

## PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY

PACS numbers: 61.05.cp, 61.43.Gt, 62.20.-x, 62.20.M-, 68.37.Hk

### Структура та властивості спрямовано закристалізованого стопу системи $B_4C-TaB_2-SiC$

М. І. Упатов, Е. Р. Абдуллаєва, В. В. Болбут\*, Ю. І. Богомол

*Національний технічний університет України*  
*«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,*  
*просп. Перемоги, 37,*  
*03056 Київ, Україна*  
*\*Otto von Guericke University,*  
*2 Universitätsplatz,*  
*DE-39106 Magdeburg, Germany*

Методом безтигельного зонного топлення одержано композит  $27B_4C-25,5TaB_2-47,5SiC$  (% мол.). Досліджено вплив швидкості кристалізації на структуру та властивості одержаного композита. Твердість за Віккерсом, тріщиностійкість та міцність на згин для композита складають 32–35 ГПа, 4,3–5,2 МПа·м<sup>1/2</sup>, 223–252 МПа відповідно.

**Ключові слова:** трифазна евтектика, твердість, тріщиностійкість, міцність на згин, карбід бору, карбід кремнію, диборид танталу.

The  $27B_4C-25.5TaB_2-47.5SiC$  (% mol.) composite is prepared by a floating zone method based on crucibleless zone melting of compacted powders. The influence of crystallization rate on the structure and properties of the composite is studied. Vickers hardness, fracture toughness, and flexural strength of the composite are 32–35 GPa, 4.3–5.2 MPa·m<sup>1/2</sup>, and 223–252 MPa, correspondingly.

Corresponding author: Mykyta Ihorovych Upatov  
E-mail: [nikitaupatov@gmail.com](mailto:nikitaupatov@gmail.com)

*National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,*  
*37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*  
*\*Otto von Guericke University,*  
*2 Universitätsplatz, DE-39106 Magdeburg, Germany*

Citation: M. I. Upatov, E. R. Abdullaieva, V. V. Bolbut, and Yu. I. Bogomol,  
Structure and Properties of Directionally Solidified Alloy of  $B_4C-TaB_2-SiC$  System,  
*Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 12: 1701–1713 (2020) (in Ukrainian),  
DOI: [10.15407/mfint.42.12.1701](https://doi.org/10.15407/mfint.42.12.1701).

**Key words:** ternary eutectic, hardness, fracture toughness, flexural strength, boron carbide, silicon carbide, tantalum diboride.

(Отримано 4 червня 2019 р.; остаточн. варіант — 21 жовтня 2020 р.)

## 1. ВСТУП

Спрямовано закристалізовані евтектичні композити (СЗЕК) на основі карбіду бору привертають велику увагу завдяки підвищеним властивостям, таким як міцність на згин, тріщиностійкість та стійкість до повзучості [1–2]. До того ж ці властивості також зберігаються за високої температури, завдяки високій структурній досконалості і стабільності міжфазних меж [3]. Тому можна вважати, що евтектична кераміка є перспективним високотемпературним конструкційним матеріалом, який може бути застосованим, наприклад, для виготовлення деталей у гарячих частинах газотурбінних двигунів [4].

Відомо, що розмір структурних складових СЗЕК відіграє важливу роль у формуванні їхніх фізико-механічних властивостей. Одним з ефективних методів подрібнення структури СЗЕК є застосування мультифазних евтектик [5]. Оскільки діаграми топкості у системах  $B_4C-Me^{IV-V}B_2$ ,  $Me^{IV-V}B_2-SiC$  і  $B_4C-SiC$  мають евтектичний тип, то перспективною у напрямку створення нових мультифазних евтектичних композитів на основі карбіду бору є система  $B_4C-Me^{IV-V}B_2-SiC$  [6–15]. Проте дослідженню стопів цієї системи присвячено лише декілька робіт [16–20]. Насамперед, це пов'язано зі складністю визначення точного евтектичного складу. Певні евтектичні системи  $B_4C-TiB_2-SiC$ ,  $B_4C-ZrB_2-SiC$ ,  $B_4C-HfB_2-SiC$  досить детально досліджено у роботах [17–19]. Одержані композити мають задовільні значення мікро-механічних характеристик: твердість 32–36 ГПа, тріщиностійкість 4–6,5 МПа·м<sup>1/2</sup>, а одержана температура евтектики для стопу  $B_4C-HfB_2-SiC$  становить 1909°C [19]. Практично зовсім не вивченою є система  $B_4C-TaB_2-SiC$ . Відомо, що однофазний диборид танталу ( $TaB_2$ ) має високу твердість (25,6 ГПа), хімічну стабільність, високу температуру топлення і хорошу електро- та теплопровідність, а також високий модуль пружності 551 ГПа з міцністю на згин 555 МПа [21]. Крім того, виявлено, що диборид танталу має підвищену високотемпературну твердість [22], а тому він може бути ефективним кандидатом для армування матеріалів на основі карбіду бору [15].

Орданян та ін. [15] провели моделювання поверхні ліквідус у квазіпотрійній системі  $B_4C-TaB_2-SiC$ . За результатами досліджень було розраховано значення концентрації  $TaB_2$  (25,5% мол.) у потрійному евтектичному композиті. Проте експериментально на стопах системи  $B_4C-TaB_2-SiC$  ці дані не було перевірено. Тому метою

даної роботи було експериментальне одержання спрямовано закристалізованих стопів у квазіпотрійній системі  $B_4C-TaB_2-SiC$  та дослідження їхньої структури і механічних властивостей залежно від умов кристалізації.

Також відомо, що для одержання достовірних даних фізико-механічних властивостей матеріалів, важливим є їх вимірювання на чистих та структурно досконалих об'єктах. Використання методу спрямованої кристалізації дозволяє вирощувати високочисті та структурно досконалі монокристалічні та спрямовано армовані матеріали, що своєю чергою, дозволяє точніше прогнозувати властивості та визначати оптимальні умови експлуатації широкого кола матеріалів. Тому одержані у даній роботі експериментальні матеріали можуть бути також застосовані як уточнювальні дані для аналізу механічної поведінки як окремих фаз, так і потрійних стопів у системі  $B_4C-TaB_2-SiC$ .

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

За об'єкт дослідження обрано композит  $27B_4C-25,5TaB_2-47,5SiC$  (% мол.) відповідно до [15]. Одержання зразків проводили за допомогою методу безтигельного зонного топлення неспечених порошкових пресовок [23]. Як вихідні матеріали використовували порошки карбіду кремнію, карбіду бору та дибориду танталу чистотою 98% з розміром частинок 1–5 мкм. Суміш порошків готували десятикратним протиранням через сито з розміром комірок 50 мкм. Як пластифікатор використовували 2,5% -й водний розчин полівінілового спирту.

Суміш порошків пресували на гідравлічному пресі у розбірних прес-формах за тиску 100 МПа. Одержані пресовки витримували у вакуумній шафі за 100°C для видалення вологи і полімеризації пластифікатора.

Безтигельне зонне топлення проводили на установці «Кристал 206» у середовищі гелію з надлишковим тиском 1 атм.

З метою вивчення особливостей кристалізації у квазіпотрійній системі  $B_4C-TaB_2-SiC$  виготовляли зразки за різних швидкостей кристалізації: 1, 2, 3 мм/хв. Окремо досліджували зразок, одержаний внаслідок зриву «краплі» під час безтигельного зонного топлення. 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 за навантаження — 9,81 Н. Тріщиностійкість оцінювали за методикою індентування і розраховували за допомогою рівняння [24]:

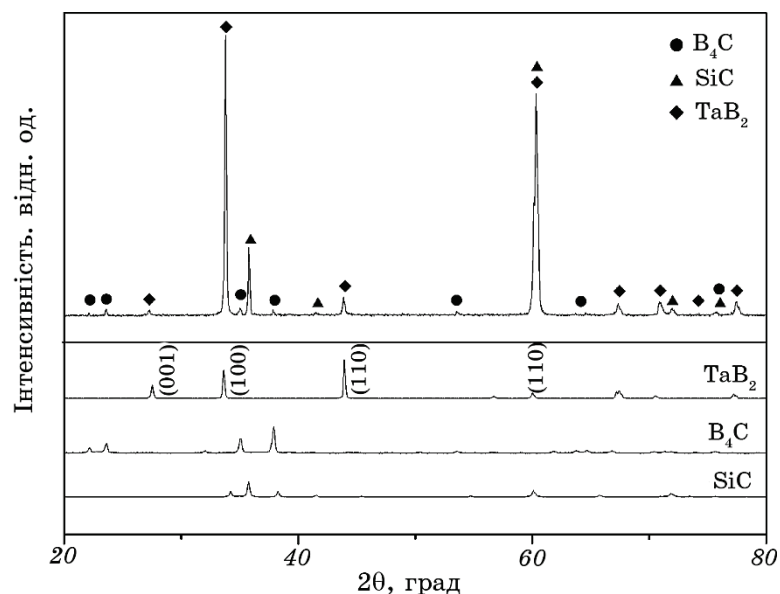
$$K_{1c} = 0,016 \left( \frac{E}{H_v} \right)^{1/2} \left( \frac{P}{c^{3/2}} \right), \quad (1)$$

де  $p$  — навантаження на індентор (9,8 Н),  $c$  — середня довжина тріщини від центра відбитка індентора до вершини тріщини,  $E$  — модуль пружності композита, розрахований за правилом сумішей ( $E_{B_4C} = 460$  [25],  $E_{TaB_2} = 551$  [21],  $E_{SiC} = 414$  [6] ГПа), та  $HV$  — мікротвердість за Віккерсом (ГПа).

Міцність на триточковий згин вимірювали з використанням установки Deben Microtester з максимальним навантаженням 500 Н. Експерименти проводили на повітрі за кімнатної температури зі швидкістю навантаження 0,5 мм/хв.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Рентгенофазовий аналіз композита  $27B_4C-25,5TaB_2-47,5SiC$  (рис. 1), одержаного за швидкості кристалізації 2 мм/хв показав наявність



**Рис. 1.** Дифрактограма композита  $27B_4C-25,5TaB_2-47,5SiC$  (% мол.), вирощеного за швидкості кристалізації 2 мм/хв та порошоків вихідних компонентів.

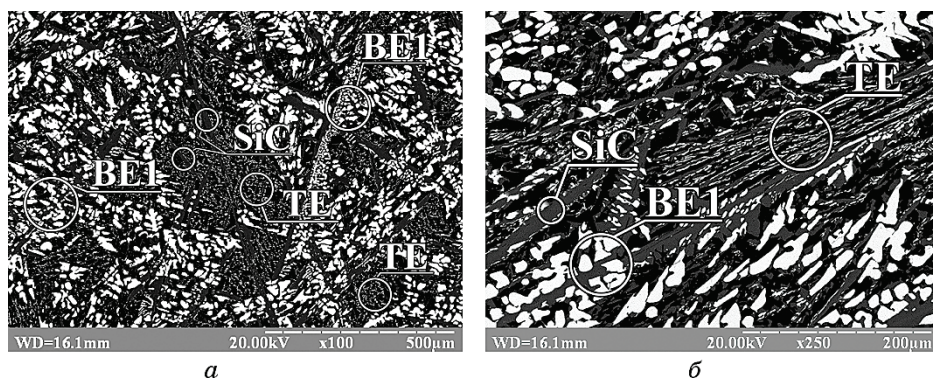
**Fig. 1.** The XRD patterns of  $27B_4C-25.5TaB_2-47.5SiC$  (% mol.) composite grown at a crystallization rate of 2 mm/min and of the powders of initial components.

таких фаз: карбіду кремнію ( $\text{SiC}$ ), карбіду бору ( $\text{B}_4\text{C}$ ) та дибориду танталу ( $\text{TaB}_2$ ), інших фаз виявлено не було. Так як система складається з неметалевих елементів В, Si, С, наявність Та підсилює рефлекс фази  $\text{TaB}_2$ . Слід зазначити текстурування  $\text{TaB}_2$  у напрямку площин (100) та (110), що підтверджується багаточисленними дослідженнями композитів систем  $\text{B}_4\text{C}-\text{MeB}_2-\text{SiC}$  [16–19].

Структура композита  $27\text{B}_4\text{C}-25,5\text{TaB}_2-47,5\text{SiC}$ , одержаного за різних швидкостей кристалізації, характеризується наявністю великої кількості крупнозернистої двофазної евтектики  $\text{TaB}_2-\text{SiC}$  (BE1) та невеликої кількості великих дендритів  $\text{SiC}$  та дрібнозернистої трифазної евтектики  $\text{B}_4\text{C}-\text{TaB}_2-\text{SiC}$  (TE), нерівномірно розташованих по всьому об'єму зразків (рис. 2). Відповідно до значень температури топлення компонентів потрійного стопу, насамперед вірогідно будуть кристалізуватися дендрити  $\text{SiC}$ , далі двофазна евтектика BE1 і останньою чергою дрібнозерниста трифазна евтектика TE.

Особливу увагу в даному дослідженні приділено вивченню трифазної евтектики TE. На рисунку 3 зображено мікроструктури трифазної евтектики композита  $\text{B}_4\text{C}-\text{TaB}_2-\text{SiC}$ , одержаного за різних швидкостей кристалізації. Трифазна евтектика TE має ламелярну структуру, в якій карбід бору ( $\text{B}_4\text{C}$  — темна фаза) виступає як матриця з рівномірно розподіленими по всьому об'єму включеннями карбіду кремнію ( $\text{SiC}$  — світло сіра фаза) та дибориду танталу ( $\text{TaB}_2$  — світла фаза). Як видно з рисунків, диборид танталу утворюється переважно на зернах  $\text{SiC}$ .

Дослідження трифазних евтектичних структур TE показало за-



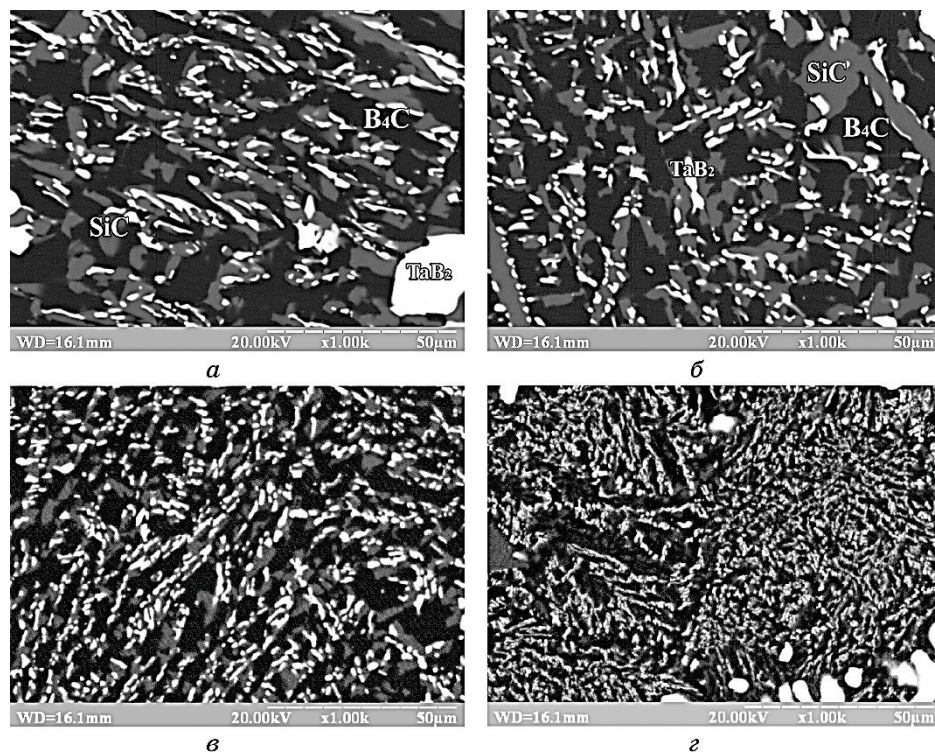
**Рис. 2.** Структура спрямовано закристалізованого композиту  $27\text{B}_4\text{C}-25,5\text{TaB}_2-47,5\text{SiC}$ , виготовленого за швидкості кристалізації 2 мм/хв: *a* — поперечний переріз; *б* — поздовжній переріз.

**Fig. 2.** The structure of directionally solidified  $27\text{B}_4\text{C}-25,5\text{TaB}_2-47,5\text{SiC}$  composite grown at a crystallization rate of 2 mm/min: *a*—cross-section; *б*—longitudinal section.



кономірне зменшення розміру структурних складових у разі збільшення швидкості кристалізації (рис. 4). Найбільший розмір фази в евтектиці ТЕ спостерігаються для карбіду бору ( $8,54\text{--}2,24\text{ мкм}$ ), далі за розміром йде карбід кремнію ( $5,53\text{--}1,45\text{ мкм}$ ), після якого диборид танталу ( $4,17\text{--}1\text{ мкм}$ ). У зразка (рис. 4, *з*), одержаного у разі зриву «краплі» спостерігається найменший розмір структурних складових, що можна пояснити підвищеною швидкістю кристалізації. Зі збільшенням швидкості кристалізації спостерігається збільшення площі трифазної евтектики, особливо яскраво це спостерігається для зразка «краплі», що обумовлено збільшенням температурного градієнта.

Однією з переваг спрямовано закристалізованих композитів є те, що розмір фазових складових у мікроструктурі може систематично контролюватися за допомогою швидкості кристалізації [1]. Відпо-



**Рис. 3.** Мікроструктура трифазної евтектики у композитах  $27\text{B}_4\text{C}\text{--}25,5\text{TaB}_2\text{--}47,5\text{SiC}$ , одержаних за різних швидкостей кристалізації: *а* —  $1\text{ мм/хв}$ ; *б* —  $2\text{ мм/хв}$ ; *в* —  $3\text{ мм/хв}$ ; *з* — велика швидкість кристалізації «крапля».

**Fig. 3.** Microstructure of the ternary eutectic in  $27\text{B}_4\text{C}\text{--}25.5\text{TaB}_2\text{--}47.5\text{SiC}$  composites grown at different crystallization rates: *a*— $1\text{ mm/min}$ ; *б*— $2\text{ mm/min}$ ; *в*— $3\text{ mm/min}$ ; *з*—high rate of crystallization ('drop').

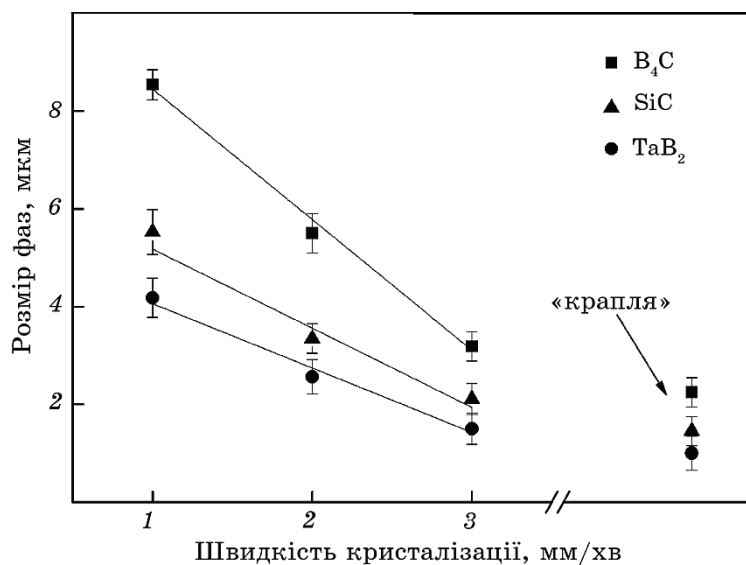
відно у разі підвищення швидкості кристалізації час для дифузії розчинених компонентів на фронті кристалізації повинен зменшуватися. Це, своєю чергою, призводить до зменшення розмірів структурних складових стопів. Взаємозв'язок між швидкістю кристалізації ( $V$ ) та розміром структурних складових ( $\lambda$ ) для евтектичних стопів можна представити наступним чином [26]:

$$\lambda = KV^{1/2}, \quad (2)$$

де  $K$  — стала.

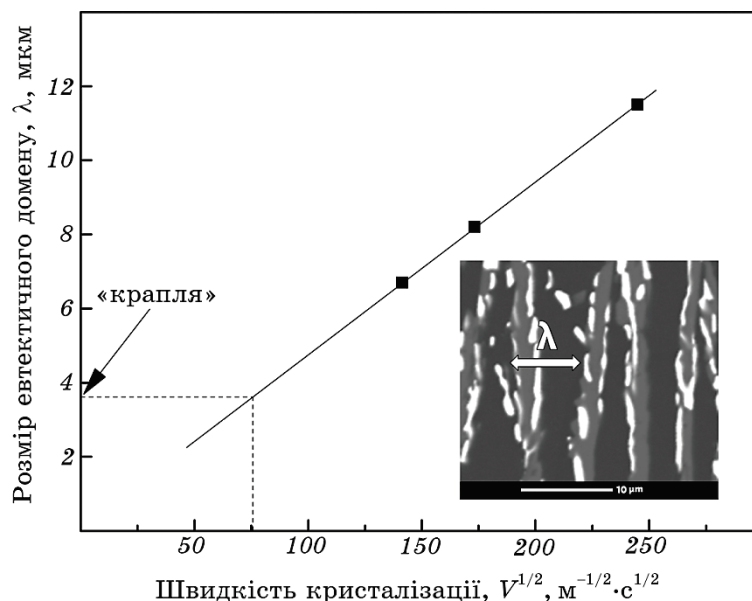
Так як включення  $\text{TaB}_2$  у трифазній евтектиці ТЕ переважно спостерігаються в межах включень  $\text{SiC}$ , для даного дослідження побудовано залежність між розміром евтектичного домену, що містить усі три фази композита (рис. 5), і зворотним коренем швидкості кристалізації. Рисунок 5 показує чітку лінійну залежність. Якщо спроектувати значення розміру евтектичного домену (3,67 мкм) для «краплі» на лінійну залежність, ми одержимо значення її швидкості кристалізації, яке дорівнює близько 10,5 мм/хв. Відповідно до (2) розраховано коефіцієнт  $K$  для спрямовано закристилізованого композита  $27\text{B}_4\text{C}-25,5\text{TaB}_2-47,5\text{SiC}$ , він становить  $2,42 \cdot 10^{-15} \text{ м}^3/\text{с}$ .

З підвищенням швидкості кристалізації для композитів системи



**Рис. 4.** Залежність розміру фаз у потрійній евтектиці від швидкості кристалізації.

**Fig. 4.** Dependence of the phases size in ternary eutectic on the crystallization rate.



**Рис. 5.** Розмір евтектичного домену трифазної евтектики  $\text{B}_4\text{C}-\text{TaB}_2-\text{SiC}$ , як функція зворотного квадрата кореня швидкості кристалізації.

**Fig. 5.** Eutectic domain of the ternary eutectic  $\text{B}_4\text{C}-\text{TaB}_2-\text{SiC}$  as a function of the crystallization rate.

$\text{B}_4\text{C}-\text{TaB}_2-\text{SiC}$  відбувається зміна мікроструктури: зменшення розмірів структурних складових та зменшення розміру евтектичного домену з 12 до 3,6 мкм, що своєю чергою призводить до збільшення міжфазних поверхонь розділу у композиті. За аналогією із співвідношенням Холла–Петча [27], у такому випадку твердість композита повинна збільшуватись, що і спостерігається у нашому дослідженні: твердість  $HV$  зростає з 32 до 35 ГПа (рис. 6). Таку ж поведінку ми спостерігаємо для тріщиностійкості, а саме зростання  $K_{1c}$  зі збільшенням швидкості кристалізації з 4,3 до 5,2 МПа·м<sup>1/2</sup>.

На рисунку 7 показано залежність значень  $K_{1c}$  та  $HV$  для двофазних та трифазних систем, як для літературних даних, так і для даних, одержаних у даній роботі (наведено значення «краплі»). Значення  $HV$  для композита  $27\text{B}_4\text{C}-25,5\text{TaB}_2-47,5\text{SiC}$  (35,6 ГПа) виявились вищими за всі представленні двофазні композити, зокрема і евтектичні, серед яких найбільше значення має композит системи  $\text{B}_4\text{C}-\text{HfB}_2$  (31 ГПа), одержаний за допомогою дугового топлення. Серед трифазних евтектичних композитів близьке значення до зразка «краплі» має тільки  $\text{B}_4\text{C}-\text{HfB}_2-\text{SiC}$  (35,7 ГПа), інші системи мають значення  $HV$  у діапазоні 28–30 ГПа. Стосовно  $K_{1c}$  найкращі значення серед представлених двофазних композитів мають евтек-



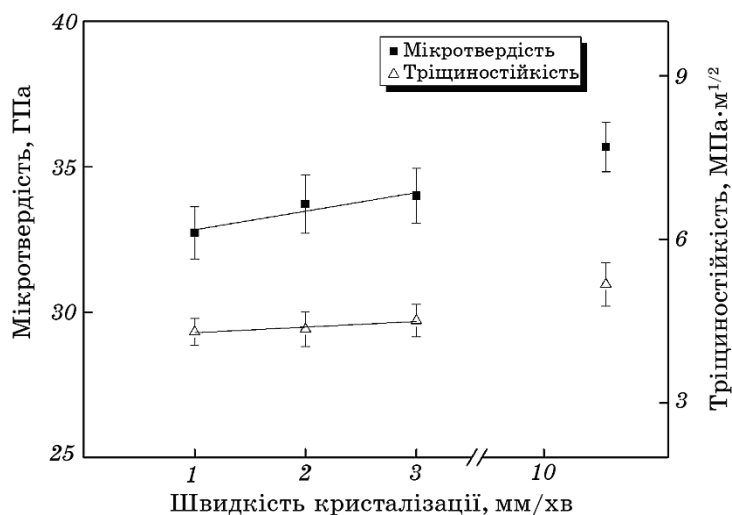


Рис. 6. Мікромеханічні характеристики досліджуваного композита.

Fig. 6. Micromechanical characteristics of the composite.

тичні системи  $\text{SiC}-41,5\text{ZrB}_2$  та  $\text{B}_4\text{C}-35\text{NbB}_2$  ( $6 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ), проте найвищі значення  $K_{1c}$  має композит  $\text{B}_4\text{C}-\text{HfB}_2-\text{SiC}$  ( $6,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ).

$K_{1c}$  для зразка «краплі» становить  $5,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , що значно вище,

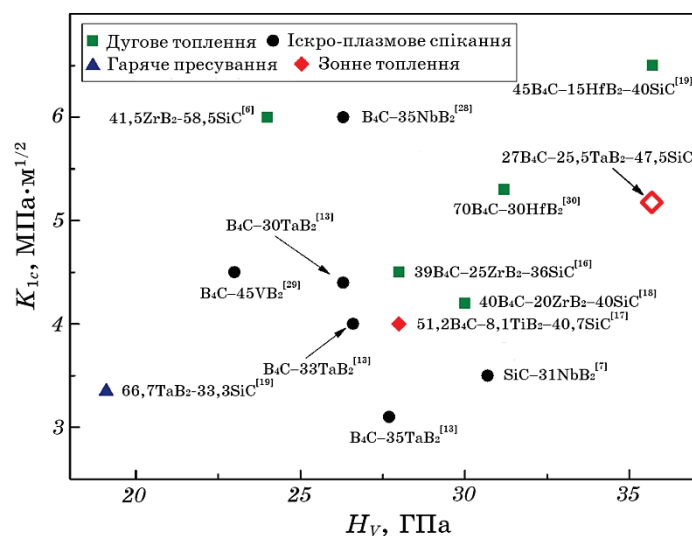
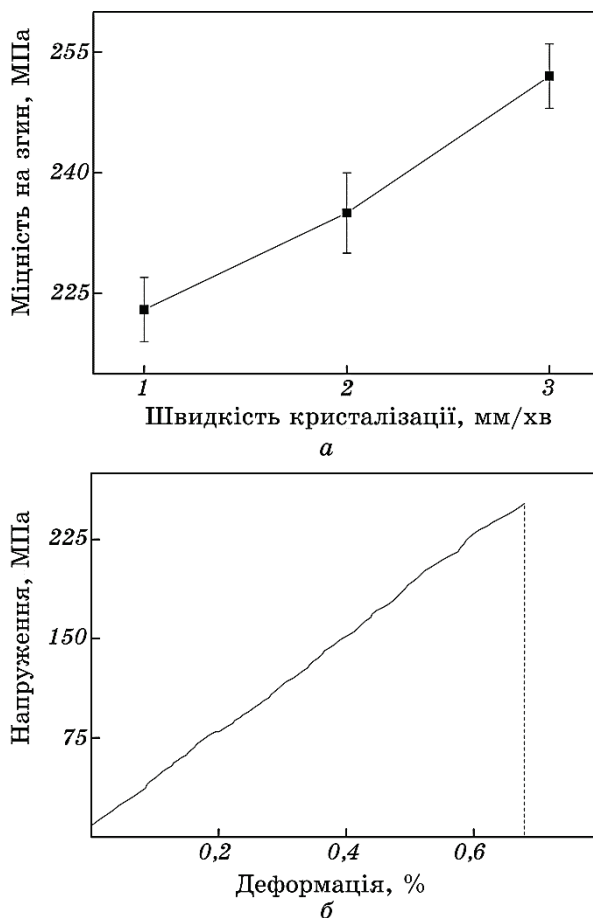


Рис. 7. Значення твердості та тріщиностійкості для дво- і трифазних систем.

Fig. 7. The values of hardness and fracture toughness for two and three-phase systems.

ніж для трифазних евтектичних композитів  $\text{B}_4\text{C}-\text{ZrB}_2-\text{SiC}$  ( $4,2-4,5 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ) та  $\text{B}_4\text{C}-\text{TiB}_2-\text{SiC}$  ( $4 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ). Зважаючи на високі значення твердості та тріщиностійкості, композити системи  $\text{B}_4\text{C}-\text{TaB}_2-\text{SiC}$  є перспективними для використання останніх як високо-ефективні різальні інструменти [28–30].

Експериментальні дослідження показали, що зі збільшенням швидкості кристалізації спрямовано закристалізованого стопу  $27\text{B}_4\text{C}-25,5\text{TaB}_2-47,5\text{SiC}$  (% мол.) закономірно відбувається підвищення міцності на триточковий згин з 223 до 252 МПа (рис. 8, а). Та-



**Рис. 8.** Залежність міцності на згин від швидкості кристалізації (а) та навантаження композита, виготовленого за швидкості кристалізації 3 мм/хв (б).

**Fig. 8.** The flexural strength as function of the crystallization rate (a) and the load-displacement of the composite grown at a crystallization rate of 3 mm/min (b).



**Рис. 9.** Знімок поверхні зламу композита  $B_4C-TaB_2-SiC$  після випробування на триточковий згин.

**Fig. 9.** Fracture surface of the  $B_4C-TaB_2-SiC$  composite after a three-point flexural test.

ку поведінку можна пояснити подрібненням структури зі зростанням швидкості кристалізації (рис. 3) і, як наслідок, збільшенням кількості міжфазних меж та зменшенням розмірів критичних дефектів у фазових складових композита. Аналізуючи криві навантаження (рис. 8, б), можна констатувати крихкий тип руйнування.

Аналіз траєкторії розповсюдження тріщини на поверхні зламів зразків, показав, що наявність у структурі включень  $SiC$  та  $TaB_2$  призводить до зміну руху, відхилення або до зупинки тріщин (рис. 9). Таким чином, збільшується робота, виконана на руйнування композита, що відповідно відображається на зростанні міцності.

#### 4. ВИСНОВКИ

У даній роботі вперше одержано спрямовано закристалізовані стопи системи  $B_4C-TaB_2-SiC$ . Структура композита  $27B_4C-25,5TaB_2-47,5SiC$  (% мол.), одержаного за різних швидкостей кристалізації, характеризується наявністю великої кількості крупнозернистої двофазної евтектики  $TaB_2-SiC$ , хаотично розташованих великих дендритів  $SiC$ , та дрібнозернистої трифазної евтектики  $B_4C-TaB_2-SiC$ . Досліджено структуроутворення у квазіпотрійній системі. Збільшення швидкості кристалізації призводить до зменшення розмірів структурних складових (для карбіду бору з 8,54 до 2,24 мкм, для карбіду кремнію з 5,53 до 1,45 мкм, для дибориду танталу з

4,17 до 1 мкм), що своєю чергою позитивно впливає на механічні властивості. Твердість за Віккерсом, тріщиностійкість та міцність на згин для композита  $27\text{B}_4\text{C}-25,5\text{TaB}_2-47,5\text{SiC}$  (% мол.) склали 32–35 ГПа, 4,3–5,2 МПа·м<sup>1/2</sup> та 223–252 МПа відповідно.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. W.-T. Chen, R. M. White, T. Goto, E. C. Dickey, and D. J. Green, *J. Am. Ceram. Soc.*, **99**, Iss. 6: 1837 (2016).
2. Y. Waku, N. Nakagawa, T. Wakamoto, H. Ohtsubo, K. Shimizu, and Y. Kohtoku, *J. Mater. Sci.*, **33**: 1217 (1998).
3. Y. Waku, N. Nakagawa, T. Wakamoto, H. Ohtsubo, K. Shimizu, and Y. Kohtoku, *Nature*, **389**: 49 (1997).
4. J.-F. Justin, A. Julian-Jankowiak, V. Guérineau, V. Mathivet, and A. Debarre, *CEAS Aeronaut J.*, **11**: 651 (2020).
5. J. LLorca and V. M. Orera, *Prog. Mater. Sci.*, **51**: 711 (2006).
6. H. Tu, H. Hirayama, and T. Goto, *J. Ceram. Soc. Jpn.*, **116**, Iss. 1351: 431 (2008).
7. D. Demirskyi and O. Vasylykiv, *Ceram. Int.*, **42**, Iss. 16: 19372 (2016).
8. D. Demirskyi and Y. Sakka, *J. Ceram. Soc. Jpn.*, **123**: 33 (2015).
9. I. Gunjishima, T. Akashi, and T. Goto, *Mater. Trans.*, **43**, Iss. 9: 2309 (2002).
10. W. Li, R. Tu, and T. Goto, *Mater. Trans.*, **46**: 2504 (2005).
11. K. Sairam, J. K. Sonber, T. S. R. C. Murthy, C. Subramanian, R. C. Hubli, and A. K. Suri, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, **35**: 32 (2012).
12. D. Demirskyi and O. Vasylykiv, *Mater. Sci. Eng., A*, **697**: 71 (2017).
13. D. Demirskyi, Y. Sakka, and O. Vasylykiv, *J. Asian Ceram. Soc.*, **3**, Iss. 4: 369 (2015).
14. T. Akashi, I. Gunjishima, and T. Goto, *Key Eng. Mater.*, **247**: 209 (2003).
15. S. S. Ordan'yan, D. D. Nesmelov, D. P. Danilovich, and Y. P. Udalov, *Russ. J. Non-Ferrous Met.*, **58**, Iss. 5: 545 (2017).
16. Q.-L. Guo, J.-G. Li, and A.-Y. Peng, *Front. Mater. Sci. China*, **4**, Iss. 3: 281 (2010).
17. W. Li, R. Tu, and T. Goto, *Mater. Trans.*, **46**, Iss. 9: 2067 (2005).
18. R. Tu, N. Li, Q. Z. Li, S. Zhang, T. Goto, and L. M. Zhang, *Mater. Res. Innovations*, **19**, Supp 10: 26 (2015).
19. R. Tu, N. Li, Q. Li, S. Zhang, L. Zhang, and T. Goto, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **36**, Iss. 4: 959 (2016).
20. M. I. Upatov, E. R. Abdullaeva, V. V. Bolbut, and I. I. Bogomol, *J. Superhard Mater.*, **42**: 18 (2020).
21. X. Zhang, G. E. Hilmas, and W. G. Fahrenholtz, *Mater. Lett.*, **62**, Iss. 27: 4251 (2008).
22. K. Nakano, K. Nakamura, T. Okubo, and T. Sugimura, *J. Less Com. Met.*, **84**: 79 (1982).
23. I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylykiv, Y. Sakka, and P. Loboda, *J. Alloys Compd.*, **485**, Iss. 1–2: 677 (2009).
24. G. R. Anstis, P. Chantikul, B. R. Lawn, and D. B. Marshall, *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**, Iss. 9: 533 (1981).
25. L. Weng, X. Zhang, J. Han, W. Han, and C. Hong, *J. Alloys Compd.*, **473**,

- Iss. 1–2: 314 (2009).
26. K. A. Jackson and J. D. Hunt, *Dynamics of Curved Fronts*, **236**: 363 (1988).
27. A. H. Chokshi, A. Rosen, J. Karch, and H. Gleiter, *Scr. Mater.*, **23**, Iss. 10: 1679 (1989).
28. D. Demirskyi and Y. Sakka, *J. Am. Ceram. Soc.*, **97**, Iss. 8: 2376 (2014).
29. D. Demirskyi, Y. Sakka, and O. Vasylykiv, *J. Ceram. Soc. Jpn.*, **123**, Iss. 1443: 1051 (2015).
30. R. Tu, N. Li, Q. Li, S. Zhang, L. Zhang, and T. Goto, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **36**, Iss. 16: 3929 (2016).