УДК 621.762.53

М. І. Упатов^{1,}*, М. Ю. Єфіменко¹, Д. Влегуелс², Ю. І. Богомол¹

¹Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського", м. Київ, Україна ²Католицький університет Льовена, Бельгія **nikitaupatov@gmail.com*

Спрямовано закристалізований трифазний евтектичний композит системи В₄С–ТаВ₂–SiC

Методом спрямованої кристалізації отримано трифазний евтектичний композит $B_4C-8TaB_2-40SiC$ (% (мол.)). Досліджено властивості отриманого матеріалу: його структура є дрібнозернистою рівномірною трифазною евтектикою системи B_4C-TaB_2-SiC ламелярного типу по всьому об'єму зразка, визначено значення твердості за Віккерсом (33–34 ГПа), тріщиностійкість (3,9 МПа·м^{1/2}), досліджено коефіцієнт термічного розширення композита в температурному інтервалі 22–1600 °C.

Ключові слова: трифазна евтектика, коефіцієнт термічного розширення, карбід бору, карбід кремнію, диборид танталу.

вступ

Спрямовано закристалізовані евтектичні композити широко використовують завдяки великому обсягу термомеханічних властивостей [1– 4]. Проте основна доля досліджень таких композитів присвячена оксидам, але область застосування останніх обмежена високими температурами [5–7]. Як результат, зростає інтерес до вивчення евтектичних композитів на основі боридів з температурами застосування до 2000 °C [8–10].

Як відомо, метали диборидів MeB₂ (Me = Ti, Zr, Hf, Nb, Ta) можуть значно покращити властивості композитів на основі карбіду бору завдяки високій теплопровідності, електропровідності, твердості, а також можуть збільшити тріщиностійкість B₄C [11–16]. Зі свого боку спрямовано закристалізовані композити B₄C–SiC мають відмінну стійкість до окиснення, порівняно з монолітним B₄C [17–19]. Отже, проблема широкого спектру властивостей високотемпературного застосування боридних евтектик може бути вирішена за рахунок трифазних евтектичних систем B₄C–MeB₂–SiC.

Дослідженню системи B_4C-TaB_2 -SiC присвячено небагато робіт. В [20] для системи B_4C-TaB_2 -SiC було теоретично розраховано евтектичний склад композита, проте експериментального підтвердження ці розрахунки не мали. Грунтуючись на цих розрахунках, автори отримали композит системи B_4C-TaB_2 -SiC методом спрямованої кристалізації, проте структура композита була далекою від евтектичної [21]. Наявність однофазних ділянок або субграниць у структурі спрямовано армованих композитів значно знижує їх механічні властивості [22]. Тому отримання спрямовано закристалізованих сплавів з рівномірною бездефектною евтектичною структурою дає можливість значно підвищити їх механічні та експлуатаційні властивості [2, 10, 23–25].

© М. І. УПАТОВ, М. Ю. ЄФІМЕНКО, Д. ВЛЕГУЕЛС, Ю. І. БОГОМОЛ, 2022

Авторам за допомогою кількісного металографічного аналізу евтектичних ділянок різних композитів системи B_4C-TaB_2-SiC вдалося ідентифікувати орієнтовний склад потрійної евтектики $B_4C-(8-10)TaB_2-(38-42)SiC^1$ [21, 26]. Тому метою даної роботи було отримання спрямовано закристалізованого сплаву системи B_4C-TaB_2-SiC з рівномірною дрібнозернистою евтектичною структурою вздовж всього зразка і дослідження структури і фізикомеханічних властивостей отриманого композита.

ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

Об'єктом дослідження було обрано композит $B_4C-8TaB_2-40SiC$. Зразки отримували за допомогою методу безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок [11]. Як вихідні матеріали використовували порошки карбіду кремнію, карбіду бору і дибориду танталу чистотою 98 % з розміром частинок 1–5 мкм (Донецький завод хімічних реактивів). Суміш порошків готували десятикратним протиранням через сито з розміром комірок 50 мкм. В якості пластифікатора використовували 2,5 %-ний водний розчин полівінілового спирту. Суміш порошків пресували на гідравлічному пресі у розбірних прес-формах за тиску 100 МПа. Отримані пресовки витримували у вакуумній шафі за 100 °C для видалення вологи і полімеризації пластифікатора. Безтигельну зонну плавку проводили на установці "Кристал 206" в середовищі гелію з надлишковим тиском 1 атм за швидкості кристалізації 2 мм/хв.

Мікроструктуру зразків досліджували на растровому електронному мікроскопі SELMI PEM 106И. Рентгенофазовий аналіз проводили на установці Rigaku Ultima IV. Елементний аналіз проводили методом дисперсійної рентгенівської спектроскопії за довжиною хвилі (WDS) на рентгеноспектральному мікроаналізаторі JXA-8530F (Jeol, Japan).

Мікромеханічні властивості досліджували за допомогою мікротвердоміра МНV-1000 за навантаження 9,81 Н. Тріщиностійкість оцінювали за методикою індентування і розраховували за допомогою рівняння [27]

$$K_{\rm Ic} = 0,016 \left(\frac{E}{H_V}\right)^{1/2} \left(\frac{p}{c^{3/2}}\right)$$
(1)

де p – навантаження на індентор (9,8 Н); c – середня довжина тріщини від центру відбитка індентора до вершини тріщини; E – модуль пружності композита розрахований за правилом сумішей ($E_{B_4C} = 460$ [28], $E_{TaB_2} = 551$ ГПа [29], $E_{SiC} = 414$ ГПа [30]); H_V , ГПа – мікротвердість за Віккерсом.

Теплове розширення досліджуваних композитів проводили за допомогою дилатометра DIL 402C/7 (Німеччина). Нагрівання проводили в інтервалі температур 20–1600 °C зі швидкістю 5 град/хв протягом 10 год. Вимірювання проводили в захисній атмосфері аргону. Для експерименту використовували циліндричні зразки діаметром 8 мм і довжиною 12 мм. Коефіцієнт лінійного термічного розширення визначали за формулою:

$$\alpha_i = \frac{1}{l_0} \cdot \frac{\Delta l}{\Delta T} \tag{2}$$

де l_0 – початкова довжина зразка; Δl – збільшення зразка під час зростання температури на ΔT .

¹ Тут і далі склад композитів наведено в % (мол.).

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Рентгенофазовий аналіз евтектичного композита $B_4C-8TaB_2-40SiC$ (рис. 1) було зроблено як для поперечного, так і для поздовжнього перерізу зразка. Згідно дифрактограм, композит складається з наступних фаз: карбіду кремнію (SiC), карбіду бору (B₄C) та дибориду танталу (TaB₂), жодних інших фаз не виявлено. Відмінність отриманих дифрактограм пояснюється анізотропією структури композита, отриманого спрямованою кристалізацією. Присутність яскраво виражених піків TaB₂ свідчить про наявність текстурованості. Для поздовжнього перерізу спостерігали текстурування TaB₂ у напрямку площин (001) і (101), тоді як у поперечному перерізі – у напрямку площин (100), що характерно для евтектичних композитів систем B_4C-MeB_2-SiC [8, 24, 31–32].



Рис. 1. Дифрактограма поперечного (1) і поздовжнього (2) перерізу евтектичного композита B₄C–8TaB₂–40SiC (TaB₂ (\blacklozenge), B₄C (\blacklozenge), SiC (\blacktriangle)) та порошків вихідних компонентів TaB₂ (3), B₄C (4), SiC (5).

Для перевірки рентгенофазового дослідження було проведено елементний аналіз (WDS). Карти розподілу елементів WDS танталу, бору, вуглецю та кремнію у композиті $B_4C-8TaB_2-40SiC$ показано на рис. 2. Порівняння зворотно розсіяного електронного зображення (CP) з розподілом елементів дозволяє виявити фази, що є складовими мікроструктури композита. Оскільки за допомогою рентгенографічного аналізу не виявлено жодної фазової взаємодії, можна ідентифікувати чорну фазу як B_4C , білу фазу як TaB_2 , сіру фазу як SiC.

Мікроструктура евтектичного композита $B_4C-8TaB_2-40SiC$ представляє собою рівномірно розподілену по всьому об'єму зразка трифазну евтектику (TE) B_4C-TaB_2 -SiC як в поперечному, так і в поздовжньому напрямку (рис. 3, *a* і *в*). Трифазна евтектика має ламелярну або пластинчату структуру. Матрицею є карбід бору (чорна фаза), в якому рівномірно розподілені фази карбіду кремнію (сіра фаза), на яких, в свою чергу, знаходиться фаза дибориду танталу (біла фаза) (див. рис. 3, *б* і *г*). Розмір евтектичного домену в трифазній евтектиці становить ~ 9 мкм з товщиною окремих фаз: $TaB_2 - 1-2$ мкм, SiC – 2–3 мкм, $B_4C - 3-6$ мкм. Отриманий розмір евтектичного домену для B_4C -

8TaB₂–40SiC цілком узгоджується з результатами, отриманими для евтектичних ділянок композита B₄C–25,5TaB₂–47,5SiC за швидкості кристалізації 2 мм/хв, і становив ~ 8,5 мкм [21]. Вздовж напряму кристалізації спостерігали певну направленість структури, обумовлену методом отримання композита.



Рис. 2. Елементний аналіз WDS для евтектичного композита B₄C-8TaB₂-40SiC: вторинне (SL) і зворотне розсіяне (CP) електронне зображення аналізованої області; Ta, B, C, Si – елементи, що досліджували.

У таблиці представлено отримані результати твердості за Віккерсом, тріщиностійкості для евтектичного композита B₄C-8TaB₂-40SiC та літературні дані для евтектичних систем типу B₄C-MeB₂-SiC. Отримані результати показали, що незважаючи на наявність видимої анізотропії структури в поздовжньому та поперечному напрямі, твердість за Віккерсом для B₄C-8TaB₂-40SiC знаходиться в межах 33-34 ГПа. Дані значення твердості цілком узгоджуються зі значеннями твердості, отриманими для евтектичних ділянок системи В₄С-ТаВ₂-SiC [21]. Для евтектичного композита В₄С-8ТаВ₂-40SiC також теоретично розраховували твердість за правилом сумішей з врахуванням твердості окремих фаз: B₄C (36,8 ГПа) [33], SiC (28 ГПа) [17], TaB₂ (25,6 ГПа) [29]. Отримане значення становить ~ 34,23 ГПа, що досить близько до експериментальних значень. Серед представлених у таблиці евтектичних композитів вищі значення твердості є тільки у евтектичного композита B₄C-15HfB₂-40SiC (35,7 ГПа) [8] та B₄C-15NbB₂-35SiC (35,8 ГПа) [24]. Для порівняння зі спрямовано закристалізованими двофазними евтектичними сплавами на основі LaB₆ і B₄C з диборидами (TiB₂, ZrB₂, HfB₂) найкращі значення твердості спостерігали для систем LaB₆-TiB₂ і B₄C-TiB₂; 35,5 і 57 ГПа відповідно, що вказує на міцний зв'язок між матрицею та диборидами [34-36].

Тріщиностійкість евтектичного композита $B_4C-8TaB_2-40SiC$ знаходиться в межах 3,9±0,5 МПа·м^{1/2}, що є достатньо близьким до значень тріщиностій-

кості для евтектичних композитів B₄C–20ZrB₂–40SiC (4,2 МПа·м^{1/2}) [31] і B₄C–8,1TiB₂–40,7SiC (4 МПа·м^{1/2}) [32]. Досить низьке значення тріщиностійкості можна пояснити тим, що тріщини легко поширюються у достатньо крупних (до 6 мкм) однофазних прошарках карбіду бору та карбіду кремнію, для яких значення тріщиностійкості достатньо невелике: 3,5 МПа·м^{1/2} [33] і 3,5– 4,1 МПа·м^{1/2} [14] відповідно.



Рис. 3. Мікроструктура евтектичного композита $B_4C-8TaB_2-40SiC$ у поперечному (*a*, *б*) і поздовжньому (*b*, *c*) перерізі за різного збільшення.

Мікромеханічні властивості трифазних евтектичних сплавів системи В₄С–МеВ₂–SiC

Евтектичний композит, %	Метод отримання	<i>Н</i> _∨ , ГПа	<i>К_{lc},</i> МПа∙м ^{1/2}	Морфологія
B ₄ C-8TaB ₂ -40SiC	спрямована кристалізація	33– 34	3,9	ламелярна
B ₄ C-15HfB ₂ -40SiC [8]	дугова плавка	35,7	6,5	ламелярна
B ₄ C-20ZrB ₂ -40SiC [31]	дугова плавка	30–34	4,2	ламелярна
B ₄ C-8,1TiB ₂ -40,7SiC [32]	спрямована кристалізація	28-32	4	ламелярна
B ₄ C-15NbB ₂ -35SiC [24]	спрямована кристалізація	35,8	6,4	ламелярна

Температурну залежність відносного видовження для композита B₄C– 8TaB₂–40SiC, зображено на рис. 4. Загалом спостерігається лінійна залежність зміни розмірів зразка з підвищенням температури. Розрахований коефіцієнт термічного розширення (КТР) за температури 22–1200 °C, знаходиться в межах (7,72–8,79)·10⁻⁶ K⁻¹. Потрібно зазначити, що за температури 842 °C спостерігали різку зміну відносного видовження. Зважаючи на те, що експеримент проходив в камері з проточним аргоном, вірогідною є наявність певної кількості кисню і, як наслідок, окиснення матеріалу з утворенням B₂O₃ та SiO₂. А беручи до уваги, що за температури 870 °C відбувається поліморфне перетворення α-SiO₂ (α-кварц) у β-SiO₂ (β-кварц) [37], а також плавлення оксиду бору, можна припустити, що різка зміна відносного видовження для композита B₄C–8TaB₂–40SiC за температури 842 °C може бути пов'язана з цими процесами.



Рис. 4. Експериментальна температурна залежність відносного видовження для композита $B_4C-8TaB_2-40SiC$ (1) і її порівняння з залежністю для монолітного карбіду кремнію SiC (2).

Також треба зазначити, що зміна розмірів з підвищенням температури у керамічних композиційних матеріалів пов'язана з напружено-деформованим станом, що виникає через різницю КТР відповідних фаз. Так, для композита $B_4C-8TaB_2-40SiC$ зміна розмірів за температури 842 °C може бути також пов'язана з релаксацією внутрішніх напружень, що характерно для композитів з матрицею B_4C . Подібну поведінку спостерігали для композита B_4C-TiB_2 , де за температури 800–1000 °C йде різке зменшення міцності під час згинання [11]. Зменшення рівня залишкових напружень у таких матеріалах за підвищених температур викликано підвищенням пластичності фазових складових – карбіду бору, диборидів перехідних металів тощо [38–39].

В інтервалі температур 1230–1400 °С відбувається зміна монотонності кривої відносного видовження, що добре корелює зі зміною нахилу відносного видовження для чистого SiC [40] (див. рис. 4). КТР у цьому температурному інтервалі складає $3,08\cdot10^{-6}$ K⁻¹.

Як у [11], так в даній роботі наявність спрямованої евтектичної структури з фазовими складовими у монокристалічному вигляді суттєво впливає на фізико-механічні характеристики композита. За рахунок рівномірно розподілених фаз в евтектичній структурі композита основний вплив на термічне розширення мають матриця B_4C і включення SiC, молярна доля яких у композиті складає 52 і 40 % відповідно. Тому будь-які зміни в їхній кристалічній структурі призводять до різких змін характеристик композита під час нагрівання.

ВИСНОВКИ

Вперше методом безтигельної зонної плавки було отримано трифазний композит системи B_4C -Ta B_2 -SiC з рівномірною евтектичною структурою по всьому об'єму зразка та досліджено його коефіцієнт термічного розширення в температурному інтервалі 22–1600 °C

Трифазна евтектика має ламелярну структуру, в якій матрицею є карбід бору, а SiC і TaB₂ – армуючими фазами.

Визначена твердість за Віккерсом дорівнювала 33–34 ГПа, тріщиностійкість – 3,9 МПа·м^{1/2}.

> M. I. Upatov¹, M. Yu. Yefimenko¹, D. Vleguels², Yu. I. Bogomol¹ ¹National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Kyiv, Ukraine ²Catholic University of Leuven, Belgium Directionally a crystallized ternary eutectic composite of the B₄C–TaB₂–SiC system

A ternary eutectic composite $B_4C-8TaB_2-40SiC$ (mol %) was obtained by the method of directional crystallization. The properties of the obtained material are investigated: its structure is a fine-grained uniform ternary eutectic of the lamellar type B_4C-TaB_2-SiC system throughout the sample volume, the Vickers hardness value (33–34 GPa), fracture toughness (3.9 MPa) thermal expansion coefficient of the composite was investigated in the temperature range 22–1600 °C.

Keywords: ternary eutectic, thermal expansion coefficient, boron carbide, silicon carbide, tantalum diboride.

- Mazerolles L., Perriere L., Lartigue-Korinek S., Piquet N., Parlier M. Microstructures, crystallography of interfaces, and creep behavior of melt-growth composites. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2008. Vol. 28, no. 12. P. 2301–2308.
- Ashbrook R.L. Directionally solidified ceramic eutectics. Am. Ceram. Soc. 1977. Vol. 60, nos. 9–10. P. 428–435.
- 3. Dickey E.C., Frazer C.S., Watkins T.R., Hubbard C.R. Residual stresses in high-temperature ceramic eutectics. *J. Eur. Ceram. Soc.* 1999. Vol. 19, nos. 13–14. P. 2503–2509.
- 4. Sorrell C.C., Stubican V.S., Bradt R.C. Mechanical properties of ZrC–ZrB₂ and ZrC–TiB₂ directionally solidified eutectics. *J. Am. Ceram. Soc.* 1986. Vol. 69, no. 4. P. 317–321.
- LLorca J., Orera V.M. Directionally solidified eutectic ceramic oxides. *Prog. Mater Sci.* 2006. Vol. 51, no. 6. P. 711–809.
- Pastor J.Y., LLorca J., Martín A., Peña J.I., Oliete P.B. Fracture toughness and strength of Al₂O₃–Y₃Al₅O₁₂ and Al₂O₃–Y₃Al₅O₁₂–ZrO₂ directionally solidified eutectic oxides up to 1900 K. J. Eur. Ceram. Soc. 2008. Vol. 28, no. 12. P. 2345–2351.
- Pastor J.Y., Poza P., LLorca J., Peña J.I., Merino R.I., Orera V.M. Mechanical properties of directionally solidified Al₂O₃-ZrO₂(Y₂O₃) eutectics. *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. Vol. 308, nos. 1–2. P. 241–249.
- Tu R., Li N., Li Q., Zhang S., Zhang L., Goto T. Microstructure and mechanical properties of B₄C–HfB₂–SiC ternary eutectic composites prepared by arc melting. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2016. Vol. 36, no. 4. P. 959–966.
- Squire T.H., Marschall J. Material property requirements for analysis and design of UHTC components in hypersonic applications. J. Eur. Ceram. Soc. 2010. Vol. 30, no. 11. P. 2239– 2251.

- Bogomol I., Badica P., Shen Y., Nishimura T., Loboda P., Vasylkiv O. Room and high temperature toughening in directionally solidified B₄C–TiB₂ eutectic composites by Si doping. *J. Alloys Compd.* 2013. Vol. 570. P. 94–99.
- Bogomol I., Nishimura T., Vasylkiv O., Sakka Y., Loboda P. Microstructure and hightemperature strength of B₄C–TiB₂ composite prepared by a crucibleless zone melting method. J. Alloys Compd. 2009. Vol. 485, nos. 1–2. P. 677–681.
- Bogomol I., Vasylkiv O., Sakka Y., Loboda P. Mechanism of nucleation and growth of directionally crystallized alloys of the B₄C–MeB₂ system. J. Alloys Compd. 2010. Vol. 490, nos. 1–2. P. 557–561.
- Demirskyi D., Sakka Y. Fabrication, microstructure and properties of in situ synthesized B₄C–NbB₂ eutectic composites by spark plasma sintering. *J. Ceram. Soc. Jpn.* 2015. Vol. 123. P. 33–37.
- Fahrenholtz W.G., Hilmas G.E., Talmy I.G., Zaykoski J.A. Refractory diborides of zirconium and hafnium. J. Am. Ceram. Soc. 2007. Vol. 90, no. 5. P. 1347–1364.
- 15. Demirskyi D., Sakka Y., Vasylkiv O. High-strength B₄C–TaB₂ eutectic composites obtained via in situ by spark plasma sintering. *J. Am. Ceram. Soc.* 2016. Vol. 99, no. 7. P. 2436–2441.
- Demirskyi D., Vasylkiv O. Analysis of the high-temperature flexural strength behavior of B₄C–TaB₂ eutectic composites produced by in situ spark plasma sintering. *Mater. Sci. Eng.* A. 2017. Vol. 697, no. 14. P. 71–78.
- Gunjishima I., Akashi T., Goto T. Characterization of directionally solidified B₄C–SiC composites prepared by a floating zone method. *Mater. Trans.* 2002. Vol. 43, no. 9. P. 2309–2315.
- Hong J.-D., Spear K.E., Stubican V.S. Directional solidification of SiC–B₄C eutectic: Growth and some properties. *Mater. Res. Bull.* 1979. Vol. 14, no. 6. P. 775–783.
- Akashi T., Gunjishima I., Goto T. Characterization of directionally solidified B₄C–TiB₂ and B₄C–SiC eutectic composites prepared by floating-zone method. *Key Eng. Mater.* 2003. Vol. 247. P. 209–212.
- 20. Ordan'yan S.S., Nesmelov D.D., Danilovich D.P., Udalov Y.P. Revisiting the structure of SiC–B₄C–Me^dB₂ systems and prospects for the development of composite ceramic materials based on them. *Russ. J. Non-Ferrous Met.* 2017. Vol. 58. P. 545–551.
- Upatov M. I., Abdullaieva E.R., Bolbut V.V., Bogomol Yu.I. Structure and properties of directionally solidified alloy of B₄C–TaB₂–SiC system. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2020. Vol. 42, no. 12. P. 1701–1713.
- Waku Y., Nakagawa N., Wakamoto T., Ohtsubo H., Shimizu K., Kohtoku Y. A ductile ceramic eutectic composite with high strength at 1,873 K. *Nature*. 1997. Vol. 389. P. 49–52.
- Jiamin Z., Degui Z., Haiwen Z., Bogomol I., Grasso S., Hu C. Microstructure and indentation damage resistance of ZrB₂-20 vol.%SiC ipo-eutectic composites. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 2018. Vol. 15, no. 3. P. 619–624.
- Upatov M., Vleugel J., Koval Y., Bolbut V., Bogomol I. Microstructure and mechanical properties of B₄C–NbB₂–SiC ternary eutectic composites by a crucible-free zone melting method. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2021. Vol. 41, no. 2. P. 1189–1196.
- Upatov M.I., Abdullaeva E.R., Bolbut V.V., Bogomol Yu.I. Structure and properties of the directionally crystallized B₄C–NbB₂–SiC alloy. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42. P. 18–24.
- Upatov M., Koval Y.M., Bogomol I. Microstructure of B₄C–TaB₂–SiC ternary eutectic composites. HighMathTech 2019. Kyiv, Ukraine, 28–30 Oct. 2019. Kyiv: Book of Abstracts, 2019. P. 75.
- Anstis G.R., Chantikul P., Lawn B.R., Marshall D.B. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, Direct crack measurements. J. Am. Ceram. Soc. 1981. Vol. 64, no. 9. P. 533–538.
- Weng L., Zhang X., Han J., Han W., Hong C. The effect of B₄C on the microstructure and thermo-mechanical properties of HfB₂-based ceramics. *J. Alloys Comp.* 2009. Vol. 473, nos. 1–2. P. 314–318.
- Zhang X., Hilmas G.E., Fahrenholtz W.G. Synthesis, densification, and mechanical properties of TaB₂. *Mater. Lett.* 2008. Vol. 62, no. 27. P. 4251–4253.
- Tu R., Hirayama H., Goto T. Preparation of ZrB₂–SiC composites by arc melting and their properties. J. Ceram. Soc. Jpn. 2008. Vol. 116, no. 1351. P. 431–435.
- Tu R., Li N., Li Q.Z., Zhang S., Goto T., Zhang L.M. Preparation of B₄C–ZrB₂–SiC ternary eutectic composites by arc melting and their properties. *Mater. Res. Innovations.* 2015. Vol. 19, no. 10. P. 26–29.

- Li W., Tu R., Goto T. Preparation of directionally solidified B₄C-TiB₂-SiC ternary eutectic composites by a floating zone method and their properties. *Mater. Trans.* 2005. Vol. 46, no. 9. P. 2067–2072.
- Sairam K., Sonber J.K., Murthy T.S.R.Ch., Subramanian C., Hubli R.C., Suri A.K. Development of B₄C–HfB₂ composites by reaction hot pressing. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* Vol. 35. P. 32–40.
- Loboda P., Bogomol Y., Sysoev M., Kysla G. Structure and properties of superhard materials based on boride pseudobinary systems produced by the zone melting method. *J. Superhard Mater.* 2006. Vol. 28. P. 28–32.
- 35. Dub S.N., Sichkar S.M., Belous V.A., Tolmacheva G.N., Loboda P.I., Bogomol Yu.I., Kysla G.P. Mechanical properties of single crystals of transition metals diborides TMB₂ (TM = Sc, Hf, Zr, Ti). Experiment and theory. *J. Superhard Mater.* 2017. Vol. 39. P. 308–318.
- Dub S.N., Kushch V.I., Kaidash O.N., Sereda V.P., Panasyuk T.S. Initiation of a plastic flow in boron carbide at nanoindentation. J. Superhard Mater. 2015. Vol. 37. P. 8–13.
- Schnurre S.M., Gröbner J., Schmid-Fetzer R. Thermodynamics and phase stability in the Si– O system. J. Non-Cryst. Solids. 2004. Vol. 336, no. 1. P. 1–25.
- Tsagareishvili G.V., Nakashidze T.G., Jobava J.Sh., Lomidze G.P., Khulelidze D.E., Tsagareishvili D.Sh., Tsagareishvili O.A. Thermal expansion of boron and boron carbide. *J. Less-Common Met.* 1986. Vol. 117. P. 159–161.
- 39. Rice R.W. Effects of thermal expansion mismatch stresses on th room-temperature fracture of boron carbid. J. Am. Ceram. Soc. 1990. Vol. 73, no. 10. P. 3116–3118.
- Touloukian Y.S., Kirby R.K., Taylor E.R., Lee T.Y.R. Thermophysical Properties of Matter – the TPRC Data Series. Vol. 13. Thermal Expansion – Nonmetallic Solids. New York: IFI/Plenum, 1977. 1786 p.

Надійшла до редакції 01.02.21

Після доопрацювання 12.03.21

Прийнята до опублікування 15.03.21