

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.mt, 62.20.Qp, 62.23.Pq, 68.37.Hk, 81.05.Je, 81.05.Ni

Керамічний композит на основі карбіду Бору, спрямовано армований на мезорівні високоентропійним диборидом перехідних металів

Д. О. Резнік¹, Д. Л. Палагеча¹, К. В. Кривенко¹, С. Г. Пономарчук¹,
Я. В. Зауличний¹, О. В. Степанов¹, Д. С. Леонов², Ю. І. Богомол¹

¹Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Берестейський, 37,
03056 Київ, Україна

²Технічний центр НАН України,
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна

Спрямовано закристалізований евтектичний керамічний стоп $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ виготовлено методом безтигльового зонного топлення порошкових пресовок з використанням B_4C та диборидів перехідних металів (VB_2 , TaB_2 , CrB_2 , MoB_2 , WB_2) у якості вихідних матеріалів. Мікроструктура одержаних композитів представляє собою матрицю з карбіду Бору, спрямовано армовану на мезорівні однофазним високоентропійним диборидом $(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$. Рентгеноструктурна аналіза композитів підтвердила наявність у їхньому складі наступних фаз: B_4C та $(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$. Досліджено вплив швидкості вирощування на структурні та мікромеханічні характеристики кераміки $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$. Встановлено, що збільшення швидкості вирощування приводить до зменшення розмірів армувальної фази та підвищення твердості та в'язкості руйнування від 25,26 до 32,48 ГПа та від 3,64 до 5,84 МПа·м^{1/2} відповідно.

Directionally solidified $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ -alloy eutectic ceramics are prepared by the floating zone method based on the crucibleless zone melting of compacted powders using B_4C and transition metal diboride (VB_2 , TaB_2 , CrB_2 , MoB_2 , WB_2) powders as initial materials. The microstructure of as-prepared composites consists of a B_4C matrix uniformly reinforced on mesolevel by means of the single-phase high-entropy $(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ diboride. The XRD analysis of the composites confirms the presence of the following phases in their compositions: B_4C and $(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$. The effect of the solidification rate on the structural and micromechanical characteristics of the

$B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ 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 25.26 to 32.48 GPa and from 3.64 to 5.84 MPa·m^{1/2}, respectively.

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

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

(Отримано 29 квітня 2023 р.)

1. ВСТУП

Серед керамічних матеріалів карбід Бору (B_4C) виявляє особливий інтерес завдяки своїм винятковим фізичним і механічним властивостям, таким як висока температура топлення та твердість, низька густина, висока здатність до поглинання нейтронів і стійкість до зношування та відмінні термоелектричні властивості [1]. Це робить його перспективним кандидатом для застосування в якості броне- та інструментальних матеріалів, а також в аерокосмічних технологіях. Завдяки своїм властивостям напівпровідника n -типу карбід Бору може бути застосований і в електронних пристроях, які працюють за високих температур [2]. Проте, незважаючи на виняткові властивості B_4C , його застосування в повному обсязі обмежується через погану ущільнюваність, високу крихкість і низьку стійкість до окиснення [3–4].

Спрямовано закристалізовані керамічні евтектичні стопи є перспективними кандидатами на роль високотемпературних конструкційних матеріалів наступного покоління через їхню високу температуру топлення, високі механічні характеристики, особливо за високих температур, і низьку густину [3–4]. Вони виявляють відмінну термостійкість і термоміцність, їхня міцність на вигин залишається сталою або навіть зростає за температур, близьких до температури топлення, що є беззаперечною перевагою перед традиційними керамічними матеріалами [5].

Деякі останні дослідження [6, 7] показали, що спрямовано закристалізовані керамічні евтектичні стопи на основі карбіду Бору можуть мати поліпшену механічну, теплову та хемічну стійкість порівняно з монолітними або традиційними композиційними аналогами. Найбільше досліджень в цій області проводиться на композитах системи B_4C/MeB_2 (Me : Ti, Zr, Hf, Nb, Ta, Mo), які демонструють достатню термічну стійкість і міцність на вигин як за кімнатної, так і за високої температури (до 1600°C). Проте для

поліпшення високотемпературних властивостей потрібні нові підходи.

В останні роки увагу дослідників привернули високоентропійні дибориди (ВЕБ) перехідних металів через потенційне використання їх в якості конструкційних матеріалів в екстремальних умовах. Це — новий тип матеріалів, що відноситься до класу надвисокотемпературної кераміки. Для формування високоентропійних боридів п'ять або більше різних диборидів можуть бути змішані в еквімолярному співвідношенні, щоб одержати тверді розчини з максимальною конфігураційною ентропією [8–14].

За дослідженнями Гілда та ін. [8] було проведено дослідження з виготовлення та характеристики цих систем. Показано, що твердість і стійкість до окиснення ВЕБ $(\text{Hf}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ti}_{0,2})\text{B}_2$, $(\text{Hf}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{Ti}_{0,2})\text{B}_2$, $(\text{Hf}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ti}_{0,2})\text{B}_2$, $(\text{Hf}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ti}_{0,2})\text{B}_2$, $(\text{Mo}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ti}_{0,2})\text{B}_2$, $(\text{Hf}_{0,2}\text{Zr}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Ti}_{0,2})\text{B}_2$, в цілому, вищі або кращі, ніж середні показники окремих диборидів металів [8].

У більшості випадків у цих дослідженнях для одержання ВЕБ використовували механічне легування та наступне іскроплазмове спікання (ІПС). Однак є деякі труднощі під час виготовлення високоентропійних стопів загалом, в першу чергу, такі, як одержання високощільних однофазних матеріалів [14].

Один із способів одержання керамічних високоентропійних стопів — це синтез їх з розтопів, особливо шляхом спрямованої кристалізації [5, 15, 16]. Вищезазначені дослідження вказують на те, що застосування високоентропійної кераміки в поєднанні зі спрямовано армованою на мезорівні структурою спрямовано закристалізованих керамічних евтектичних стопів може значно поліпшити механічні властивості кераміки на основі B_4C як за кімнатних, так і за високих температур. Варіювання складом високоентропійних боридів також може слугувати додатковим інструментом для одержання композиційних матеріалів з підвищеними фізико-механічними властивостями. Так, застосування диборидів Ванадію, Хрому, Танталу, Молібдену та Вольфраму уможливило підвищити твердість і окисну стійкість одержаних високоентропійних стопів [8, 17, 18].

Таким чином, метою даної роботи було одержати методом спрямованої кристалізації евтектичний композит на основі карбіду Бору, спрямовано армований на мезорівні високоентропійним диборидом $(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$, та дослідити його мікроструктуру, хемічний і фазовий склади та мікромеханічні властивості.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Евтектичний композит $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$, спрямова-

но закристалізований, був одержаний оригінальним методом безтигльового зонного топлення неспечених порошкових пресовок [15]. В якості вихідних матеріалів використовувалися порошки VB_2 , TaB_2 , CrB_2 , MoB_2 , WB_2 та B_4C (середній розмір частинок — 1 мкм, чистота — 98%) виробництва Донецького заводу хемічних реактивів. Вміст кожного компонента розраховувався, виходячи з того, що евтектичний композит містить 23 об'ємних відсотки фази $(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ відповідно до [13, 15, 16]. Мольний відсоток вмісту VB_2 , TaB_2 , CrB_2 , MoB_2 та WB_2 в $(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ був однаковим (20 моль.%). Змішування проводилося шляхом 10-разового 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 діаметром у 10 мм і довжиною у 145 мм було одержано шляхом пресування за тиску у 50 МПа. Після пресування зразки піддавалися сушінню у вакуумній сушильній шафі протягом 12 годин за 100°C з метою видалення вологи та полімеризації пластифікатора.

Вирощування кристалів спрямовано закристалізованого евтектичного композита $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ проводилось у високочастотній індукційній установці для вирощування кристалів «Кристал 206», оснащений камерою високого тиску. В якості зародка використовували попередньо вирощений спрямовано закристалізований евтектичний композит $\text{B}_4\text{C}/\text{TiB}_2$ із заздалегідь визначеною кристалографічною орієнтацією $(104)\text{B}_4\text{C}\parallel(100)\text{TiB}_2$. Зонне топлення проводилося в середовищі гелію за надлишкового тиску у 1 атм. Швидкості вирощування складали: 1, 2 і 3 мм/хв.

Мікроструктуру одержаних композитів вивчали за допомогою сканувального електронного мікроскопа Axia ChemiSEM HiVac (Нідерланди), обладнаного енергодисперсійним спектрометром (EDX), що використовувався для оцінки хемічного складу одержаних зразків, а також розподілу елементів по фазових компонентах евтектичного композита. Фазовий склад досліджували методом рентгеноструктурної аналізи за допомогою рентгенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV з випроміненням CuK_α .

Інтегральну мікротвердість одержаних зразків міряли на поздовжніх і поперечних перерізах за допомогою стандартної методики індентування. Випробування на твердість виконували за навантаження у 9,8 Н за допомогою цифрового мікротвердоміра MHV-1000 (Китай). Час витримки під навантаженням становив 15 с. Тріщиностійкість (K_{1C}) розраховували на основі методики індентування, запропонованої Ніїхарою [40] для тріщин Палмквіста у крихких матеріалах:

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

де H — твердість, E — модуль Юнга, розрахований для композита $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$ за правилом суміші ($E_{B_4C} = 460$ ГПа [1], $E_{(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2} = 500$ ГПа [20]), l — середня довжина діагоналі інденування, S_0 — середня довжина тріщин. Для кожного зразка було зроблено по тридцять мірянь для одержання середньої твердості та довжини тріщин.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Фазовий склад

На рисунку 1 представлено дифрактограми зразків спрямовано закристалізованого евтектичного $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$ -стопу, які були виготовлені за різних швидкостей вирощування. Дослідження показали наявність піків, що відповідають гексагональній кристалічній структурі MeB_2 типу AlB_2 , а також слабких піків B_4C (104) і (003). Незважаючи на те, що об'ємний вміст B_4C становить 77% у синтезованих композитах, дифракційні піки B_4C мають низьку інтенсивність через низький рентгенівський розсіювальний фактор атомів Бору та Карбону в порівнянні з диборидами перехідних металів, що корелює із даними роботи [21].

Встановлено, що на одержаних дифрактограмах найбільша інтенсивність переважно спостерігається для піків з кристалографічною орієнтацією (100) для високоентропійного дибориду $(Ti_{0,2}Zr_{0,2}Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2})B_2$ та (104) для карбіду Бору.

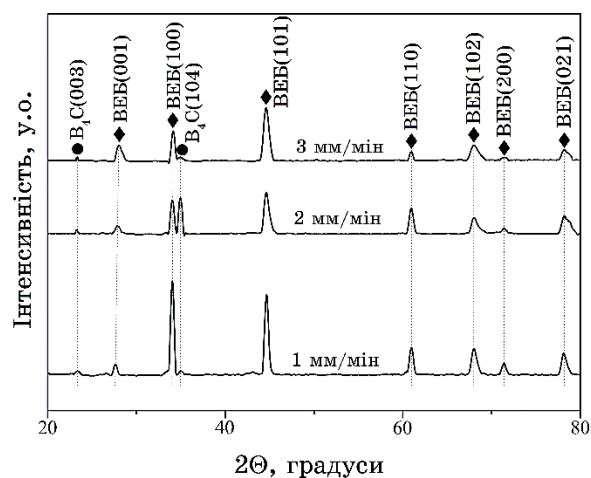


Рис. 1. Рентгенівські дифрактограми зразків спрямовано закристалізованого евтектичного стопу $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$, одержаних за різних швидкостей вирощування.¹

Це вказує на переважну кристалографічну орієнтацію цих фаз в одержаних композитах $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ (рис. 2). Така поведінка також може бути підтверджена використанням спрямовано закристалізованого зародку з евтектики $\text{B}_4\text{C}/\text{TiB}_2$ з

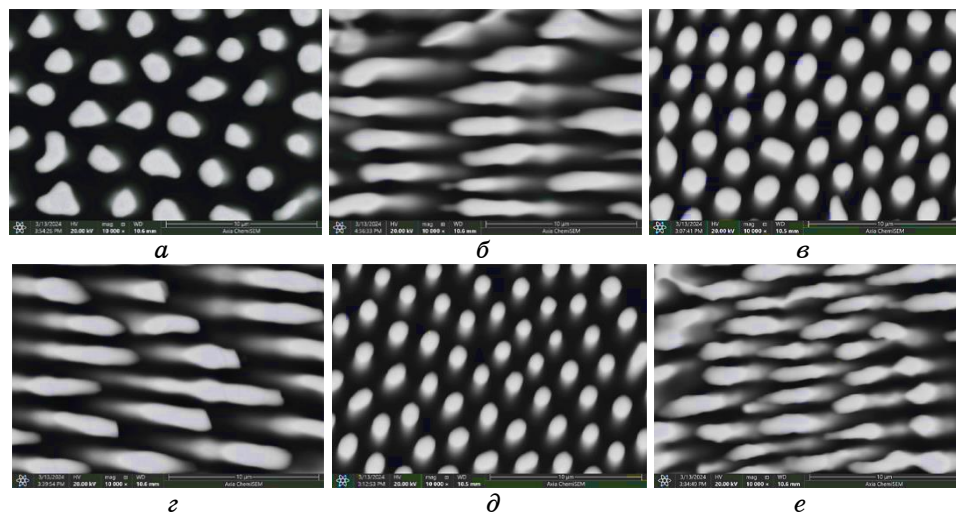


Рис. 2. Мікроструктура у поперечному (*a, в, д*) та поздовжньому (*б, г, е*) перерізах до напрямку вирощування зразків спрямовано закристалізованого евтектичного стопу $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$, одержаних за різних швидкостей вирощування: *a, б* — 1 мм/хв.; *в, г* — 2 мм/хв.; *д, е* — 3 мм/хв.²

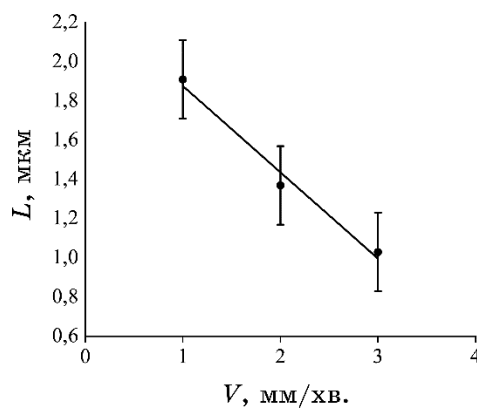


Рис. 3. Залежність поперечного розміру стрижнів високоентропійного бориду $(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ для зразків спрямовано закристалізованого евтектичного стопу $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ від швидкості вирощування.³

визначеною кристалографічною орієнтацією $(104)\text{B}_4\text{C} \parallel (100)\text{TiB}_2$.

3.2. Мікроструктура

На рисунку 2 показано мікроструктуру одержаних спрямовано армованих композитів $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$, вирощених за різних швидкостей вирощування. Вона представляє собою матрицю з карбіду Бору (темна фаза), спрямовано армовану стрижневими включеннями високоентропійного дибориду $(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ (світла фаза).

Встановлено, що зі збільшенням швидкості вирощування композита від 1 до 3 мм/хв поперечний розмір армувальної фази зменшується (рис. 2 і 3). Відомо, що за допомогою спрямованої кристалізації можна контролювати розмір фазових складових евтектичних стопів, регулюючи швидкість вирощування [3]. Зі збільшенням швидкості кристалізації час для дифузії біля роздільної межі твердої та рідкої фаз зменшується. Це, в свою чергу, приводить до зменшення середнього поперечного розміру армувальної фази в евтектичних стопах (рис. 3).

3.3. Хемічний склад

Дослідження хемічного складу методом мікрорентгеноспектральної аналізи показали, що хемічні елементи, які входять до складу одержаного композита, достатньо рівномірно розподілені по площині зразка (рис. 4). На рисунку показано карти розподілу елементів: Бору (В), Карбону (С), Ванадію (V), Танталу (Ta), Хрому (Cr), Молібдену (Mo) і Вольфраму (W) в композиті $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$. Встановлено, що Бор і Карбон в основному концентруються в матриці B_4C , а перехідні метали (V, Ta, Cr, Mo і W) в основному розташовані в області армувальної фази $(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$, що, в свою чергу, підтверджує утворення саме високоентропійного дибориду.

3.4. Мікромеханічні властивості

Дослідження мікромеханічних властивостей одержаних композитів $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ показали, що інтегральна мікротвердість за Віккерсом (H_μ) і тріщиностійкість (K_{1C}) (рис. 5) збільшуються з підвищенням швидкості вирощування від 25,26 до $32,48 \pm 0,5$ ГПа і від 3,64 до $5,84 \pm 0,8$ МПа·м^{1/2} відповідно за навантаження на індентор у 9,8 Н кг, що перевищує значення, одержані для евтектичних стопів, армованих індивідуальними диборидами [16]. Таку поведінку можна пояснити зменшенням розмі-

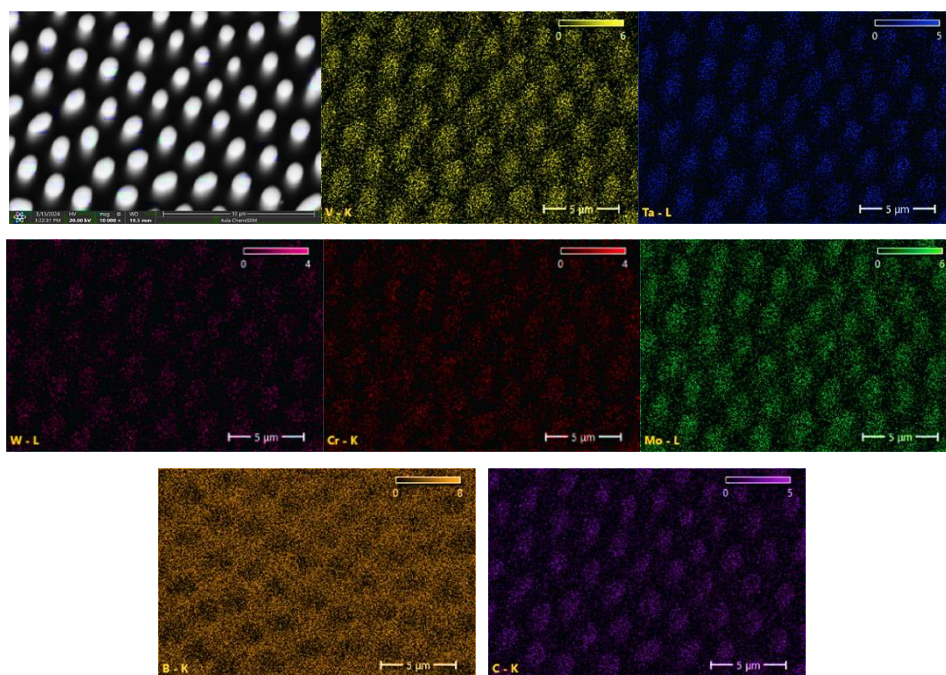


Рис. 4. Розподіл хемічних елементів у мікроструктурі спрямовано закристалізованого евтектичного стопу $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$.⁴

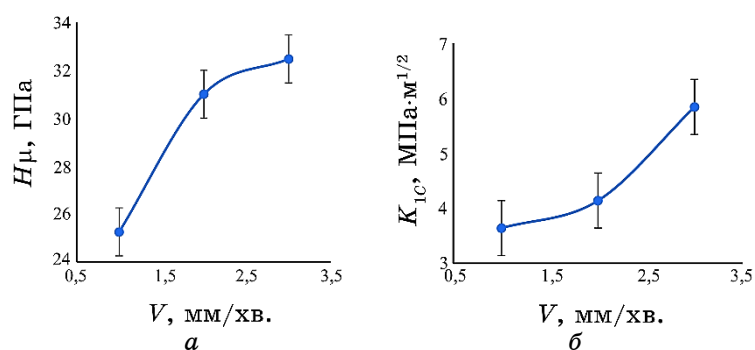


Рис. 5. Залежність інтегральної мікротвердості (а) і тріщиностійкості (б) спрямовано закристалізованого евтектичного стопу $B_4C/(Ti_{0,2}Zr_{0,2} \times Hf_{0,2}Nb_{0,2}Ta_{0,2})B_2$ від швидкості вирощування.⁵

рів структурних складових з підвищенням швидкості вирощування (рис. 3).

Залежність величини інтегральної мікротвердості за Віккерсом можна пояснити ефектом Голла–Петча, оскільки зменшення

розмірів структурних складових приводить до збільшення їхньої кількості за однакового вмісту армувальної фази, що, як наслідок, веде до збільшення кількості 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 Гріффітом, підвищує значення руйнівального напруження в матеріалі, тобто сприяє підвищенню його міцності та тріщиностійкості. Таким чином, інтегральна мікротвердість за Віккерсом і тріщиностійкість (K_{1C}) зростають зі зменшенням розмірів структурних складових у спрямовано закристилізованому евтектичному стопі $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$ (рис. 3, 5).

На рисунку 6 показано типовий відбиток індентора Віккерса після індентування на поздовжньому перерізі одержаного композита $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$, вирощеного зі швидкістю у 2 мм/хв.

Встановлено, що тріщини, які паралельні до фази $(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$, як правило, схильні відхилятися від прямого поширення з наступним затуханням. Тріщини в перпендикулярному напрямку добре визначені та в основному поширюються через матричну фазу B_4C з деякими відхиленнями і перекриттям («мостикуванням») фазою $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$. Відомо, що відхилення та «мостикування» тріщин — це найбільш поширені механізми зміцнення у спрямовано закристилізованих керамічних евтектиках [4, 7, 15, 22, 23]. Такі механізми реалізуються завдяки наявності залишкових термічних напружень у фазових складових композитів, які виникають в результаті різниці коефіцієнтів термічного розширення фаз. Як наслі-

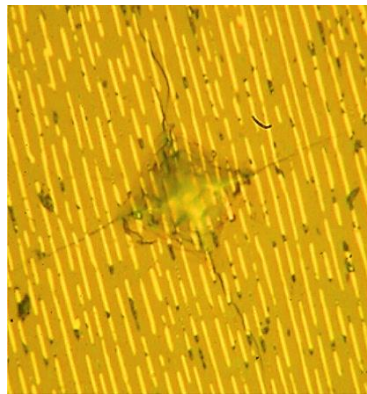


Рис. 6. Відбиток індентора Віккерса після індентування на поздовжньому перерізі одержаного композита $B_4C/(V_{0,2}Ta_{0,2}Cr_{0,2}Mo_{0,2}W_{0,2})B_2$.⁶

док, тріщиностійкість одержаного $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ композита в даному дослідженні була підвищена за рахунок залишкових напружень, які виникли через різницю коефіцієнтів термічного розширення у B_4C ($6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [22] і $(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ ($8,55 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [24]. Через менший коефіцієнт термічного розширення матриця B_4C перебуває в стисненому стані, що сприяє реалізації механізмів відхилення та «мостикування» тріщин [25].

4. ВИСНОВКИ

Таким чином, в результаті виконання роботи методом безтигльового зонного топлення був успішно синтезований спрямовано закристалізований евтектичний $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$ композит. Мікроструктура одержаних композитів представляє собою матрицю з карбіду Бору, спрямовано армовану високоентропійним диборидом $\text{B}_4\text{C}/(\text{V}_{0,2}\text{Ta}_{0,2}\text{Cr}_{0,2}\text{Mo}_{0,2}\text{W}_{0,2})\text{B}_2$. Зі збільшенням швидкості вирощування від 1 до 3 мм/хв у композиті поперечний розмір армувальної фази зменшується. Фазова і хемічна аналізи повністю підтверджують результати мікроструктурних досліджень.

Тріщиностійкість і інтегральна мікротвердість одержаного композита досягають $5,84 \pm 0,8 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$ і $32,48 \pm 0,5 \text{ ГПа}$ відповідно, що перевищують значення, одержані для евтектичних стопів, армованих індивідуальними диборидами.

Одержані результати вказують на високу перспективність подальшої розробки стопів за участю високоентропійної кераміки для застосування в екстремальних умовах.

ПОДЯКИ

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

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. F. Thevenot, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **6**: 205 (1990); [http://dx.doi.org/10.1016/0955-2219\(90\)90048-K](http://dx.doi.org/10.1016/0955-2219(90)90048-K)
2. A. K. Suri, C. Subramanian, J. K. Sonber, and T. S. R. C. Murthy, *Int. Mater. Rev.*, **55**: 4 (2010); <https://doi.org/10.1179/095066009X12506721665211>
3. R. L. Ashbrook, *J. Am. Ceram. Soc.*, **60**: 428 (1977); <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.08.028>
4. Wei-Ting Chen, Ryan M. White, Takashi Goto, and Elizabeth C. Dickey, *J. Am. Ceram. Soc.*, **99**: 1837 (2016); <https://doi.org/10.1111/jace.14287>
5. Y. Zhong, W. Xiang, L. He, J. Li, J. Hao, and Z. Tian, *J. Eur. Ceram. Soc.*,

- 41: 7119 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2021.07.049>
6. D. Demirskyi and O. Vasylykiv, *Materials Science and Engineering*, **697**: 71 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.093>
 7. M. Upatov, J. Vleugels, Y. Koval, V. Bolbut, and I. Bogomol, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **41**: 1189 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.09.049>
 8. J. Gild, Y. Zhang, T. Harrington, and S. Jiang, *Sci. Rep.*, **6**: 37946 (2016); <https://doi.org/10.1038/srep37946>
 9. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, and M. C. Gao, *Prog. Mater. Sci.*, **61**: 1 (2014); <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001>
 10. M. H. Tsai and J. W. Yeh, *Mater. Res. Lett.*, **2**: 107 (2014); <https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
 11. J. Gild, K. Kaufmann, K. Vecchio, and J. Luo, *Scr. Mater.*, **170**: 106 (2019); <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.05.039>
 12. M. Qin, J. Gild, C. Hu, H. Wang, and M. S. B. Hoque, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **40**: 5037 (2020); <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.05.040>
 13. E. R. Ferkhatly, A. V. Kovalska, and Y. I. Bogomol, *J. Superhard Mater.*, **44**: 111 (2022); <https://doi.org/10.3103/S1063457622020046>
 14. L. Feng, W. G. Fahrenholtz, and G. E. Hilmas, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **40**: 3815 (2020); <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.03.065>
 15. Iurii Bogomol and, Petro Loboda, *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>
 16. 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>
 17. Suzana Filipovic, Nina Obradovic, Greg E. Hilmas, William G. Fahrenholtz, Donald W. Brenner, Jon-Paul Maria, Douglas E. Wolfe, Eva Zurek, Xiomara Campilongo, and Stefano Curtarolo, *J. Am. Ceram. Soc.*, **1** (2024); <https://doi.org/10.1111/jace.19795>
 18. Yan Zhang, Shi-Kuan Sun, Wei-Ming Guo, Wei Zhang, Liang Xu, Jin-Hao Yuan, Di-Kai Guan, Da-Wei Wang, Yang You, and Hua-Tay Lin, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **41**: 1015 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.08.071>
 19. K. Niihara, R. Morena, and D. P. H. Hasselman, *J. Mater. Sci. Lett.*, **1**: 13 (1982); <https://doi.org/10.1007/BF00724706>
 20. G. Yao, W.-Y. Wang, P.-X. Li, Ren Ke, J.-Q. Lu, X.-Y. Gao, D.-Y. Lin, Jun Wang, Y.-G. Wang, H.-F. Song, Z.-K. Liu, and J.-Sh. Li, *Rare Met.*, **42**: 614 (2023); <https://doi.org/10.1007/s12598-022-02152-5>
 21. D. Wang, K. Xu, Q. Li, X. Ding, and S. Ran, *JOM*, **74**: 4129 (2022); <https://doi.org/10.1007/s11837-022-05377-y>
 22. L. Xu, K. Huang, W. Guo, Y. Liu, and Y. You, *Ceramics International*, **49**: 19556 (2023); <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.03.047>
 23. P. B. Oliete, J. I. Peña, A. Larrea, V. M. Orera, and J. LLorca, *Adv. Mater.*, **19**: 2313 (2007); <https://doi.org/10.1002/adma.200602379>
 24. F. Dai, Y. Sun, B. Wen, H. Xiang, and Y. Zhou, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **72**: 8 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.07.014>
 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>

¹*National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37, Beresteiskyi Prosp.,
UA-03056 Kyiv, Ukraine*

²*Technical Centre, N.A.S. of Ukraine,
13, Pokrovs'ka Str.,
UA-04070 Kyiv, Ukraine*

¹**Fig. 1.** X-ray diffractograms of the directionally solidified eutectic $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ alloy obtained at different growth rates.

²**Fig. 2.** Microstructure in the transversal (a, ϵ, ∂) and longitudinal (δ, z, e) cross-sections to the growth direction of the directionally solidified eutectic $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ alloy obtained at different growth rates: a, δ —1 mm/min.; ϵ, z —2 mm/min.; ∂, e —3 mm/min.

³**Fig. 3.** Dependence of the transversal size of rods of high-entropy $(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ boride of the directionally solidified eutectic $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ alloy on the growth rate.

⁴**Fig. 4.** Distribution of chemical elements in the microstructure of the directionally solidified eutectic $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ alloy.

⁵**Fig. 5.** Dependence of integral microhardness (a) and fracture toughness (δ) of the directionally solidified eutectic $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ alloy on growth rate.

⁶**Fig. 6.** The Vickers indentation trace on longitudinal cross section of the obtained $B_4C/(V_{0.2}Ta_{0.2}Cr_{0.2}Mo_{0.2}W_{0.2})B_2$ composite.