошку TiB₂, проте через дифузію легких елементів спостерігали нову фазу у структурі матеріалу – 3,14 % TiC. Присутність фази алюмоітрієвого гранату – Y₃Al₅O₁₂ у структурі композита – це результат взаємодії Y₂O₃ та AlN. Параметри ґратки фази C вказують на те, що відбулася графітизація алмазного порошку, в результаті чого, ймовірно, він частково дифундував, це впливає зі зменшення вмісту C у композиті до 0,30 % (див. табл. 1).

Для порівняння вигляду та розташування фаз у структурі наведено мікроструктуру композита AIN–4Y₂O₃ (рис. 2, а), виготовленого лише з 4 % Y₂O₃ (вміст фази AlN у структурі становить 83,1 % [20]), а також мікроструктуру композита AIN–2C–13TiB₂ (рис. 2, б). На представлених зображеннях мікроструктури обох композитів (див. рис. 2 та 3, а) матрична фаза AlN має темно-сірий колір, що підтверджує розташування Al і N на картах розподілу елементів (див. рис. 3, б, в). Алюмооксинітридна фаза на зображеннях структури обох матеріалів виглядає сіро-білими розмитими областями (див. рис. 2, а, б, рис. 3, а), на картах розподілу елементи Al, N та O

знаходяться в однакових зонах (див. рис. 3, б, в, є). Вміст алюмооксидно-карбидної фази у структурі композита AlN дещо менший, ніж у композита AlN–2C–13TiB₂ і становить 16,9 % [20], на знімках мікроструктур це також відображено.

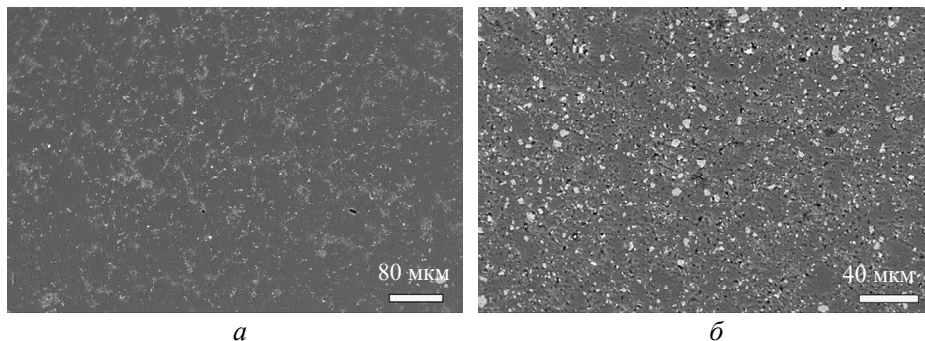


Рис. 2. Зображення мікроструктури композиційних матеріалів AlN–4Y₂O₃ (а) та AlN–2C–13TiB₂ (б), виготовлених методом гарячого пресування.

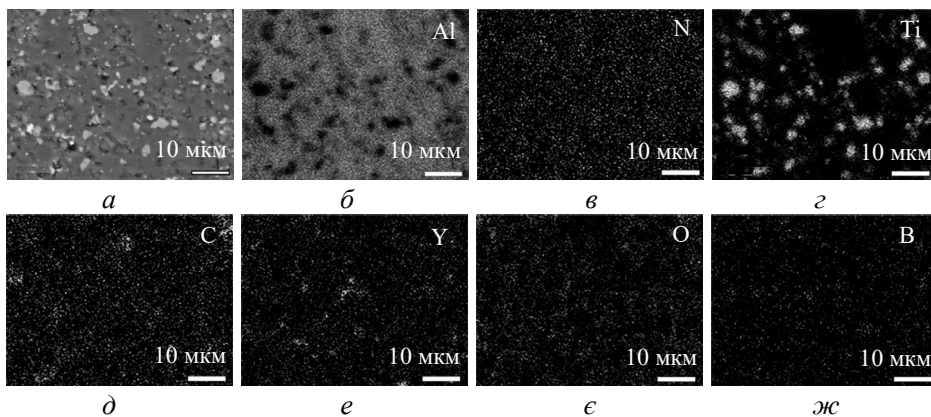


Рис. 3. Мікроструктура (а) та карти розподілу елементів Al (б), N (в), Ti (г), C (д), Y (е), O (є), B (ж) у структурі композитного керамічного матеріалу AlN–2C–13TiB₂.

Проте, на зображенні структури композита AlN–2C–13TiB₂ можна відмітити присутність більшої кількості фаз, сформованих завдяки введенню добавкам. Зокрема фази TiB₂ та TiC мають вигляд білих сфер (див. рис. 2, б), на що вказує розподіл Ti (див. рис. 3, г), фаза C виявлена у вигляді окремих чорних включень (див. рис. 2, б, рис. 3, а, д), а фаза Y₃Al₅O₁₂ – це білі видовжені прошарки (див. рис. 2, б, рис. 3, а), це підтверджує розподіл елементів Al, Y, O у структурі композита (рис. 3, б, е, є).

Під час дослідження твердості композитів AlN–2C–13TiB₂ використовували піраміду Віккерса, відбиток якої за навантаження 9,8 Н представлено на рис. 4, а, водночас для розрахунку тріщиностійкості матеріалів проводили вимірювання радіальних тріщин (границі тріщин обмежено білими лініями), що утворилися під навантаженням 49 Н на індентор (рис. 4, б).

Відомо, що матеріали з вмістом TiB₂, Al₃(O,N)₄, TiC, C мають високі механічні характеристики [8, 21–23], тому часто такі кераміки створюють та досліджують для інструментального призначення, як, наприклад, матеріал SiC–15 % (за об'ємом) TiB₂, що має твердість 26 ГПа (див. табл. 2, зразок 5) [21].

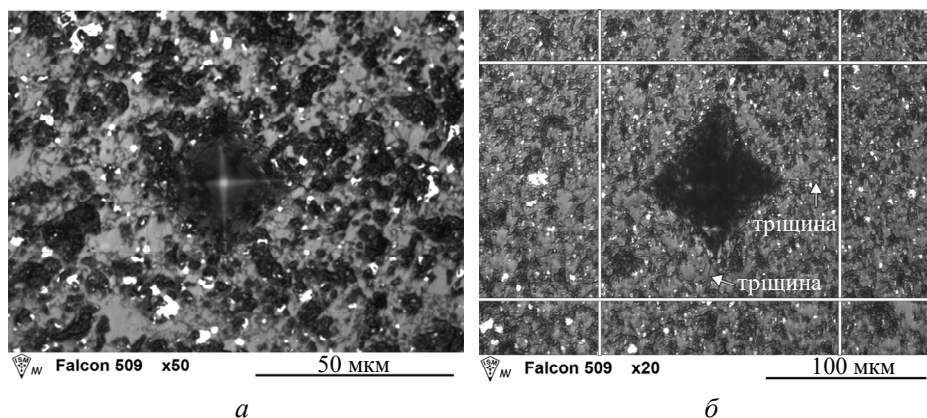


Рис. 4. Зображення відбитка піраміди у зразку композита AlN-C-TiB_2 під час вимірювання твердості за навантаження на індентор 9,8 Н (а) та тріщин, що виходять з відбитка піраміди за навантаження на індентор 49 Н (б).

У [24] було встановлено, що збільшення (від 10 до 50 %) вмісту TiB_2 у AlN впливає на зростання твердості (від 11,2 до 15,0 ГПа) та тріщиностійкості (від 3,6 до 5,6 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$). Тенденція до зростання рівня твердості і тріщиностійкості відмічена і для композиційних матеріалів AlN-2C-13TiB_2 .

Як показали результати досліджень, значення HV зразків композитів AlN-2C-13TiB_2 за навантаження 9,8 Н становило $12,5\pm 0,44$ ГПа (табл. 2, зразок 2), що є непоганим показником, оскільки кераміка з більшим вмістом TiB_2 , а саме $70(\text{AlN-3Al}_2\text{O}_3)\text{-30TiB}_2$ має не набагато вищу твердість – 15,5 ГПа [25] (табл. 2, зразок 4). Також, матеріал AlN-2C-13TiB_2 не поступається рівнем твердості і раніше створеному авторами композиту AlN-2PA-13ZrB_2 [26] (табл. 2, зразок 5).

Таблиця 2. Властивості композиційних матеріалів на основі AlN

Зразок	Склад шихти, %	Щільність зразка, г/см^3	Навантаження на індентор Віккерса, Н	Твердість HV , ГПа	Тріщиностійкість K_{Ic} , $\text{МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$
1	AlN	3,24 [20]	9,8 [26]	$13,32\pm 1,42$	$4,77\pm 0,42$
			49 [26]	$11,34\pm 0,7$	$4,72\pm 1,19$
			98	$13,23\pm 1,21$	$3,93\pm 0,52$
2	AlN-2PA-13TiB_2	3,39	9,8	$12,5\pm 0,44$	–
			49	$10,85\pm 0,05$	$5,82\pm 0,11$
			98	$11,12\pm 0,25$	$4,99\pm 0,29$
3	AlN-2PA-13ZrB_2	3,52 [26]	9,8 [26]	$12,18\pm 0,30$	–
			49 [26]	$11,41\pm 0,15$	$6,36\pm 0,51$
			98	$10,73\pm 0,08$	$6,21\pm 0,10$
4	$70(\text{AlN-3Al}_2\text{O}_3)\text{-30TiB}_2$ [25]	–	–	15,5	7,0
5	$\text{SiC-15 \% (за об'ємом) TiB}_2$ [21]	–	–	26	3,1–4,3

Підвищення навантаження на індентор до 49 Н призвело до утворення радіальних тріщин (рис. 4, б), а тріщиностійкість композитів за такої умови становила $5,82\pm 0,11$ $\text{МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$ (див. табл. 2, зразок 2). Як видно з табл. 2, зразок 2, за подальшого підвищення навантаження до 98 Н знижується K_{Ic} мате-

ріалу до $4,99 \pm 0,29$ МПа·м^{0.5}. Характерне зниження K_{Ic} за більшого тиску відмічене і для композитів з вмістом 13 % ZrB₂ (див. табл. 2, зразок 3) та для кераміки AlN без добавок (див. табл. 2, зразок 1). Проте, для композита AlN–2C–13TiB₂ у порівнянні з керамікою, виготовленою на базі AlN без додаткових компонентів можна відмітити вищі значення HV та K_{Ic} матеріалу за навантажень 49 і 98 Н відповідно (див. табл. 2, зразки 1, 2).

Варто зауважити, що введення у шихту на основі нітриду алюмінію порошоків TiB₂ та C, з утворенням таких же фаз у структурі матеріалу, а також за умови формування нових міцних фаз – Al₃(O,N)₄ та TiC, вплинуло на підвищення механічних характеристик композита на основі AlN, а їхній рівень достатній, щоб забезпечити надійну роботу приладів під час експлуатації.

ВИСНОВКИ

В результаті проведених досліджень встановлено, що у структурі композиційних керамічних матеріалів AlN–2C–13TiB₂ зі щільністю 3,39 г/см³, виготовлених методом гарячого пресування, містяться фази AlN, Al₃(O, N)₄, TiB₂, TiC, Y₃Al₅O₁₂, C. Значення HV даних матеріалів за навантаження 9,8 Н на індентор становить $12,5 \pm 0,44$ ГПа, а найвище значення $K_{Ic} = 5,82 \pm 0,11$ МПа·м^{0.5} спостерігали за навантаження 49 Н на індентор.

ФІНАНСУВАННЯ

Дослідження мали фінансування в рамках бюджетної теми (III-5-25) 0790 “Дослідження процесів синтезу композиційних матеріалів на основі AlN та МАХ-фаз системи Ti–Al–C з високою здатністю до поглинання мікрохвильового випромінювання” РК 0125U000041.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори роботи заявляють, що не мають конфлікту інтересів.

T. B. Serbeniuk¹, T. O. Prikhna¹, V. B. Sverdun¹, V. E. Moshchil¹,
M. V. Karpets^{1,2}, A. A. Marchenko¹, V. V. Bilorusets¹, S. P. Starik¹

¹Bakul Institute for Superhard Materials,
National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

²National Technical University of Ukraine
“Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, Ukraine

The research on the structure and mechanical properties
of the composite ceramic materials AlN–C–TiB₂

The structural features and mechanical properties of the composite ceramic material AlN–C–TiB₂ with a content of 2 wt % of diamond powder and 13 wt % of TiB₂ intended for use in the field of vacuum electronics were investigated. The composite samples were sintered by a hot pressing at a temperature 1900 °C and a pressure of 20 MPa. During structural and X-ray phase studies, the following phases were detected in the structure of the material: AlN, Al₃(O, N)₄, TiB₂, TiC, Y₃Al₅O₁₂, C (graphite). As a result of determining the mechanical properties, it was found that the Vickers hardness of the studied composite materials is 12.5 ± 0.44 GPa at a load on the indenter of 9.8 N. When the load on the indenter increases to 49 N, cracks form, and the value of the fracture toughness is 5.82 ± 0.11 MPa·m^{0.5}.

Keywords: composite material, AlN, diamond powder, TiB₂, mechanical properties, structure.

1. Nakano H., Watari K., Hayashi H., Urabe K. Microstructural characterization of high-thermal-conductivity aluminum nitride ceramic. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2002. Vol. 85, no. 12. P. 3093–3095. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2002.tb00587.x>

2. Liu J., Yuan Y., Ren Z., Tan Q., Xiong J. High-temperature dielectric properties of aluminum nitride ceramic for wireless passive sensing applications. *Sensors*. 2015. Vol. 15. P. 22660–22671. DOI: 10.3390/s150922660
3. Calame J.P., Garven M., Lobas D., Myers R.E., Wood F., Abe D. Broadband microwave and W-band characterization of BeO–SiC and AlN-based lossy dielectric composites for vacuum electronics. *Int. Vacuum Electron Sources Held in Monterey, California*, 25–27 April, 2006. P. 37–38. DOI: 10.1109/IVELEC.2006.1666172
4. Calame J.P., Abe D.K. Applications of advanced materials technologies to vacuum electronic devices. *Proc. IEEE*. 1999. Vol. 87, no. 5. P. 840–864. DOI: 10.1109/5.757257
5. Wang J., Jia X., Jia Ch., Dong G., Zhang Yu., Jia L. Dielectric properties of spark plasma sintering AlN–W composite ceramics. *Rare Metals*. 2011. Vol. 30. P. 633–638. DOI: 10.1007/s12598-011-0441-z
6. Chasnyk V.I., Fesenko I.P., Kaidash O.M., Kushch V.I., Zakharchuk G.P. Theoretical and experimental estimations of the dielectric permittivity of AlN–Mo pressureless sintered composites at the frequencies of 3.2–10.0 GHz. *J. Superhard Mater.* 2017. Vol. 39. P. 230–242. <https://doi.org/10.3103/S1063457617040037>
7. Chen D., Chen G., Deng M., Wang H., Huang Zh., Qi J., Lu T. Fabrication and mechanical properties of multi-walled carbon nanotubes doped AlN ceramics prepared by spark plasma sintering. *Ceram. Int.* 2022. Vol. 48, no. 4. P. 4505–4511. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.10.236>
8. Fang X., Jiang L., Pan L., Yin S., Qiu T., Yang J. High-thermally conductive AlN-based microwave attenuating composite ceramics with spherical graphite as attenuating agent. *J. Adv. Cer.* 2021. Vol. 10. P. 301–319. <https://doi.org/10.1007/s40145-020-0441-2>
9. Fang X., Pan L., Yin S., Chen H., Qiu T., Yang J. Spherical glassy carbon/AlN microwave attenuating composite ceramics with high thermal conductivity and strong attenuation. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, no. 13. P. 21505–21516. DOI: 10.1016/j.ceramint.2020.05.252.
10. Prikhna T.O., Serbenyuk T.B., Sverdun V.B., Chasnyk V.I., Karpets M.V., Basyuk T.V., Dellikh J. Formation regularities of structures of AlN–SiC-based ceramic materials. *J. Superhard Mater.* 2015. Vol 37, no. 5. P. 293–299. DOI: 10.3103/S1063457615050019
11. Kobayashi R., Tatami J., Wakihara T., Meguro T., Komeya K. Electrical properties of AlN–SiC ceramics. *Key Eng. Mater.* 2006. Vols. 317–318. P. 641–644. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.317-318.641>
12. Gu J., Sang L., Pan B., Feng Yo., Yang J., Li X. Thermal conductivity and high-frequency dielectric properties of pressureless sintered SiC–AlN multiphase ceramics. *Materials*. 2018. Vol. 11. P. 969. DOI: 10.3390/ma11060969
13. Lee J., Kim M., Park S., Kim S.-G., Kwon J., Kwak Y., Cho J. Static and dynamic mechanical properties of aluminum nitride-silicon carbide whisker composites. *J. Alloys Compds.* 2024. Vol. 1009. P. 176936. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.176936
14. Tangen I.-L., Yu Y.D., Grande T., Hoier R., Einarsrud M.-A. Preparation and characterization of aluminium nitride–titanium nitride composites. *J. Europ. Ceram. Soc.* 2004. Vol. 24. P. 2169–2179. DOI: 10.1016/S0955-2219(03)00367-4
15. Khan A. A., Labbe J. C. Aluminum nitride-molybdenum ceramic matrix composites: influence of molybdenum addition on electrical, mechanical and thermal properties. *J. Eur. Ceram. Soc.* 1997. Vol. 17. P. 1885–1890. <https://doi.org/10.1023/A:1018636025842>
16. McCusker L.B., Von Dreele R.B., Cox D.E., Louer D., Scardi P. Rietveld refinement guidelines. *J. Appl. Cryst.* 1999. Vol. 32, no. 1. P. 36–50. DOI: 10.1107/S0021889898009856
17. International Standard ISO 6507-1:2023. Metallic materials – Vickers hardness test. Part 1: Test method. Edition 5. 2023.
18. Evans A.G., Charles E.A. Fracture toughness determination by indentation. *J. Am. Ceram. Soc.* 1976. Vol. 59. P. 371–372. <http://dx.doi.org/10.1111/j.1151-2916.1976.tb10991.x>
19. Park J.H., Koh Y.H., Kim H.E., Hwang Ch.S., Kang E.S. Densification and mechanical properties of titanium diboride with silicon nitride as a sintering aid. *J. Am. Ceram. Soc.* 2004. Vol. 52, no. 11. P. 3037–3042. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1999.tb02199.x
20. Serbeniuk T.B., Prikhna T.O., Baglyuk G.A., Kalenyuk O.A., Futimsky S.I., Shapovalov A.P., Sverdun V.B., Karpets M.V., Moshchil V.E., Kasatkin O.L., Büchner B., Kluge R., Marchenko A.A. Influence of the concentration and type of additives on the structure and electromagnetic properties of AlN-based composites. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2024. Vol. 63. P. 194–206. DOI: 10.1007/s11106-025-00451-x

21. King D.S., Fahrenholtz W.G., Hilmas G.E. Microstructural effects on the mechanical properties of SiC – 15 vol% TiB₂ particulate-reinforced ceramic composites. *J. Am. Ceram. Soc.* 2013. Vol. 96, no. 2. P. 577–583. DOI: 10.1111/jace.12091
22. Mukhopadhyay A., Rajua G.B., Basua B., Suri A.K. Correlation between phase evolution, mechanical properties and instrumented indentation response of TiB₂-based ceramics. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2009. Vol. 29, no. 3. P. 505–516. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2008.06.030>
23. Willems H.X., Van Hal P.F., Metselaar R. Mechanical properties of γ -aluminium oxynitride. *J. Mater. Sci.* 1993. Vol. 28. P. 6185–6189. <https://doi.org/10.1007/BF00365041>
24. Zhang X.-Yu., Tan Sh.-H., Jiang D.-L. AlN–TiB₂ composites fabricated by spark plasma sintering. *Ceram. Int.* 2005. Vol. 31, no. 2. P. 267–270. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2004.05.013>
25. Nambiraj K.M., Rajeswari R., Soundararajan M. AlN–TiB₂ based self-lubricating ceramic insert fabricated by spark plasma sintering for dry turning applications. *Mater. Sci. Forum.* 2015. Vol. 830–831. P. 67–70. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.830-831.67>
26. Serbeniuk T.B., Prikhna T.O., Sverdun V.B., Moshchil V.E., Karpets M.V., Ilnytska H.D., Marchenko A.A., Kushch V.V., Polikarpova L.O., Bilorusets V.V., Starik S.P. Structure and mechanical properties of AlN-based composites with ZrB₂ and diamond powder additives. *J. Superhard Mater.* 2026. Vol. 48, no. 2. P. 106–112. DOI: 10.3103/S1063457626020036

Надійшла до редакції 18.03.26

Після доопрацювання 23.03.26

Прийнята до опублікування 26.03.26