

**М. І. Упатов^{1,*}, Е. Р. Абдуллаєва¹, В. В. Болбут²,
Ю. І. Богомол¹**

¹Національний технічний університет України

“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”,

м. Київ, Україна

²Отто фон Геріке університет, м. Магдебург, Німеччина

*nikitaupatov@gmail.com

Структура та властивості спрямовано закристалізованого сплаву системи В₄С–NbВ₂–SiС

Методом безтигельної зонної плавки було отримано композит 32В₄С–30NbВ₂–38SiС (% (мол.)). Структура отриманого композита складається з крупнозернистої двофазної евтектики (NbВ₂–SiС), дрібнозернистої трифазної евтектики (В₄С–NbВ₂–SiС) та крупних дендритів SiС. Досліджено вплив швидкості кристалізації на структуру і властивості отриманого композита. Твердість за Вікерсом, тріщиностійкість і міцність на згин для композита 32В₄С–30NbВ₂–38SiС (% (мол.)) складають 31–36 ГПа, 4–5,1 МПа·м^{1/2} і 203–252 МПа відповідно.

Ключові слова: трифазна евтектика, твердість, карбід бору, карбід кремнію, диборид ніобію.

ВСТУП

Диборид ніобію (NbВ₂) – гексагональна сполука типу AlВ₂, яка має високу температуру плавлення (~ 3050 °С), високу твердість (21 ГПа), хорошу високотемпературну твердість та високу електропровідність [1–2]. Композити NbВ₂–СгВ₂ також мають високу твердість і стійкість до окислення [3]. Евтектичні композити В₄С–NbВ₂ і SiС–NbВ₂ демонструють високу тріщиностійкість (до 7 МПа·м^{1/2}) і твердість (25–30 ГПа) в евтектичних ділянках [4–5]. Карбід бору (В₄С) відомий як міцний матеріал з високою твердістю. Його твердість по Вікерсу дорівнює 38 ГПа, модуль пружності – 460 ГПа, а тріщиностійкість – 3,5 МПа·м^{1/2} [6]. Карбід кремнію (SiС) є ефективним для істотного поліпшення механічних властивостей [7–8], оскільки його використання може запобігти надмірному зростанню розміру зерен диборидів, що дозволяє отримувати мілкозернисті матеріали [9]. Більш того, SiС демонструє високу тріщиностійкість 3,5–4,1 МПа·м^{1/2} [10], має хорошу термостійкість, високотемпературну міцність та окислювальну стійкість [11]. Отже композити системи В₄С–NbВ₂–SiС можуть бути відмінними кандидатами для інженерних матеріалів внаслідок об'єднання властивостей їх складових. Проте дані про дослідження матеріалів даної системи на сьогоднішній день відсутні. Причому для подвійних систем В₄С–NbВ₂ [12], SiС–NbВ₂ [5] і В₄С–SiС [13] відбувається взаємодія евтектичного типу. Таким чином можна спрогнозувати наявність трифазної евтектики В₄С–NbВ₂–SiС.

Відомо, що структура і механічні характеристики евтектичних сплавів залежать від точності визначення евтектичного складу [14]. У [15] методом дугової плавки отримано композити V_4C-HfB_2-SiC , які мають евтектичну температуру 2182 К і склад $45V_4C-15HfB_2-40SiC^1$). Система V_4C-ZrB_2-SiC була досліджена у [16], за результатами отримано матеріал з евтектичним складом $40V_4C-20ZrB_2-40SiC$, для якого твердість за Вікерсом становила 30–35 ГПа, а тріщиностійкість – 4,6 МПа·м^{1/2}. Проте в [17] для системи V_4C-ZrB_2-SiC визначено інший евтектичний склад – $39V_4C-25ZrB_2-36SiC$. Методом зонної плавки отримано композити системи V_4C-TiB_2-SiC [18]. При цьому сплав евтектичного складу $51,2V_4C-8,1TiB_2-40,7SiC$ мав твердість за Вікерсом і тріщиностійкість 28 ГПа і 4,5 МПа·м^{1/2} відповідно.

На основі експериментальних даних про склад, температуру плавлення евтектик в квазібінарних системах $SiC-Me^dV_2$ та $V_4C-Me^dV_2$ Орданян та ін. [19] провели моделювання поверхні ліквідус в квазіпотрійних системах $V_4C-Me^dV_2-SiC$ в наближенні регулярних розчинів за допомогою програми Diatris 1.2. За результатами досліджень визначено концентрацію MeV_2 в евтектичних системах $V_4C-Me^dV_2-SiC$, в тому числі і для системи V_4C-NbV_2-SiC . Кількість NbV_2 дорівнювала ~ 29 % (мол.), що взято до уваги при виборі експериментального складу в дослідженні авторів.

Враховуючи вище наведене, метою даної роботи було одержання спрямовано закристалізованого композита потрійної системи V_4C-NbV_2-SiC , дослідження його структури і механічних властивостей.

ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

Об'єктом дослідження був композит $32V_4C-30NbV_2-38SiC$. Зразки отримували за допомогою методу безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок [20]. В якості вихідних матеріалів використовували порошки карбіду кремнію, карбіду бору і дибориду ніобію чистотою 98 % з розміром частинок 1–5 мкм. Суміш порошоків $32V_4C-30NbV_2-38SiC$ готували десятикратним протиранням через сито з розміром комірок 50 мкм. Як пластифікатор використовували 2,5 %-ний водний розчин полівінілового спирту. Суміш порошоків пресували на гідравлічному пресі у розбірних прес-формах при тиску 100 МПа. Отримані пресовки витримували у вакуумній шафі при температурі 100 °С для видалення вологи і полімеризації пластифікатора. Безтигельну зонну плавку проводили на установці Кристал 206 в атмосфері гелію. Швидкість кристалізації зразків становила 1, 2 і 3 мм/хв.

Мікроструктуру зразків досліджували на растровому електронному мікроскопі SELMI PEM 106И. Рентгенофазовий аналіз проводили на установці Rigaku Ultima IV.

Мікромеханічні властивості досліджували за допомогою мікротвердоміра MHV-1000 при навантаженні 9,81 Н. Тріщиностійкість оцінювали за методикою індентування і розраховували за допомогою рівняння [21]

$$K_{Ic} = 0,016 \left(\frac{E}{H_V} \right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{P}{c^{\frac{1}{2}}} \right), \quad (1)$$

де P – навантаження на індентор (9,8 Н); c – середня довжина тріщини від центру відбитка індентора до вершини тріщини; E – модуль пружності ком-

¹ Тут і далі склад матеріалів наведено у % (мол.).

позита розрахований за правилом сумішей ($E_{B_4C} = 460$ ГПа [22], $E_{NbB_2} = 637$ ГПа [23], $E_{SiC} = 414$ ГПа [24]); H_V – мікротвердість за Вікерсом (ГПа).

Міцність на триточковий згин вимірювали з використанням установки Deben Microtester з максимальним навантаженням 500 Н. Експерименти проводили на повітрі при кімнатній температурі зі швидкістю навантаження 0,5 мм/хв. Міцність на згин визначали за допомогою рівняння

$$\sigma = \left(\frac{3Pl}{2bh^2} \right), \quad (2)$$

де P – осьове навантаження; l – відстань між опорами; b – товщина зразка; h – висота зразка.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Дослідження структури композитів, отриманих при різних швидкостях кристалізації (рис. 1), показали наявність крупнозернистої двофазної евтектики NbB_2-SiC (B1), дрібнозернистої трифазної евтектики B_4C-NbB_2-SiC (TE) і крупних дендритів SiC. На мікроструктурах темно-сірі фази відповідають зернам карбіду бору, сірі фази – карбіду кремнію, а світлі – дибориду ніобію. Згідно морфології і температури плавлення компонентів, спочатку повинні кристалізуватися фази великих дендритів SiC, потім двофазна евтектика NbB_2-SiC і, нарешті, трифазна евтектика B_4C-NbB_2-SiC . Причому підвищення швидкості кристалізації від 1 до 3 мм/хв приводить до зростання площі ділянок трифазної евтектики (див. рис. 1). Структури, подібні до отриманих, спостерігали в [15] при вивченні потрійної діаграми B_4C-NbB_2-SiC . Утворення такої кількості структур можна пояснити наявністю монотектичного перетворення з розшаруванням в рідкій фазі при кристалізації [25].

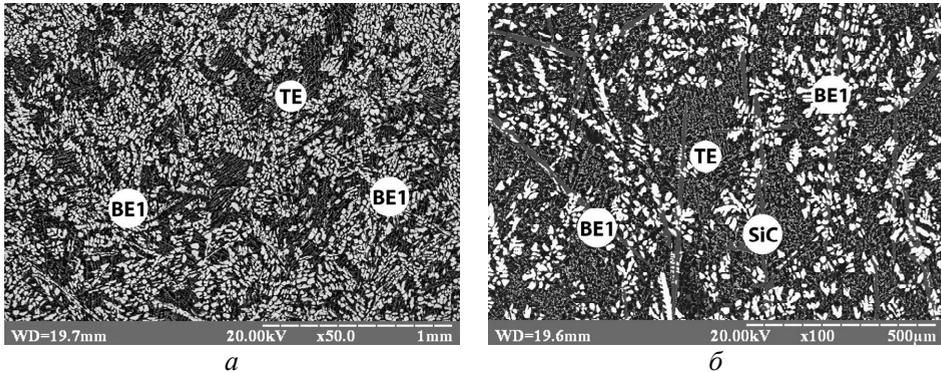


Рис. 1. Мікроструктура композита B_4C-NbB_2-SiC , виготовленого методом безтигельної зонної плавки при швидкості кристалізації 1 (а) і 3 (б) мм/хв.

Рентгенофазовий аналіз спрямовано закристалізованого композита $32B_4C-30NbB_2-38SiC$ (рис. 2), одержаного при швидкості кристалізації 2 мм/хв показав наявність тільки фаз вихідних матеріалів композита: карбіду кремнію (SiC), карбіду бору (B_4C) і дибориду ніобію (NbB_2), інших фаз виявлено не було.

Дослідження ділянок з трифазною евтектичною структурою композита B_4C-NbB_2-SiC , отриманого при різних швидкостях кристалізації (рис. 3), показало, що вони мають пластинчасту або ламелярну структуру, яка складається з матриці карбіду бору (B_4C – темна фаза) з рівномірно розподіленими включеннями карбіду кремнію (SiC – світло-сіра фаза) та дибориду ніобію

(NbB_2 – світла фаза). Причому включення дибориду ніобію утворюються, як правило, у зернах карбіду кремнію. Порівняння евтектичних мікроструктур композитів, одержаних в різних умовах, показало, що збільшення швидкості кристалізації приводить до зміни морфології включень від пластинчастої до більш ламелярної, а також до закономірного зменшення розмірів структурних складових (рис. 4) [14]. Найбільші розміри фаз на евтектичних ділянках спостерігаються для карбіду бору (9,0–5,2 мкм), дещо менші для карбіду кремнію (7,0–4,7 мкм), а найменшими є включення фази дибориду ніобію (5,6–4,0 мкм) (див. рис. 3, 4). Найменший розмір зерен спостерігається у зразку отриманому при найвищій швидкості кристалізації, який був отриманий при “зриві” “краплі” під час безтигельної зонної плавки (див. рис. 3, 4). При зростанні швидкості руху зони розплаву під час безтигельної зонної плавки відбувається віддалення фронту кристалізації від нагрівника. Виділення тепла у зразку під дією плавильного індуктора зменшується, а осьовий градієнт поблизу фронту кристалізації збільшується, що приводить до збільшення температурного градієнта у зразку та зростання переохолодження в розплаві, і це веде до зменшення розміру структурних складових [14, 26].

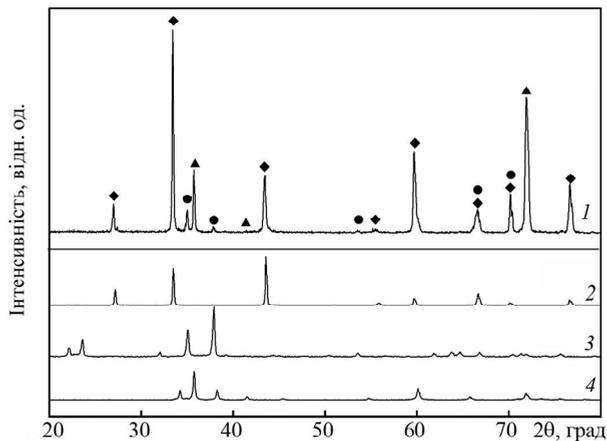


Рис. 2. Дифрактограма композита $32\text{B}_4\text{C}-30\text{NbB}_2-38\text{SiC}$ (1, NbB_2 (♦), B_4C (●), SiC (▲)), отриманого при швидкості кристалізації 2 мм/хв, і порошків вихідних компонентів: NbB_2 (2), B_4C (3), SiC (4).

Експериментальні дослідження мікромеханічних властивостей показали, що твердість за Вікерсом (H_V) і тріщиностійкість (K_{Ic}) для композитів $\text{B}_4\text{C}-\text{NbB}_2-\text{SiC}$ (рис. 5) зростає при збільшенні швидкості кристалізації як в поздовжньому, так і в поперечному до вирощування напрямках, і складає, відповідно, 31–36 ГПа і $4,0-5,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ при навантаженні на індентер 9,81 Н. Це можна пояснити збільшенням дефектності структури і зменшенням розмірів структурних складових з підвищенням швидкості кристалізації (див. рис. 4). Зменшення розмірів включень дибориду ніобію і карбіду кремнію, а також відстані між ними при однаковій об’ємній долі є наслідком збільшення їх кількості в матричній фазі карбіду бору, а значить і кількості міжфазних поверхонь розділу у композиті. Таким чином, збільшення твердості з підвищенням швидкості кристалізації спрямовано закристалізованого сплаву $32\text{B}_4\text{C}-30\text{NbB}_2-38\text{SiC}$ відбувається подібно до правила Холла-Петча [27]. Що стосується K_{Ic} , то зменшення розмірів включень сприяє зменшенню критичного розміру зародкової тріщини, яка може утворитися при навантаженні, що та-

кож є характерним для спрямовано закристалізованих керамічних евтектик і сприяє підвищенню їх механічних властивостей [14].

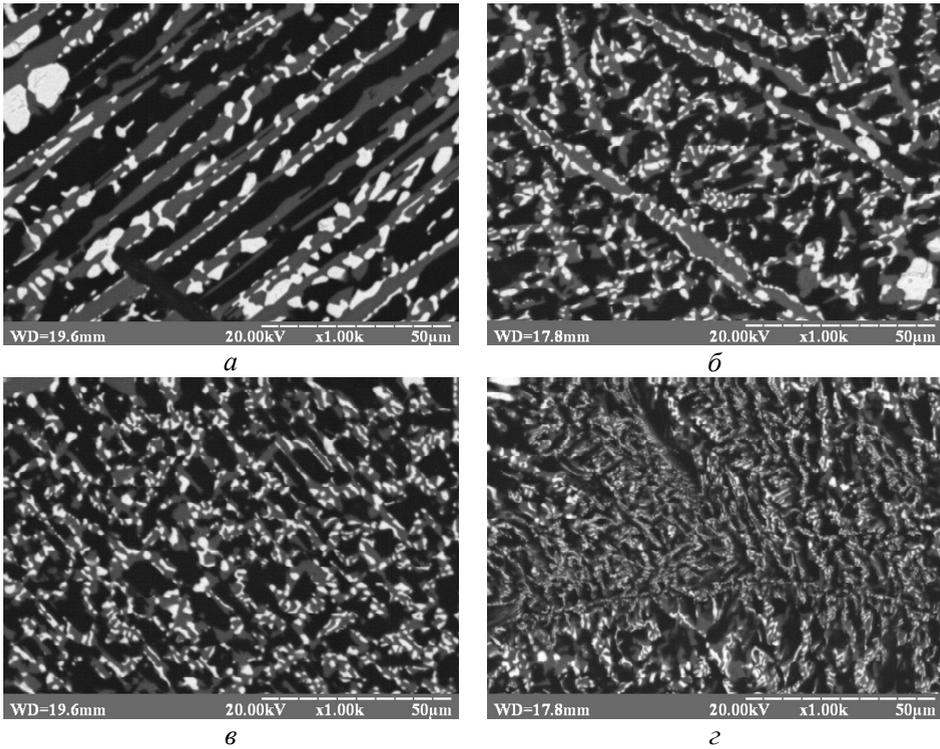


Рис. 3. Мікроструктура ділянок трьохфазної евтектики у композиті V_4C-NbB_2-SiC виготовленому при різних швидкостях кристалізації: 1 (а), 2 (б), 3 (в) мм/хв; г – “крапля”.

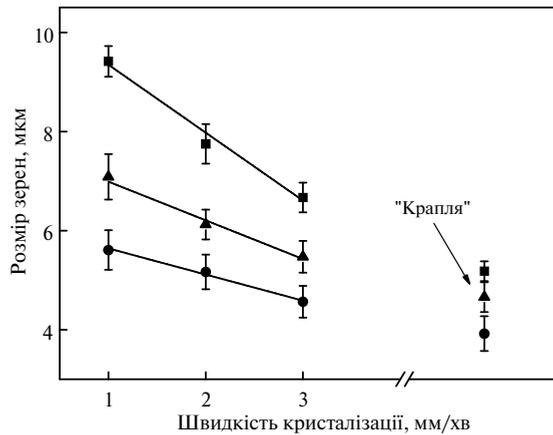


Рис. 4. Залежність розміру включень на ділянках трифазної евтектики композита V_4C-NbB_2-SiC від швидкості кристалізації: NbB_2 (●), V_4C (■), SiC (▲).

Значення H_V та K_{Ic} в поперечному перерізі дещо менші ніж в поздовжньому (див. рис. 5), що пояснюється анізотропією властивостей, спричиненою спрямованою кристалізацією зразків. Найбільші значення H_V та K_{Ic} спостерігаються для зразка, який закристалізувався у вигляді “краплі” і становлять 37 ГПа і $5,54 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ відповідно.

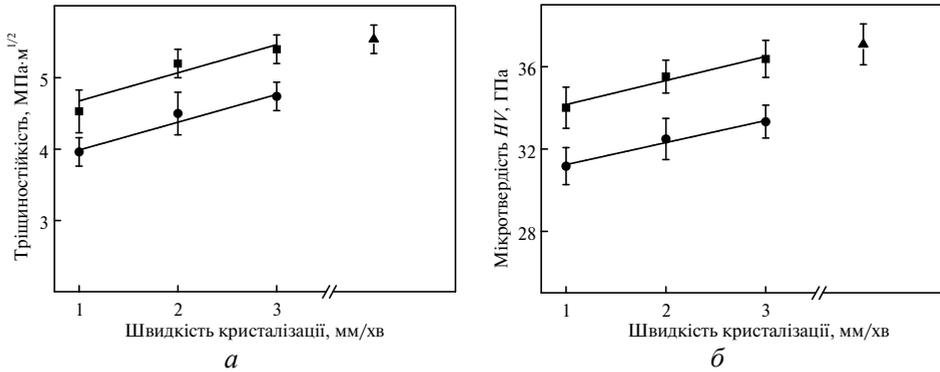


Рис. 5. Мікромеханічні характеристики досліджуваного композита: тріщиностійкість (а); мікротвердість (б); поздовжній (■) і поперечний (●) переріз, “крапля” (▲).

Аналіз траєкторії розповсюдження тріщини після індентування показав (рис. 6), що найбільш легко тріщина проходить по ділянках матричної фази карбіду бору або включень карбіду кремнію, які мають у чистому вигляді достатньо невисоку (до $3,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) тріщиностійкість [6]. Проте наявність у структурі включень SiC і NbB₂ приводить, як правило, або до зміни напрямку руху, тобто відхилення тріщини, або взагалі до її зупинки (див. рис. 6), що, в свою чергу, сприяє підвищенню енергії руйнування і, як наслідок, тріщиностійкості композита.

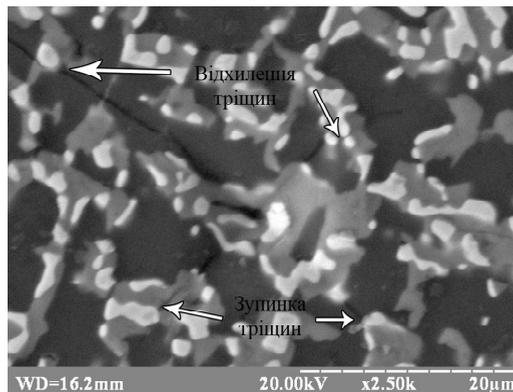


Рис 6. Поширення тріщини у композиті V₄C–NbB₂–SiC при навантаженні індентора 9,8 Н.

Також експериментальні дослідження показали, що збільшення швидкості вирощування спрямовано закристалізованого сплаву 32V₄C–30NbB₂–38SiC до 3 мм/хв закономірно приводить до підвищення міцності на триточковий згин (рис. 7). Таку поведінку можна пояснити подрібненням структури зі зростанням швидкості кристалізації (див. рис. 4) і, як наслідок, збільшенням кількості міжфазних границь та зменшенням розмірів критичних дефектів у фазових складових композита [14]. Порівняння одержаних даних з даними для інших спрямовано закристалізованих сплавів на основі карбіду бору показало, що найбільші (252 МПа) значення міцності спостерігаються саме для дослідженого матеріалу 32V₄C–30NbB₂–38SiC, отриманого при 3 мм/хв. Так, для композита 51,2V₄C–8,1TiB₂–40,7SiC, незалежно від швидкості кристалізації, середнє значення міцності на згин складає ~ 229 МПа [28], а для евтектичного сплаву V₄C–30TiB₂ становить ~ 175 МПа [20].

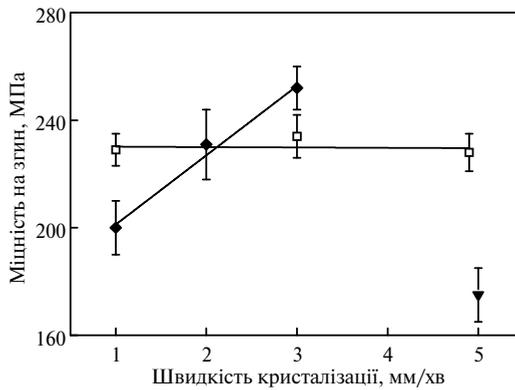


Рис. 7. Міцність на згин спрямовано закристалізованих композитів: 51,2B₄C-8,1TiB₂-40,7SiC (□) [28], 32B₄C-30NbB₂-38SiC (◆), B₄C-30TiB₂ (▼) [20].

Отримані результати вказують на те, що композити системи B₄C-NbB₂-SiC можуть стати перспективним для використання в якості ріжучих і зносостійких матеріалів.

ВИСНОВКИ

Вперше отримано спрямовано закристалізовані сплави системи B₄C-NbB₂-SiC. Структура отриманих зразків складається з крупнозернистої двофазної евтектики NbB₂-SiC, дрібнозернистої трифазної евтектики B₄C-NbB₂-SiC і великих дендритів SiC. Евтектичні ділянки композита мають пластинчасту і ламелярну структуру.

Збільшення швидкості кристалізації приводить до зменшення розмірів структурних складових, що в свою чергу позитивно впливає на механічні властивості. Твердість за Вікерсом, тріщиностійкість і міцність на згин для спрямовано закристалізованого композита 32B₄C-30NbB₂-38SiC складає 31–36 ГПа, 4,0–5,1 МПа·м^{1/2} і 203–252 МПа відповідно.

Методом безтигельной зонной плавки получен композит 32B₄C-30NbB₂-38SiC (% (мол.)). Структура полученного композита состоит из крупнозернистой двухфазной евтектики (NbB₂-SiC), мелкозернистой трехфазной евтектики (B₄C-NbB₂-SiC) и крупных дендритов SiC. Исследовано влияние скорости кристаллизации на структуру и свойства полученного композита. Твердость по Виккерсу, трещиностойкость и прочность на изгиб для композита 32B₄C-30NbB₂-38SiC составляет 31–36 ГПа, 4,0–5,1 МПа·м^{1/2} и 203–252 МПа соответственно.

Ключевые слова: трехфазная евтектика, твердость, карбид бора, карбид кремния, диборид ниобия.

The composite 32B₄C-30NbB₂-38SiC (mol %) was obtained by a floating zone method. The structure of the obtained composite consists of a coarse-grained binary eutectic (NbB₂-SiC), fine-grained ternary eutectic (B₄C-NbB₂-SiC) and large dendrites SiC. The influence of crystallization rate on the structure and properties of the obtained composite is studied. Vickers hardness, fracture toughness and bending strength for composite 32B₄C-30NbB₂-38SiC equal 31–36 GPa, 4,0–5,1 GPa·m^{1/2} and 203–252 GPa, respectively.

Keywords: ternary eutectic, hardness, boron carbide, silicon carbide, niobium diboride.

1. Balcı Ö., Ağaogulları D., Muhaffel F., Öveçoğlu M.L., Çimenoglu H., Duman İ. Effect of sintering techniques on the microstructure and mechanical properties of niobium borides. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2016. Vol. 36, no. 13. P. 3113–3123.

2. Nakano K., Nakamura K., Okubo T., Sugimura T. High temperature hardness and slip system of NbB₂ and TaB₂ single crystals. *J. Less-Common Met.* 1982. Vol. 84. P. 79–85.
3. G.Talmy I., Wuchina E. J., Zaykoski J. A., Opeka M. M. Properties of ceramics in the NbB₂–CrB₂ system. *Ceram. Eng. Sci. Proc.* 1996. Vol. 17, no. 3. P. 128–135.
4. Demirskiy D. Fabrication, microstructure and properties of in situ synthesized B₄C–NbB₂ eutectic composites by spark plasma sintering. *J. Ceram. Soc. Jpn.* 2015. Vol. 123, no. 1433. P. 33–37.
5. Demirskiy D., Vasylykiv O. Mechanical properties of SiC–NbB₂ eutectic composites by in situ spark plasma sintering. *Ceram. Int.* 2016. Vol. 42, no. 16. P. 19372–19385.
6. Sairam K., Sonber J.K., Murthy T.S.R.C., Subramania, C., Hubli R.C., Suri A.K. Development of B₄C–HfB₂ composites by reaction hot pressing. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 35. P. 32–40.
7. Licheri R., Orrù R., Musa C., Locci A.M., Cao G. Spark plasma sintering of UHTC powders obtained by self-propagating high-temperature synthesis. *J. Mater. Sci.* 2008. Vol. 43, no. 19. P. 6406–6413.
8. Wang H., Le S.-H., Feng L. HfB₂–SiC composite prepared by reactive spark plasma. *Ceram. Int.* 2014. Vol. 40, no. 7. P. 11009–11013.
9. Monteverde F., Bellosi A., Scatteia L. Processing and properties of ultra-high temperature ceramics for space applications. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 485, no. 1–2. P. 415–421.
10. Inoue R., Yang J.M., Kakisawa H., Kagawa Y. Mode I fracture toughness of short carbon fiber-dispersed SiC matrix composite fabricated by melt infiltration. *Ceram. Int.* 2013. Vol. 39, no. 7. P. 8341–8346.
11. Li W.-J., Tu R., Goto T. View correspondence (jump link) preparation of TiB₂–SiC eutectic composite by an arc-melted method and its characterization. *Mater. Trans.* 2005. Vol. 46, no. 11. P. 2504–2508.
12. Demirskiy D., Sakka Y. In situ fabrication of B₄C–NbB₂ Eutectic composites by spark-plasma sintering. *Am. Ceram. Soc.* 2014. Vol. 97, no. 8. P. 2376–2378.
13. 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.
14. Ashbrook R.L. Directionally Solidified Ceramic Eutectics. *J. Am. Ceram. Soc.* 1977. Vol. 60, no. 9–10. P. 428–435.
15. 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.
16. 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. P. 26–29.
17. Guo Q.-L., Li J.-G., Peng A.-Y. Preparation of B₄C–ZrB₂–SiC eutectic ceramics by arc melting method. *Frontiers Mater. Sci. China.* 2010. Vol. 4, no. 3. P. 281–284.
18. 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.
19. 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. *Russian J. Non-Ferrous Metals.* 2017. Vol. 58, no. 5. P. 545–551.
20. Bogomol I., Nishimura T., Vasylykiv O., Sakka Y., Loboda P. Microstructure and high-temperature strength of B₄C–TiB₂ composite prepared by a crucibleless zone melting method. *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 485, no. 1–2. P. 677–681.
21. 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.
22. 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 Compd.* 2009. Vol. 473, no. 1–2. P. 314–318.
23. Sairam K., Sonber J.K., Murthy T.S.R.Ch., Subramanian C., Fotedar R.K., Hubli R.C. Reaction spark plasma sintering of niobium diboride. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 43. P. 259–262.
24. Tu H., Hirayama H., Goto T. Preparation of ZrB₂–SiC composites by arc melting and their properties. *J. Ceram. Soc. Jpn.* 2008. Vol. 116. P. 431–435.

25. Мазур В.И., Мазур А.В. Введение в теорию сплавов. Днепропетровск: Лира ЛТД, 2009. 264 с.
26. Лобода П.І., Богомол Ю.І., Соловійова Т.О. Вплив ультразвуку на структуру і властивості спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів. *Металознавство та обробка металів*, 2012. № 4. С. 23–28.
27. Chokshi A.H., Rosen A., Karch J., Gleiter H. On the validity of the hall-petch relationship in nanocrystalline materials. *Scripta Metallurgica*. 1989. Vol. 23, no. 10. P. 1679–1683.
28. Богомол Ю.І., Лобода П.І., Головенько Я.В. Структура та властивості квазіпотрійних спрямовано армованих композитів системи B_4C-TiB_2-SiC . *Металознавство та обробка металів*. 2015. № 2. С. 37–42.

Надійшла до редакції 15.02.19

Після доопрацювання 15.02.19

Прийнята до опублікування 23.02.19