PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.de, 62.20.Qp, 62.23.Pq, 81.05.Je, 81.40.Np, 81.70.Jb

# Структура та властивості композиційного матеріялу на основі карбіду Силіцію, армованого на мезорівні високоентропійним диборидом

Дуань Маньтан<sup>1</sup>, В. Т. Мосяк<sup>1</sup>, Д. Л. Палагеча<sup>1</sup>, К. В. Кривенко<sup>1</sup>, С. Г. Пономарчук<sup>1</sup>, Д. О. Резнік<sup>1</sup>, Я. В. Зауличний<sup>1</sup>, О. В. Степанов<sup>1</sup>, Д. С. Леонов<sup>2</sup>, М. Ю. Барабаш<sup>1,2</sup>, Ю. І. Богомол<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», просп. Берестейський, 37, 03056 Київ, Україна <sup>2</sup>Технічний центр НАН України, вул. Покровська, 13, 04070 Київ, Україна

Спрямовано закристалізований евтектичний керамічний композит  $SiC/(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$  виготовляли методом безтиґльового зонного топлення порошкових пресовок з використанням порошків карбіду Силіцію та диборидів перехідних металів (ТіВ<sub>2</sub>, ZrB<sub>2</sub>, HfB<sub>2</sub>, NbB<sub>2</sub>, TaB<sub>2</sub>) у якості вихідних матеріялів. Мікроструктура одержаних композитів представляє собою матрицю з карбіду Силіцію, спрямовано армовану на мезорівні однофазним високоентропійним диборидом (Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)B<sub>2</sub>. Рентґеноструктурна аналіза композитів підтвердила наявність у їхньому складі наступних фаз: SiC та високоентропійного дибориду (Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)В<sub>2</sub>. Досліджено вплив швидкости вирощування на мікроструктурні та мікромеханічні характеристики кераміки SiC/(Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)В<sub>2</sub>. Встановлено, що збільшення швидкости вирощування приводить до зменшення розмірів армувальної фази та підвищення твердости та тріщиностійкости від 22,2 до 24,9 ГПа та від 3,6 до 3,9 МПа·м<sup>1/2</sup> відповідно.

Directionally solidified SiC/(Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)B<sub>2</sub> eutectic ceramics is prepared by the floating zone method based on the crucibleless zone melting of compacted powders using silicon carbide and transition-metal diboride (TiB<sub>2</sub>, ZrB<sub>2</sub>, HfB<sub>2</sub>, NbB<sub>2</sub> and TaB<sub>2</sub>) powders as initial materials. The microstructure of as-prepared composites consists of a silicon carbide matrix uniformly reinforced on mesoscopic level by a single-phase highentropy (Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)B<sub>2</sub> diboride. The XRD analysis of the com-

959

posites confirms the presence of the following phases in their compositions: SiC and  $(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$ . The effect of the solidification rate on the microstructural and micromechanical characteristics of the SiC/ $(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$  ceramics is revealed. As found, an increase in the solidification rate leads to a decrease in the size of the reinforcing phase and an increase in hardness and fracture toughness from 22.2 to 24.9 GPa and 3.6 to 3.9 MPa·m<sup>1/2</sup>, respectively.

Ключові слова: карбід Силіцію, високоентропійні бориди, спрямовано закристалізовані евтектичні композити, твердий розчин, твердість за Віккерсом, тріщиностійкість.

Key words: silicon carbide, high-entropy borides, directionally solidified eutectic composites, Vickers hardness, fracture toughness.

(Отримано 22 вересня 2024 р.)

# 1. ВСТУП

Високотемпературна кераміка на основі боридів перехідних металів є перспективним кандидатом для застосування в аерокосмічній галузі завдяки унікальній комбінації властивостей, в тому числі високій температурі топлення, твердості та модулю пружности [1-3]. Однак стійкість до окиснення є основною проблемою під час розробки таких високотемпературних матеріялів, оскільки продукт окиснення B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> випаровується під час нагрівання, що приводить до утворення пористої стовпчастої структури на основі зерен оксидів відповідних перехідних металів [4-6]. Більшість розробок щодо підвищення стійкости боридної кераміки до окиснення ґрунтується на додаванні 20-30 об.% SiC для створення захисного шару на поверхні під час окиснення. Для більш ефективного підвищення стійкости до окиснення композитів системи ZrB<sub>2</sub>/SiC також додають бориди перехідних металів, такі як ТіВ<sub>2</sub>, TaB<sub>2</sub> i VB<sub>2</sub> [7]. Зазвичай таку кераміку одержують гарячим пресуванням, гарячим ізостатичним пресуванням, іскро-плазмовим спіканням. Ці методи уможливлюють синтезувати високощільні матеріяли, одночасно обмежуючи механізми росту зерна, особливо останній [2]. Невеликий розмір зерен сприяє підвищенню окисної стійкости кераміки та її механічних властивостей [1, 2].

Ще одним ефективним підходом для поліпшення високотемпературних властивостей є виготовлення спрямовано закристалізованої кераміки, наприклад системи  $MeB_2/SiC$  (де  $MeB_2 - TiB_2$ ,  $ZrB_2$ ,  $HfB_2$  та ін.), яка має фазові діяграми евтектичного типу [8]. Такі евтектичні керамічні композити, що формуються *in situ* під час спрямованої кристалізації, зазвичай мають підвищені механічні властивості як за кімнатної, так і за підвищених темпера-

960

тур, завдяки однорідній дрібнозернистій мікроструктурі та великій площі поверхні чистих і міцних меж поділу між фазами [9– 11]. Дослідження спрямовано закристалізованої кераміки  $ZrB_2$ – SiC показали, що вона може мати поліпшену стійкість до окиснення завдяки захисній боросилікатній плівці, яка повністю покриває бічні поверхні спрямовано одержаних спрямованою кристалізацією зразків [8]. Також встановлено, що такі керамічні композити мають підвищену тріщиностійкість у порівнянні з однофазною керамікою [12].

Значний проґрес у розробці нових високотемпературних матеріялів надало дослідження високоентропійних боридів [13]. Такі матеріяли демонструють надвисокі температури топлення, а також відмінні тепло- й електропровідність, твердість, міцність, стійкість до зношування й окиснення [14–17]. Завдяки унікальній мікроструктурі ці матеріяли можуть мати потужній потенціял для використання як високотемпературний матеріял або як компонент у композитах для застосування в екстремальних умовах. Встановлено, що введення високоентропійного бориду у кераміку SiC під час іскро-плазмового спікання поліпшує ущільнення та механічні властивості композитів [18]. Показано, що додавання до 15 мас.% (Hf<sub>0,2</sub>Mo<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ti<sub>0,2</sub>)В<sub>2</sub> до кераміки SiC підвищує як твердість, так і тріщиностійкість композитів у порівнянні з однофазною керамікою на основі SiC.

Отже, застосування високоентропійної боридної кераміки в якості армувальної складової у спрямовано армованих на мезорівні евтектичних стопах на основі карбіду Силіцію, може значно поліпшити як їхні механічні властивості, так і окисну стійкість. Тому метою даної роботи було одержати методом спрямованої кристалізації евтектичний композит на основі карбіду Силіцію, спрямовано армований на мезорівні високоентропійним диборидом ( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ ) $B_2$ , та дослідити його мікроструктуру, хемічний і фазовий склади та мікромеханічні властивості.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Евтектичний композит SiC/ $(Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2})B_2$ , спрямовано закристалізований, був одержаний методом безтиґльового зонного топлення неспечених порошкових пресовок, розробленим у КПІ імені Ігоря Сікорського [19]. В якості вихідних матеріялів використовувалися порошки TiB<sub>2</sub>, ZrB<sub>2</sub>, HfB<sub>2</sub>, NbB<sub>2</sub>, TaB<sub>2</sub> та SiC з середнім розміром частинок близько 1 мкм і чистотою у 98% виробництва Донецького заводу хемічних реактивів. Вміст компонентів розраховувався, виходячи з даних по діяграмі топкости SiC/ZrB<sub>2</sub> [8]. Таким чином, суміш розраховувалася у пропорції 41,5 мол.% (Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub> і 58,5 мол.% карбіду Силіцію. Мольний відсоток вмісту  $TiB_2$ ,  $ZrB_2$ ,  $HfB_2$ ,  $NbB_2$  та  $TaB_2$  в  $(Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2})B_2$  був однаковим — 20 моль.%. Змішування компонентів проводилося шляхом 10-кратного протирання суміші порошків через сито з розміром комірок у 50 мкм. Перед формуванням до евтектичної суміші порошків додавався 2,5%-водний розчин полівінілового спирту в якості пластифікатора. Стрижні діяметром у 10 мм і довжиною у 145 мм було одержано шляхом холодного пресування за тиску у 50 МПа. Після пресування зразки піддавалися сушці у вакуумній сушильній шафі упродовж 12 годин за температури у 100°С з метою видалення вологи та полімеризації пластифікатора.

Вирощування кристалів спрямовано закристалізованого евтектичного композиту SiC/(Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub> проводилось у високочастотній індукційній установці для вирощування кристалів «Кристал 206», оснащеній камерою високого тиску. В якості зародка використовували попередньо вирощений спрямовано закристалізований евтектичний композит SiC/ZrB<sub>2</sub> із заздалегідь визначеною кристалографічною орієнтацією (111)SiC||(100)ZrB<sub>2</sub>. Зонне топлення проводилося в середовищі гелію за надлишкового тиску у 1 атм. Швидкості вирощування складали: 1, 2 та 3 мм/хв.

Мікроструктуру одержаних композитів вивчали за допомогою растрового електронного мікроскопа Axia ChemiSEM HiVac (Нідерланди), оснащеного енергодисперсійним спектрометром (EDX), що використовувався для оцінки хемічного складу одержаних зразків, а також розподілу елементів по фазових компонентах евтектичного композиту. Фазовий склад досліджували методом рентґеноструктурної аналізи за допомогою рентґенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV з випроміненням  $CuK_{\alpha}$ .

Інтеґральну мікротвердість одержаних зразків вимірювали на поздовжніх і поперечних перерізах за допомогою стандартної методики індентування. Випробування на твердість виконували за навантаження у 9,81 H за допомогою цифрового мікротвердоміра MHV-1000 (Китай). Час витримки під навантаженням становив 15 с. Тріщиностійкість ( $K_{1C}$ ) розраховували на основі методики індентування, запропонованої Ніїхарою [20] для Палмквістових тріщин у крихких матеріялах:

$$K_{1C} = 9,052 \cdot 10^{-3} H^{3/5} E^{2/5} l C_0^{-1/2}$$
 ,

де H — твердість, E — модуль Юнґа, розрахований для композиту SiC/(Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub> за допомогою правила суміші ( $E_{\rm SiC} = 700$  ГПа [21],  $E_{({\rm Ti}_{0,2}{\rm Zr}_{0,2}{\rm Hf}_{0,2}{\rm Hb}_{0,2}{\rm Ta}_{0,2})} = 500$  ГПа [22]), l — середня довжина діягоналі індентування,  $C_0$  — середня довжина тріщин. Для кожного зразка було зроблено по тридцять мірянь для одержання середньої твердости та довжини тріщин.

# 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

## 3.1. Фазовий склад

На рисунку 1 представлено дифрактограми зразків евтектичного стопу SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub>, спрямовано закристалізованого, яких було виготовлено за різних швидкостей вирощування. Дослідження показали наявність піків, що відповідають гексагональній кристалічній структурі  $MeB_2$  типу AlB<sub>2</sub>, а також слабких піків SiC. Незважаючи на те, що об'ємний вміст SiC становить 58,5 мол.% у синтезованих композитах, дифракційні піки SiC мають низьку інтенсивність через низький рентґенівський розсіювальний фактор атомів Силіцію та Карбону в порівнянні з високоентропійними диборидами перехідних металів. Одержані дані та характер інтенсивности корелює з даними, яких було одержано для спрямовано закристалізованих композитів на основі карбіду Бору [23].

Встановлено, що на одержаних дифрактограмах найбільша інтенсивність спостерігається переважно для піків із кристалографічною орієнтацією (100) для високоентропійного дибориду ( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ ) $B_2$  й (111) для карбіду Силіцію, що вказує на переважальну кристалографічну орієнтацію цих фаз в одержаних композитах SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ ) $B_2$  (рис. 1). Така



Рис. 1. Рентґенівські дифрактограми зразків спрямовано закристалізованого евтектичного стопу SiC/(Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)B<sub>2</sub>, одержаних за різних швидкостей вирощування:  $a - \text{SiC}-MeB_2$  3 мм/хв.;  $\delta - \text{SiC}-MeB_2$  2 мм/хв.;  $\epsilon - \text{SiC}-MeB_2$  1 мм/хв.;  $\epsilon - \text{SiC} - MeB_2$  1 мм/хв.;  $\epsilon - \text$ 

поведінка також може бути підтверджена використанням спрямовано закристалізованого зародка з евтектики  $SiC/ZrB_2$  з визначеною кристалографічною орієнтацією (111) $SiC \| (100)ZrB_2$ .

# 3.2. Мікроструктура

На рисунку 2 показано мікроструктуру одержаних спрямовано



Рис. 2. Мікроструктура у поперечному (*a*, *b*, *d*) і поздовжньому (*b*, *c*, *e*) перетині до напрямку вирощування зразків спрямовано закристалізованого евтектичного стопу SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub>, одержаних за різних швидкостей вирощування: *a*, *b* — 1 мм/хв.; *b*, *c* — 2 мм/хв.; *d*, *e* — 3 мм/хв.<sup>2</sup>



**Рис. 3.** Залежність поперечного розміру армувальної фази високоентропійного бориду ( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ ) $B_2$  (*a*) та віддалі між лямелями (б) для зразків спрямовано закристалізованого евтектичного стопу SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ ) $B_2$  від швидкости вирощування.<sup>3</sup>

армованих композитів SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub>, вирощених за різних швидкостей вирощування. Вона представляє собою матрицю з карбіду Силіцію (темна фаза), спрямовано армовану стрижневими включеннями високоентропійного дибориду ( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub> (світла фаза).

Встановлено, що зі збільшенням швидкости вирощування композиту від 1 до 3 мм/хв. поперечний розмір армувальної фази ( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub>, а також віддаль між лямелями зменшуються (рис. 2, 3). Водночас за допомогою спрямованої кристалізації можна контролювати розмір фазових складових евтектичних стопів, реґулюючи швидкість вирощування [9]. Зі збільшенням швидкости кристалізації час для дифузії біля межі поділу твердої та рідкої фаз зменшується. Це, в свою чергу, приводить до зменшення середнього поперечного розміру армувальної фази у евтектичних стопах (рис. 3). Така поведінка є характерною для більшости відомих спрямовано закристалізованих стопів.

## 3.3. Хемічний склад

Дослідження хемічного складу методом мікрорентґеноспектральної аналізи показали, що хемічні елементи, які входять до складу одержаного спрямовано закристалізованого евтектичного стопу SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub> достатньо рівномірно розподілені по площині зразка (рис. 4). На рисунку показано карти розподілу елементів: Бору (В), Карбону (С), Силіцію (Si), Титану (Ті), Цирконію (Zr), Гафнію (Нf), Ніобію (Nb) і Танталу (Та).

Встановлено, що Силіцій і Карбон в основному концентруються в області матричної фази SiC, а перехідні метали (Ti, Zr, Hf, Nb i Ta) в основному розташовуються в області армувальної фази



**Рис. 4.** Розподіл хемічних елементів у мікроструктурі спрямовано закристалізованого евтектичного композиту  $SiC/(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$ .<sup>4</sup>

 $(Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2})B_2$ , що, в свою чергу, підтверджує утворення саме високоентропійного дибориду.

#### 3.4. Мікромеханічні властивості

Вивчення мікромеханічних властивостей одержаного спрямовано закристалізованого евтектичного SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub>композиту показало, що інтеґральна мікротвердість за Віккерсом ( $H_{\mu}$ ) (рис. 5) збільшується з підвищенням швидкости вирощування від 23,2 до 24,9±0,5 ГПа у поперечному до вирощування напрямку і від 22,2 до 22,9±0,3 ГПа у поздовжньому до вирощування напрямку, що перевищує значення, одержані для евтектичних стопів, армованих індивідуальними диборидами [12]. Водночас тріщиностійкість ( $K_{1c}$ ) одержаного композиту збільшується



**Рис. 5.** Залежність інтеґральної мікротвердости (*a*) та тріщиностійкости (б) спрямовано закристалізованого евтектичного композиту SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub> від швидкости вирощування.<sup>5</sup>

з підвищенням швидкости вирощування від 3,6 до  $3,9\pm0,1$  МПа·м<sup>1/2</sup> в поперечному до вирощування напрямку і від 3,6 до  $3,8\pm0,1$  МПа·м<sup>1/2</sup> в поздовжньому до вирощування напрямку. Таку поведінку можна пояснити зменшенням розмірів структурних складових з підвищенням швидкости вирощування (рис. 3).

Залежність величини інтеґральної мікротвердости за Віккерсом можна пояснити ефектом Голла-Петча, оскільки зменшення розмірів структурних складових приводить до збільшення їхньої кількости за однакового вмісту армувальної фази, що, як наслідок, веде до збільшення кількости міжфазних меж, які виступають в ролі бар'єрів для проходження пластичної деформації та руйнування. З іншого боку, менший поперечний розмір структурних складових сприяє зменшенню величини критичних розмірів дефектів, які в них виникають, що, відповідно до критерію руйнування за Тріффітсом, підвищує значення руйнувального напруження в матеріялі, тобто сприяє підвищенню його міцности та тріщиностійкости.

Таким чином, інтеґральна мікротвердість за Віккерсом і тріщиностійкість ( $K_{1c}$ ) зростають зі зменшенням розмірів структурних складових у спрямовано закристалізованому евтектичному композиті SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub> (рис. 3, 5).

На рисунку 6 показано типовий відбиток індентора за Віккерсом після індентування на поздовжньому перерізі одержаного спрямовано армованого композиту SiC/(Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub>, вирощеного зі швидкістю у 2 мм/хв. Встановлено, що тріщини, паралельні до фази (Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub>, як правило, схильні відхилятися від прямого поширення з наступним затуханням (рис. 6). Тріщини в перпендикулярному напрямку добре визначені, добре поширюються через матричну фазу SiC і відхиляються або й перекриваються (мостикуються) армувальною фазою (Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub>. Відомо, що відхилення і мостикування



**Рис. 6.** Відбиток індентора за Віккерсом після індентування на поздовжньому перерізі спрямовано армованого SiC/ $(Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2})B_2$ -композиту.<sup>6</sup>

тріщин — це найбільш поширені механізми зміцнення у спрямовано закристалізованих керамічних евтектиках [9, 23, 24]. Такі механізми реалізуються завдяки наявності залишкових термічних напружень у фазових складових композитів, які виникають в результаті ріжниці коефіцієнтів термічного розширення фаз. Таким чином, в даному дослідженні тріщиностійкість одержаного композиту SiC/( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub> було підвищено за рахунок залишкових напружень, які виникли через ріжницю коефіцієнтів термічного розширення в SiC (4,0·10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup>) [21] і ( $Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2}$ )B<sub>2</sub> (8,55·10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup>) [24].

Через менший коефіцієнт термічного розширення матрична фаза карбіду Силіцію перебуває в стисненому стані, що сприяє реалізації механізмів відхилення та мостикування тріщин [25].

## 4. ВИСНОВКИ

Таким чином, в роботі методом безтиґльового зонного топлення був успішно синтезований спрямовано закристалізований евтектичний композит системи SiC/(Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub>. Мікроструктура одержаних композитів представляє собою матрицю з карбіду Силіцію, спрямовано армовану високоентропійним диборидом (Ti<sub>0,2</sub>Zr<sub>0,2</sub>Hf<sub>0,2</sub>Nb<sub>0,2</sub>Ta<sub>0,2</sub>)B<sub>2</sub>. Зі збільшенням швидкости вирощування від 1 до 3 мм/хв. у композиті поперечний розмір армувальної фази, а також віддаль між лямелями зменшуються. Фазовий і хемічний аналізи повністю підтверджують результати мікроструктурних досліджень.

Тріщиностійкість та інтеґральна мікротвердість одержаного композиту сягають, відповідно,  $3.9\pm0.1~{\rm M}\Pi {\rm a}\cdot {\rm m}^{1/2}$  і  $24.9\pm0.5~{\rm F}\Pi {\rm a}$ , що перевищує значення, одержані для евтектичних стопів на основі карбіду Силіцію, армованих індивідуальними диборидами перехідних металів.

Одержані результати вказують на високу перспективність подальшої розробки композиційних матеріялів на основі карбіду Силіцію, армованого високоентропійними керамічними стопами, для застосування в екстремальних умовах експлуатації.

## подяки

Роботу виконано за підтримки проєкту №0122U001556, що фінансується Міністерством освіти і науки України.

# ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА-REFERENCES

1. W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas, I. G. Talmy, and J. A. Zaykoski, J. Am.

Ceram. Soc., 90: 1347 (2010); https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.01583.x

- 2. W. G. Fahrenholtz and G. E. Hilmas, *Scripta Materialia*, **129**: 94 (2017); https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.10.018
- Brian C. Wyatt, Srinivasa Kartik Nemani, Gregory E. Hilmas, Elizabeth J. Opila, and Babak Anasori, Nat. Rev. Mater., 1 (2023); https://doi.org/10.1038/s41578-023-00619-0
- T. A. Parthasarathy, R. A. Rapp, M. Opeka, and R. J. Kerans, J. Am. Ceram. Soc., 92: 1079 (2010); https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.03031.x
- F. Monteverde and A. Bellosi, J. Electrochem. Soc., 150: B552 (2003); doi:10.1149/1.1618226
- X. T. Zhao, H. L. Wang, and R. Zhang, Key Engineering Materials, 697: 680 (2016); https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.697.680
- E. Eakins, D. D. Jayaseelan, and W. E. Lee, *Metall. Mater. Trans. A*, 42: 878 (2011); https://doi.org/10.1007/s11661-010-0540-8
- H. Zhang, D. D. Jayaseelan, I. Bogomol, M. J. Reece, C. Hu, S. Grasso, and W. E. Lee, *Journal of Alloys and Compounds*, 785: 958 (2019); https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.01.208
- 9. J. Llorca and V. M. Orera, Progress in Materials Science, 51: 711 (2006); https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2005.10.002
- 10. R. L. Ashbrook, Journal of the American Ceramic Society, 60: 428 (1977); https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1977.tb15527.x
- I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylkiv, Y. Sakka, and P. Loboda, Journal of Alloys and Compounds, 485: 677 (2009); https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.044
- Z. Jiamin, Z. Degui, Z. Haiwen, I. Bogomol, S. Grasso, and C. Hu, International Journal of Applied Ceramics Technology, 15: 619 (2018); https://doi.org/10.1111/ijac.12838
- J. Gild, Y. Zhang, T. Harrington, and S. Jiang, Sci. Rep., 6: 37946 (2016); https://doi.org/10.1038/srep37946
- 14. W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas, I. G. Talmy, and J. A. Zaykoski, Journal of the American Ceramic Society, 90: 1347 (2007); https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.01583.x
- 15. G.-J. Zhang, W.-M. Guo, D.-W. Ni, and Y.-M. Kan, Journal of Physics, 176: 012041 (2009); doi:10.1088/1742-6596/176/1/012041
- 16. W. Fahrenholtz and G. Hilmas, *International Materials Reviews*, 57: 61 (2012); https://doi.org/10.1179/1743280411Y.0000000012
- Ultra-High Temperature Ceramics: Materials for Extreme Environment Applications (Eds. W. G. Fahrenholtz, E. J. Wuchina, W. E. Lee, and Y. Zhou) (John Wiley & Sons: 2014); doi:10.1002/9781118700853
- Jin-Hao Yuan, Wei-Ming Guo, Yang Liu, Shi-Kuan Sun, Xiao-Ming Duan, De-Chang Jia, and Hua-Tay Lin, J. Am. Ceram. Soc., 105: 1629 (2022); https://doi.org/10.1111/jace.18209
- I. Bogomol and P. Loboda, Directionally Solidified Ceramic Eutectics for High-Temperature Applications. In: MAX Phases and Ultra-High Temperature Ceramics for Extreme Environments (Eds. J. Low and Y. Sakka) (IGI Global: 2013), p. 303; https://doi.org/10.4018/978-1-4666-4066-5.ch010
- 20. K. Niihara, R. Morena, and D. P. H. Hasselman, J. Mater. Sci. Lett., 1: 13

970

(1982); https://doi.org/10.1007/BF00724706

- 21. K. E. Petersen, Proceedings of IEEE, 70: 420 (1982); https://doi.org/10.1109/PROC.1982.12331
- Gang Yao, William-Yi Wang, Pei-Xuan Li, Ke Ren, Jia-Qi Lu, Xing-Yu Gao, 22. De-Ye Lin, Jun Wang, Yi-Guang Wang, Hai-Feng Song, Zi-Kui Liu, and Jin-Shan Li, Rare Met., 42: 614 (2023); https://doi.org/10.1007/s12598-022-02152-5
- 23. Iurii Bogomol, Elmira Ferkhatly, Serhii Ponomarchuk, Yaroslav Zaulychnyi, Myroslav Karpets, and Ievgen Solodkyi, J. Eur. Ceram. Soc., 44: 51 (2024); https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.08.028
- P. B. Oliete, J. I. Pena, A. Larrea, V. M. Orera, and J. L. Lorca, Adv. Ma-24. ter., 19: 2313 (2007); https://doi.org/10.1002/adma.200602379
- 25.W. S. Rubink, V. Ageh, H. Lide, N. A. Ley, M. L. Young, D. T. Casem, E. J. Faierson, and T. W. Scharf, J. Eur. Ceram. Soc., 41: 3321 (2021); https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2021.01.044

<sup>2</sup>Technical Centre, N.A.S. of Ukraine,

13. Pokrovs'ka Str.

UA-04070 Kyiv, Ukraine

<sup>1</sup> Fig. 1. diffraction solidified X-ray patterns of  $_{\mathrm{the}}$ directionally eutectic  $\operatorname{SiC}/(\operatorname{Ti}_{0.2}\operatorname{Zr}_{0.2}\operatorname{Hf}_{0.2}\operatorname{Nb}_{0.2}\operatorname{Ta}_{0.2})\operatorname{B}_2$  alloy obtained at different growth rates: a—SiC- $Me\operatorname{B}_2$  3 mm/min.;  $\delta$ —SiC- $Me\operatorname{B}_2$  2 mm/min.;  $\epsilon$ —SiC- $Me\operatorname{B}_2$  1 mm/min.;  $\epsilon$ —moissanite C3.

<sup>2</sup> Fig. 2. Microstructure in the transversal  $(a, e, \partial)$  and longitudinal (b, c, e) cross-sections to the growth direction of the directionally solidified eutectic  $SiC/(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$ alloy obtained at different growth rates: a,  $\delta - 1$  mm/min.;  $\epsilon$ ,  $\epsilon - 2$  mm/min.;  $\partial$ , e - 3mm/min.

<sup>3</sup> Fig. 3. Dependence of the transversal size of rods of high-entropy (Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)B<sub>2</sub> boride (a) and distance between lamella ( $\delta$ ) of the directionally solidified eutectic SiC/(Ti<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Hf<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>)B<sub>2</sub> alloy on the growth rate.

<sup>4</sup> Fig. 4. Distribution of chemical elements in the microstructure of the directionally solidified eutectic SiC/(Ti\_{0.2}Zr\_{0.2}Hf\_{0.2}Nb\_{0.2}Ta\_{0.2})B\_2 composite.

<sup>5</sup> Fig. 5. Dependence of integral microhardness (a) and fracture toughness ( $\delta$ ) of the directionally solidified eutectic SiC/ $(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$  composite on the growth rate. <sup>6</sup> Fig. 6. The Vickers indentation trace on longitudinal cross-section of the obtained

 $SiC/(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Hf_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2})B_2$  composite.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup>National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute', 37, Beresteiskyi Ave.,

UA-03056 Kyiv, Ukraine