

С. О. Наконечний, О. І. Юркова, П. І. Лобода, Ю. І. Богомол, І. Ю. Троснікова

Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”

СТРУКТУРА ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО $AlNiCrTiB$ СПЛАВУ ПІСЛЯ ВИСОКОШВИДКІСНОЇ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

*У роботі досліджено структуру та фазовий склад легкого високоентропійного сплаву $AlNiCrTiB$, отриманого механічним легуванням та електронно-променевою обробкою. Встановлено формування *in-situ* боридних фаз TiB і Cr_2B_3 , які утворюються в процесі високотемпературного нагрівання. Показано, що під час переплавлення поверхневого шару формується металева матриця з крупними окремими боридними включеннями, тоді як за більш рівномірного нагрівання за нижчих температур відбувається ріст дрібнодисперсних частинок TiB через взаємодію титану з бором. У перехідній зоні між переплавленою та внутрішньою областями формується тонкий шар TiB , що забезпечує подальше формування рівномірної композитної структури на основі металевої матриці та дисперсних боридних включень.*

Ключові слова: високоентропійний сплав, низька густина, композит, боридні включення, структура, механічне легування, електронно-променева обробка.

S. O. Nakonechnyi, O. I. Yurkova, P. I. Loboda, Y. I. Bogomol, I. Y. Trosnikova

STRUCTURE OF HIGH-ENTROPY $AlNiCrTiB$ ALLOY AFTER HIGH-SPEED ELECTRON-BEAM HEAT TREATMENT

*In this study, the structure and phase composition of lightweight high-entropy $AlNiCrTiB$ alloy produced by mechanical alloying followed by electron-beam treatment were investigated. The *in-situ* formation of TiB and Cr_2B_3 boride phases during high-temperature exposure was confirmed. It was shown that remelting of the surface layer leads to the formation of a metallic matrix containing large, , edged boride inclusions, whereas more uniform heating at lower temperatures promotes the growth of finely dispersed TiB particles through the interaction of titanium with boron. A thin TiB -enriched transition layer forms between the remelted surface and the inner regions, facilitating the development of a homogeneous composite structure composed of a metallic matrix reinforced with dispersed boride inclusions.*

Keywords: high-entropy alloy, low density, composite, boride inclusions, structure, mechanical alloying, electron beam treatment.

Постановка проблеми. Сучасний промисловий розвиток неможливий без створення та впровадження нових матеріалів, здатних забезпечувати необхідні експлуатаційні характеристики та підвищувати ефективність і довговічність конструкційних елементів машин і механізмів. Це повною мірою стосується й авіаційної техніки, для якої актуальним є застосування легких матеріалів із підвищеними механічними властивостями, термостабільністю, а також високою стійкістю до окиснення, корозії та зношування в умовах екстремальних температур [1]. Одним із найбільш активних напрямів сучасних матеріалознавчих досліджень є розроблення інноваційних матеріалів для деталей авіаційних двигунів, зокрема лопаток газотурбінних установок.

Розвиток матеріалів для лопаток турбін упродовж останніх десятиліть був, в першу чергу, зосереджений на вдосконаленні нікелевих монокристалічних жароміцних сплавів, оптимізації їх фазового складу та мікроструктури для підвищення робочих температур і ресурсу деталей газотурбінних двигунів [1, 2]. Також активними були напрямки нанесення теплозахисних покриттів, що значно розширило температурний потенціал нікелевих суперсплавів, а також розвиток керамічних композиційних матеріалів, що поєднують високу жаростійкість, низьку густину та стійкість за підвищених робочих температур [3–6]. Поряд із цим досліджуються бориди й карбіди перехідних металів, відомі своєю винятковою термостійкістю, хоча їх використання обмежується високою густиною та складністю виробництва [7, 8].

Таким чином, традиційні технології та матеріали дозволяють в певній мірі підвищити експлуатаційні характеристики, однак обмежуються структурою вихідних компонентів, їх складових або фазового складу. Тому останніми роками значного поширення набули дослідження нового класу матеріалів – високоентропійних сплавів (ВЕС), які завдяки високій ентропії змішування демонструють підвищені жароміцність, термостабільність і стійкість до окиснення, поряд з високими механічними та експлуатаційними характеристиками [9, 10]. Особливий інтерес становлять тугоплавкі високоентропійні сплави на основі тугоплавких металів, які поєднують високу міцність і стійкість до корозії та окиснення за екстремальних температур, однак їхнє практичне застосування в авіаційній техніці обмежується високою густиною [11, 12].

У цьому контексті одним із ключових напрямів досліджень є створення легких ВЕС із

© С. О. Наконечний, О. І. Юркова, П. І. Лобода, Ю. І. Богомол, І. Ю. Троснікова

використанням легких елементів та механізмів цілеспрямованого зміцнення шляхом in-situ формування тугоплавких сполук внаслідок введення неметалевих елементів. Такі матеріали дають змогу оптимально поєднати жароміцність, термічну стабільність і низьку густину, відкриваючи перспективи формування нового покоління легких жароміцних сплавів для лопаток турбін, здатних конкурувати як із нікелевими суперсплавами, так і з важкими тугоплавкими ВЕС [13–16].

Аналіз останніх досліджень та публікацій. У сфері легких високоентропійних сплавів останні дослідження зосереджені на системах на основі Al, Ti, Mg, Li та Be [13–15], які забезпечують густину < 5-6 г/см³ та механічні характеристики, що наближаються або перевищують показники нікелевих суперсплавів [13–15]. Оглядові та експериментальні роботи [13, 14, 16] демонструють ефективність CALPHAD-моделювання, високопродуктивних обчислювальних методів та алгоритмів машинного навчання у прогнозуванні складів із комбінованими механізмами зміцнення – твердорозчином та дислокаційним зміцненням.

Паралельно інтенсивно розвивається концепція самоармування ВЕС шляхом введення неметалевих елементів (C, B, N, O, Si) [8–10, 16]. Дослідження показують, що додавання C або B спричиняє in-situ формування частинок карбідів та боридів [8–10], які формують композиційну мікроструктуру типу «пластична матриця – жорсткі дисперсні частинки». Такий підхід забезпечує суттєве підвищення границі плинності, твердості та зносостійкості, зберігаючи необхідний рівень пластичності та інших характеристик ВЕС [8–10, 16]. До характерних прикладів належить in-situ формування карбідів у CoCrFeMnNi ВЕС внаслідок введення C або формування боридних частинок шляхом додавання частинок NbB₂ до ВЕС.

Однак, попри наявні успіхи, більшість робіт зосереджується або на важких ВЕС на основі тугоплавких елементів, або на легких ВЕС без оптимізації складу тугоплавких фаз [9, 10, 15, 16]. Це визначає актуальність подальших досліджень, спрямованих на створення легких ВЕС з керованим формуванням карбідів, боридів, нітридів та оксидів для самоармування ВЕС матриці, що забезпечуватиме низьку густину, підвищену жароміцність та стійкість до окиснення, необхідні для деталей авіаційних турбін [13–16].

Постановка завдань. Виходячи з вищевикладеного основною метою даної роботи було синтез та дослідження легкого високоентропійного сплаву з композиційною структурою типу «металева матриця – тугоплавкі сполуки», отриманою шляхом in-situ формування тугоплавких сполук внаслідок введення неметалевого елемента та швидким нагріванням матеріалу до температур плавлення.

У якості металевих складових сплаву обрано Al, Ni, Cr та Ti. Така комбінація елементів забезпечує:

- 1) зниження густини (Al, Ti):
- 2) підвищення механічних характеристик за рахунок Al, Ti та Cr [9, 13–15];
- 3) достатню пластичність завдяки Ni та Ti [13, 14, 20, 21];
- 4) стійкість до корозії та окиснення, а також термостабільність (Al, Ti, Cr) [9–12, 15];
- 5) умови для взаємодії тугоплавких металів (Ti, Cr) із бором з метою формування in-situ частинок тугоплавких сполук (боридів) [22–24, 27, 28].

У якості неметалевої складової обрано бор (B). За даними сучасних досліджень, додавання більшості неметалевих елементів (C, B, N, O, Si) до складу ВЕС сприяє зміцненню матеріалу, однак для багатьох із них критичним фактором є їх концентрація [17–19]. Наприклад, введення підвищених концентрацій C або N до твердого розчину ВЕС матриці суттєво збільшує її твердість і міцність, проте в багатьох випадках супроводжується зниженням пластичності та в'язкості руйнування [17, 18, 20, 21]. Натомість високий вміст бору у ВЕС, поєднаний з утворенням in-situ дисперсних боридних фаз і зміцненням металевої матриці атомами проникнення, формує комплекс підвищених механічних характеристик (міцність, твердість, термостійкість) за збереження прийнятної пластичності [22–28].

Методи отримання ВЕС/композиту. У даному дослідженні використовували комбінований метод отримання ВЕС шляхом довготривалого механічного легування та високошвидкісного електронно-променевого спікання. Метод механічного легування дозволяє отримати практично однорідні наноструктуровані порошки сплавів, навіть за умов значної різниці в атомних радіусах, структурі та електронегативності вихідних компонентів [18, 19]. Механічне легування проводили в планетарному млині Retsch PM100 у середовищі бензину. Швидкість обертання – 400 об/хв. Час легування – 10 год (не включаючи 10 хв зупинки після кожних 10 хв розмелювання для уникнення перегрівання порошкового матеріалу). Матеріал розмельних тіл та барабану – твердий сплав

WC-6Co.

В той же час використання електронно-променевого методу нагрівання матеріалу дозволяє зберегти вихідну наноструктуру та властивості ВЕС, отриманого після механічного легування, внаслідок високої швидкості нагрівання (30–60 с), короткого часу термічної обробки (не більше декількох хвилин) та охолодження (до 60 с) [10, 16]. При цьому наданої енергії достатньо для проходження in-situ реакцій між металами та неметалом [27]. В даному дослідженні час витримки становив 60 с, температура максимально близька до температури плавлення ВЕС.

Методи досліджень. Структуру та фазовий склад порошкових та спечених зразків сплавів вивчали за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV, Rigaku (Японія) у монохроматичному Cu-K α -випромінюванні за стандартними методиками. Мікроструктуру порошкового ВЕС та отриманого композиційного матеріалу досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопа Axia ChemiSEM (Thermo Fisher Scientific), оснащеного енергодисперсійним рентгенівським мікроаналізатором TrueSight X для визначення елементного складу.

Викладення основного матеріалу. На рис. 1 представлено спектри рентгенівської дифракції порошкового сплаву AlNiCrTiB ВЕС після механічного легування та електронно-променевої обробки. Як видно з отриманих результатів, вихідний порошковий сплав після механічного легування протягом 10 год (рис. 1а) складається з двох твердих розчинів заміщення на основі ОЦК (β -фаза) та ГЦК (α -фаза) кристалічних структур. Відповідно до інтенсивності дифракційних максимумів, домінуючою є β -фаза. Обидва тверді розчини характеризуються значним розширенням дифракційних максимумів, що свідчить про наноструктурний стан та наявність суттєвих внутрішніх мікродеформацій. Їх формування є наслідком інтенсивної пластичної деформації, яка відбувається під час процесу механічного легування та супроводжується подрібненням частинок і накопиченням дефектів кристалічної ґратки.

Окрім дифракційних максимумів, що відповідають твердим розчинам, у спектрах чітко ідентифіковано максимуми від нерозчиненого Ti. Це пов'язано з тим, що атом Ti має один із найбільших атомних радіусів (~147 пм) серед компонентів системи, що істотно ускладнює його розчинення у ОЦК (β -фаза) та ГЦК (α -фаза) твердих розчинах на ранніх та навіть пізніх стадіях механічного легування. Значні відмінності атомних радіусів і характер енергії змішування в системі обмежують ступінь взаємної розчинності, внаслідок чого навіть після 10 год легування частина титану зберігається у вигляді окремої фази, що проявляється у вигляді окремих дифракційних максимумів.

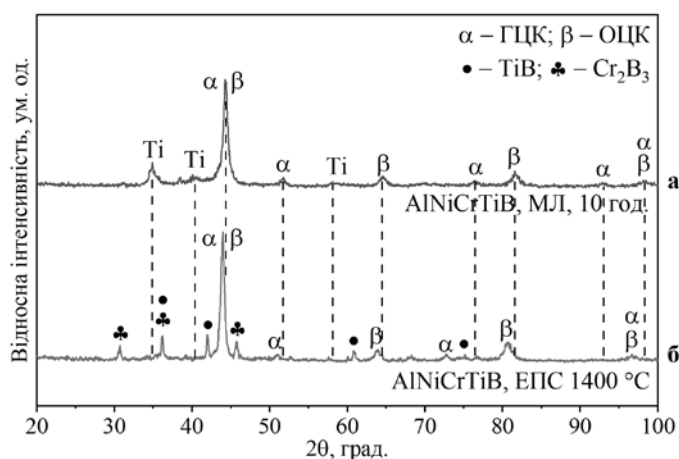


Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції порошкового AlNiCrTiB ВЕС після (а) механічного легування та (б) електронно-променевої обробки

SEM зображення частинок порошкового AlNiCrTiB ВЕС після механічного легування наведено на рис. 2. Отриманий порошковий сплав представляє собою дрібні (до 5 мкм) частинки неправильної форми (рис. 2а), що є наслідком активного подрібнення та «холодного» зварювання під час інтенсивної пластичної деформації в процесі механічного легування. Такі цикли подрібнення та зварювання призводять до накопичення внутрішніх мікронапружень, формування наноструктурного стану та, відповідно, підвищення механічних характеристик сформованого сплаву [9, 10, 17, 18, 19].

© С. О. Наконечний, О. І. Юркова, П. І. Лобода, Ю. І. Богомол, І. Ю. Троснікова

Мікроструктура окремих частинок або їх агломератів (рис. 2б) представлена двома основними фазами: світло-сірою β -фазою та сірою α -фазою. β -фаза становить основну частину матеріалу та характеризується підвищеним вмістом Cr, тоді як α -фаза формується у вигляді тонких прошарків між зернами β -фази та збагачена на Ni та Ti. Така морфологія є типовою для багатокомпонентних систем після тривалого механічного легування, коли відбувається формування наноструктурних шарів або включень через неоднорідний розподіл та різну ентальпію змішування компонентів [9, 10, 13, 18]. Окрім основних фаз, у мікроструктурі виявлено поодинокі світлі включення WC, що є результатом зношування твёрдосплавних розмельних тіл у процесі тривалого легування. Також спостерігаються темні включення нерозчиненого Ti, що узгоджується з даними рентгенівської дифракції і пояснюється обмеженою розчинністю Ti в ОЦК- та ГЦК-твёрдих розчинах за умов короткотривалого механічного легування.

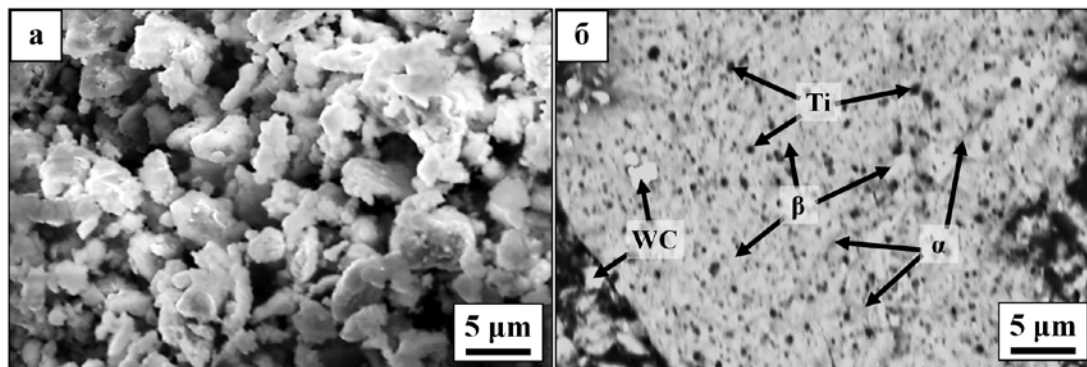


Рис. 2. СЕМ зображення частинок порошкового AlNiCrTiB WCC після механічного легування: (а) морфологія; (б) мікроструктура

Після електронно-променевої обробки в спектрах рентгенівської дифракції спостерігаються певні зміни (рис. 1б). У першу чергу слід відмітити, що склад металевої матриці WCC на основі β - та α -фаз зберігається. Значне розширення дифракційних максимумів та незначне підвищення їх інтенсивності, незважаючи на релаксацію частини внутрішніх мікронапружень за підвищених температур, дозволяють стверджувати про збереження наноструктурного стану твёрдих розчинів після високотемпературної обробки. Крім цього, спостерігається невеликий зсув дифракційних максимумів обох твёрдих розчинів у бік менших кутів 2θ (рис. 1), що свідчить про збільшення параметрів їх кристалічних ґраток. Це обумовлено розчиненням залишкових атомів Ti в ґратках твёрдих розчинів за підвищених температур. Окрім максимумів, що відповідають твёрдим розчинам, у спектрах рентгенівської дифракції також спостерігаються достатньо інтенсивні максимуми від боридних фаз на основі Ti (TiB) та Cr (Cr₂B₃). Формування цих фаз є очікуваним, оскільки атомні пари Ti–B та Cr–B мають найнижчі значення ентальпії серед можливих бінарних боридів у даній елементній системі, що робить їх термодинамічно найстабільнішими за підвищених температур.

На рис. 3 представлено СЕМ зображення зразка AlNiCrTiB WCC після електронно-променевої обробки. Як видно з рисунку, крім нижньої частини, що складається з неспеченого порошкового матеріалу, в сплаві можна виділити 4 основні зони термічного впливу:

- 1) поверхнева зона (високі температури, відсутність прямого контакту з променем);
- 2) центральна зона (максимальні температури, прямий контакт з променем);
- 3) внутрішня зона (усереднена температура, спікання матеріалу);
- 4) дефектна зона (знижена температура, часткове спікання).

Нерівномірність ущільнення та формування великих тріщин у зразку зумовлені як високими швидкостями нагрівання та охолодження під час електронно-променевої обробки, так і недостатньою термічною витримкою, а також значною різницею в коефіцієнтах термічного розширення між металевою матрицею на основі твёрдих розчинів та тугоплавкими боридними сполуками. Найбільш виражені дефекти спостерігаються у зонах локального перегрівання порошкової пресовки та на межах між повністю і частково спеченими областями матеріалу.

Це може бути пов'язано зі значним дифузійним перерозподілом атомів, необхідним для утворення тугоплавких боридних фаз. Інтенсивний дифузійний потік призводить до тимчасового локального дефіциту атомів на фронті спікання та відповідного ослаблення міжатомних зв'язків, що

робить ці області особливо вразливими до руйнування під час швидкісного охолодження.

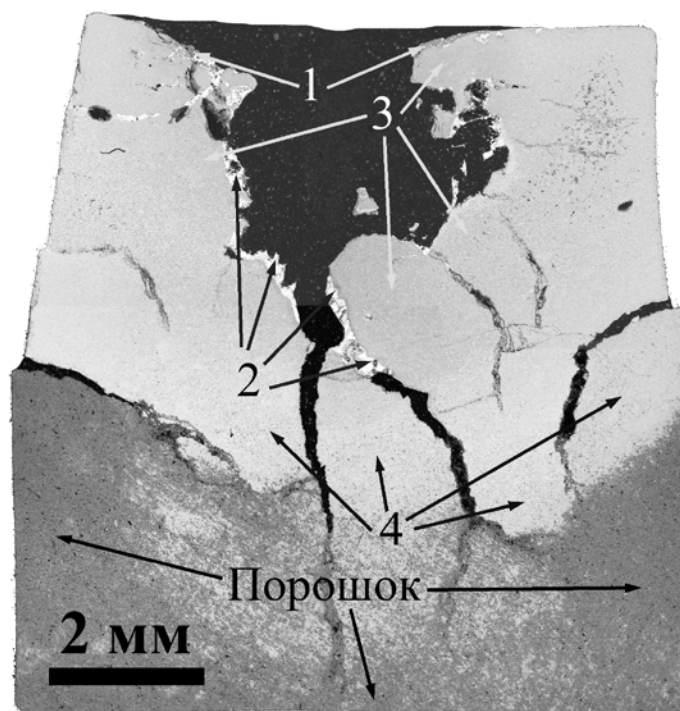


Рис. 3. СЕМ зображення зразка AlNiCrTiV BCS після електронно-променевої обробки: (1) поверхнева зона; (2) центральна зона; (3) внутрішня зона; (4) дефектна зона

Окремої уваги потребує аналіз мікроструктури всіх зон термічного впливу, що сформувалися в зразку після електронно-променевої обробки (рис. 4), оскільки саме вони відображають особливості поведінки матеріалу за умов інтенсивного високотемпературного нагрівання. Зона порошкового неспеченого матеріалу тут не розглядається, оскільки її структура повністю відповідає вихідному порошку (рис. 2б).

На поверхні зразка після обробки виділяються дві основні зони (рис. 3, зони 1 та 2). У центральній зоні фіксується максимальна дія теплового потоку, що є результатом прямого опромінення електронним пучком. У поверхневій зоні зразка нагрівання поверхні забезпечувалося тривалою тепловою дією без прямого контакту з електронним потоком, завдяки чому температура обробки була ближчою до оптимальної. У результаті в поверхневій зоні (рис. 4а) формуються майже переплавлені області, представлені світлою металевою матрицею на основі твердих розчинів та крупними прямокутними темними включеннями TiV. Також подекуди виявляються поодинокі шестикутні частинки TiV₂ з гексагональною структурою, кількість яких є недостатньою для їх надійної ідентифікації за допомогою рентгеноструктурного аналізу (рис. 1б).

В центральній зоні зразка (рис. 4б) частинки TiV/TiV₂ вже не виявляються. Натомість у відповідній мікроструктурі спостерігається значна кількість видовжених включень Cr₂V₃. Виражена дефектність поверхні, наявність подряпин та часткове руйнування структури цих включень при шліфуванні свідчать про їх низьку механічну міцність. Формування подібної структури сплаву може бути пов'язане зі швидким плавленням наявного у складі AlNiCrTiV BCS нерозчиненого Ti, що призводить до його перенесення у глибші шари під час інтенсивного переплавлення. Одночасно частинки ОЦК твердого розчину (β-фази), які містять значну кількість атомів проникнення (бору), можуть слугувати зародками для формування в першу чергу включень Cr₂V₃, тоді як більш тугоплавкий TiV/TiV₂ утворюється пізніше. Це узгоджується з підвищеною концентрацією темних боридних включень TiV у перехідному прошарку між центральною зоною та початком внутрішньої зони з композиційною структурою (рис. 4б та 4в), що свідчить про послідовне та просторово нерівномірне формування боридних фаз залежно від локальних умов нагріву.

Натомість мікроструктура внутрішньої зони зразка (рис. 4в) після електронно-променевої обробки являє собою композит, що складається зі світлої металевої матриці на основі твердих розчинів та великої кількості дисперсних включень розміром не більше 2 мкм. Ці включення мають неправильну або прямокутну форму та, відповідно до результатів локального елементного аналізу,

© С. О. Наконечний, О. І. Юркова, П. І. Лобода, Ю. І. Богомол, І. Ю. Троснікова

відповідають TiB.

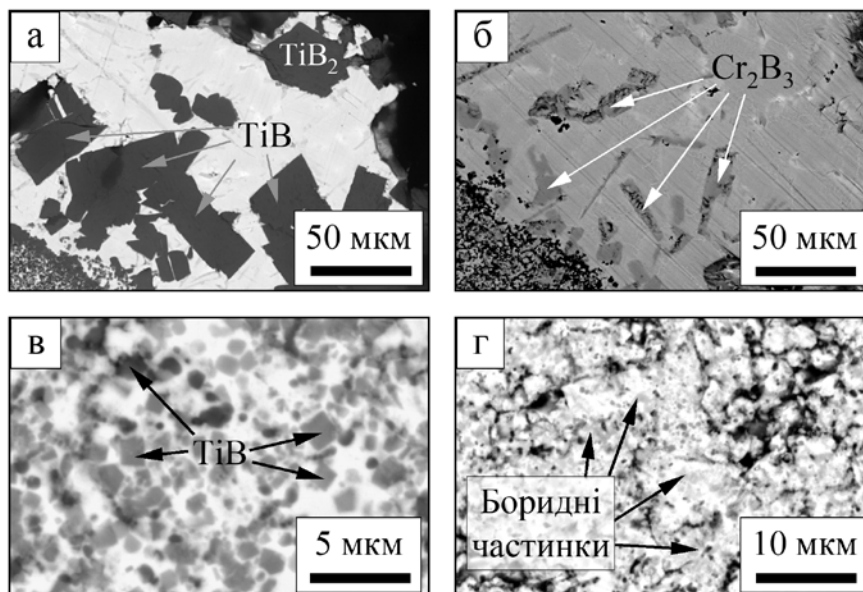


Рис. 4. Мікроструктура зразка AlNiCrTiB ВЕС після електронно-променевої обробки: (а) поверхнева зона; (б) центральна зона; (в) внутрішня зона; (г) дефектна зона

Розподіл тугоплавких боридних частинок у внутрішній зоні є більш рівномірним, що може бути пов'язано з вирівнюванням температурного поля та більш стабільним перебігом дифузійних процесів у глибині матеріалу під час більш тривалого локального нагрівання. Це також може бути обумовлено наявністю залишкового бору у вихідному порошковому сплаві. Оскільки бор є аморфним матеріалом, його неможливо ідентифікувати за допомогою рентгенівської дифракції у такій багатокомпонентній системі, однак це не виключає його концентрації на межах зерен або частинок порошку. На початкових етапах нагрівання бор може інтенсивно реагувати з металевими елементами та їх оксидами, а після завершення цих реакцій температура системи стабілізується, що сприяє більш рівномірному розподілу боридних фаз.

Ширина внутрішньої зони становить близько 2–3 мм (рис. 3) після електронно-променевої обробки протягом 1 хвилини. Після неї спостерігається дефектна зона (рис. 4г), що складається з частково спечених порошкових частинок. У цій області виявляється значна кількість пор, що свідчить про недостатній рівень теплової енергії для завершення дифузійних і реакційних процесів, необхідних для формування кінцевої структури сплаву та його ущільнення. При цьому всередині частково спечених частинок фіксується велика кількість сірих дрібнодисперсних включень, що свідчить про початок формування зародків боридних фаз уже за відносно низьких температур, суттєво нижчих за температуру плавлення основного матеріалу. Це вказує на високу термодинамічну стабільність боридів та їх раннє зародження під час низькотемпературного нагрівання, значно нижче температур плавлення.

Висновки. У роботі проведено дослідження структури та фазового складу легкого високоентропійного сплаву AlNiCrTiB, отриманого шляхом механічного легування та подальшої електронно-променевої обробки. Встановлено, що під час електронно-променевого нагрівання в порошковому AlNiCrTiB ВЕС формуються in-situ боридні включення TiB/TiB₂ та Cr₂B₃. При нагріванні до температур, що перевищують температуру плавлення матеріалу або більшості його компонентів, поверхневий шар порошкової пресовки переплавляється. Це призводить до формування металевої матриці з крупними, обмеженими за формою боридними включеннями. У випадку надмірного перегрівання першочергово утворюється Cr₂B₃, що має нижчу температуру плавлення порівняно з TiB/TiB₂. Натомість за умов більш рівномірного нагрівання при нижчих температурах спостерігається зростання кількості включень TiB внаслідок поступової взаємодії нерозчиненого титану з атомами бору. Між переплавленими зонами і внутрішніми зонами обробленого матеріалу формується тонкий перехідний прошарок, що складається з боридних включень на основі Ti. Саме він забезпечує подальше формування більш рівномірної композитної структури, що складається зі світлої металевої матриці та дрібнодисперсних рівномірно розподілених частинок TiB.

Відомості про фінансування. Це дослідження було профінансовано в рамках проєктів Національного фонду досліджень України, грант № 2023.03/0053 (мікроструктурний аналіз, включно з локальним елементним аналізом із використанням обладнання, придбаного за кошти Фонду), та Міністерства освіти і науки України, номер державної реєстрації 0124U000913 (дослідження режимів електронно-променевого спікання, підбір компонентів сплаву, рентгеноструктурний аналіз).

Література

1. Pollock, T. M. Alloy design for aircraft engines: The continued evolution of Ni-based superalloys. *Nature Materials*, vol. 19, pp. 1175–1181, 2020, doi: 10.1038/nmat4709
2. DeMott, R., Rae, C. M. F., Xie, X. et al. Advances in single-crystal superalloys for turbine blades. *Progress in Materials Science*, vol. 120, 2021.
3. S. Zhang et al., “CrTaO₄ as a new thermal barrier material?,” *Journal of Advanced Ceramics*, vol. 13, no. 3, pp. 373–387, Mar. 2024, doi: 10.26599/JAC.2024.9220862.
4. Liu, Y., Clarke, D. R. Developments in thermal barrier coatings for turbine blades. *Annual Review of Materials Research*, vol. 52, pp. 89–116, 2022.
5. Nasiri, N., Li, Q., Chen, Y. Ceramic matrix composites in aerospace: A review. *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 41, no. 2, pp. 1137–1160, 2021.
6. Bhatt, R. T. SiC/SiC ceramic matrix composites for next-generation turbine engines. NASA Technical Report, 2020.
7. G.-J. Zhang, W.-M. Guo, D.-W. Ni, Y.-M. Kan. Ultrahigh-temperature ceramics based on ZrB₂ and HfB₂ systems: Synthesis, densification and properties. *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 45, pp. 1–27, 2020.
8. Y. Wei et al., “Research progress and development of strengthening-toughening methods for molybdenum alloys prepared by powder metallurgy,” *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, p. 177099.
9. B. Gorr, M. Heilmaier. Refractory high-entropy alloys: Constitution, properties and oxidation behaviour. *International Materials Reviews*, vol. 67, no. 3, pp. 1–27, 2022.
10. S. Zhang et al., “High-entropy alloys for extreme-temperature environments,” *Coatings*, vol. 15, no. 1, 92, 2025.
11. S. Schellert, B. Gorr, S. Laube, A. Kauffmann, M. Heilmaier, and H. J. Christ, “Oxidation mechanism of refractory high entropy alloys Ta-Mo-Cr-Ti-Al with varying Ta content,” *Corrosion Science*, vol. 192, Nov. 2021, doi: 10.1016/j.corsci.2021.109861.
12. S. Schellert et al., “Formation of rutile Cr, Ta, TiO₂ oxides during oxidation of refractory high entropy alloys in Ta-Mo-Cr-Ti-Al system,” *Corrosion Science*, vol. 211, no. 110885, 2023.
13. X.-F. Wang, H. Cheng, L. Guo et al. Lightweight high-entropy alloys: Structures, properties and alloy design strategies. *Materials Innovations*, vol. 7, p. 70014, 2025.
14. A. Kumar, R. Singh, Y. Li et al. Recent progress in lightweight high-entropy alloys for aerospace applications. *Materials Today Communications*, vol. 39, 2025.
15. O. N. Senkov, “Prospects of refractory and lightweight high-entropy alloys for gas-turbine applications,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 31, pp. 4508–4523, 2022.
16. S. Zhang, H. Zhang, P. Zhang et al., “Performance and mechanisms of high-entropy alloys under extreme conditions,” *Coatings*, vol. 15, no. 1, 92, 2025.
17. I. Baker, “Interstitials in f.c.c. High Entropy Alloys,” *Metals*, vol. 10, 695, 2020.
18. C. Zhu et al., “A review on improving mechanical properties of high-entropy alloys,” *Journal of Materiomics*, 2023.
19. Q. Yu et al., “Atomic-scale understanding of interstitial-strengthened high-entropy alloys,” *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2025.
20. D. Zhao et al., “Ordered nitrogen complexes overcoming strength–ductility trade-off in an additively manufactured high-entropy alloy,” *Materials Research Letters*, 2020.
21. J. Kundin et al., “Carbon effect on thermo-kinetics of Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloy,” *Acta Materialia / J. Alloys Compd.*, 2023.
22. B. Kang et al., “Effect of boron addition on the microstructure and mechanical properties of refractory high-entropy alloys,” *Materials & Design*, 2021.

23. P.-H. Ko et al., “Microstructure and Mechanical Properties of Intergranular Boron-Doped Refractory High Entropy Alloys,” *Metals*, 2022.
24. H. Pan et al., “Role of Boron Addition in Tuning Microstructure and Mechanical Properties of AlNbTiZr-Based High-Entropy Alloy,” *Preprint*, 2022.
25. Y. Wen et al., “Effect of B Content on Microstructure and Properties of [alloy],” *ACS Omega*, 2025.
26. X. Li et al., “Eutectic high-entropy alloys containing B and Si with enhanced strength–ductility synergy,” *Materials Science and Engineering A*, 2022.
27. S. Nakonechnyi et al., “The influence of boron content on the structure and mechanical properties of lightweight AlTiCrNbVBx high-entropy alloys strengthened by in-situ inclusions,” 2025.
28. J. Seol et al., “Enhancing mechanical properties of the boron-doped Al_{0.2}Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5} high-entropy alloy via tuning composition and microstructure,” ~2021.

Рецензент: Соловйова Тетяна Олександрівна, к.т.н., доцент КПІ ім. Ігоря Сікорського, НН ІМЗ ім. Є. О. Патона, каф. ВТМ та ПМ