

# МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО ТА МАШИНОБУДУВАННЯ

УДК 621.762.5:548.5

DOI: 10.20535/1810-0546.2016.2.59788

Ю.І. Богомол<sup>1</sup>, О.І. Попович<sup>1</sup>, М. Крюгер<sup>2</sup>, П.І. Лобода<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Національний технічний університет України “КПІ”, Київ, Україна

<sup>2</sup>Інститут матеріалів і технологій з’єднання, Університет імені Отто фон Геріке, Магдебург, Німеччина

## СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Мо-8,7 Si-18 В

**Background.** The research of alloys of the Mo–Si–B-system, which are a new type of heat-resistant alloys for the manufacture of gas turbine blades to replace nickel single crystal superalloys.

**Objective.** The purpose is to study the effect of the kinetic parameters of crucibleless melting zone and redundancy of boron on the regularity of directionally solidified eutectic Mo-8.7 at. % Si-18 at. % B alloy’s formation of structure and mechanical properties.

**Methods.** Directionally solidified Mo-8.7 at. % Si-18 at. % B and Mo-8.7 at. % Si-18.5 at. % B alloys were produced by crucibleless melting zone of not sintered powder compacts. Microstructure analysis of the obtained reinforced composites and chips, X-ray analysis, the study of micromechanical properties with a dispersion analysis of the data were conducted.

**Results.** Directionally solidified Mo-8.7 % Si-18 % B, Mo-8.7 % Si-18.5 % B alloys and fast solidified Mo-8.7 % Si-18.5 % B alloy were produced, their microstructure consists of intermetallic matrix reinforced with inclusions of solid solution of molybdenum. Integrated micro hardness of the received alloys reaches  $11.86 \pm 1.49$  GPa and fracture toughness –  $6.92 \pm 0.68$  MPa·ml/2.

**Conclusions.** The increase of the rate of crystallization leads to a natural refinement of the structure and increase of the anisotropy in matrix phase. It is shown that the introduction of boron in amount of 0.5 at. % leads to a decrease of the equilibrium from Mo-Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>-Mo<sub>3</sub>Si to Mo-Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>-Mo<sub>2</sub>B. The microhardness is anisotropic and fracture toughness is mostly isotropic.

**Keywords:** high-temperature structural materials; crucible-free zone melting; directional solidification; Mo–Si–B-system; microstructure; phase composition; microhardness; fracture toughness.

### Вступ

Сучасний розвиток техніки потребує створення матеріалів, здатних протистояти впливу агресивних газових середовищ в умовах високих робочих температур (вище 1100 °С) і механічних навантажень. У галузі турбінобудування особливо гостро стоїть задача створення нових матеріалів для виготовлення лопаток. Сплави системи Мо–Si–В перспективні для такого застосування, оскільки демонструють вищі фізико-механічні властивості, ніж традиційні нікелеві суперсплави. Передбачається, що застосування сплавів дасть змогу підвищити ККД двигуна [1].

Сьогодні для виготовлення високотемпературних лопаток турбін найчастіше використовують нікелеві суперсплави, але їх температурний поріг використання обмежений порівняно низькою температурою плавлення (близько 1400 °С) [1]. Тому для подальшого розвитку і підвищення енергоефективності газотурбінних двигунів необхідно створювати нові матеріали.

Силіциди тугоплавких металів стійкі проти окиснення, повзучості та втоми, що забезпечується наявністю в їх складі інтерметалідних фаз. Але їх застосування в турбінобудуванні можливе тільки при вирішенні проблеми міцності та крихкості [1]. Так, наприклад, дуже широко використовується MoSi<sub>2</sub>, який утворює за високих температур на поверхні самовідновлюваний скляний шар силіциду. Проте вже за 900–1000 °С MoSi<sub>2</sub> стає занадто в’язким [2, 3].

Карбіди і нітриди мають значно нижчу стійкість до окиснення, ніж силіциди і боросиліциди [1, 4]. Крім того, бор понижує надмірну в’язкість силіцидів за температур понад 900–1000 °С, що й забезпечує необхідну стійкість до окиснення. Таким чином, композити на основі молібдену, що містять у своєму складі силіциди та боросиліциди, є багатообіцяючими високотемпературними матеріалами [1, 4].

Основною метою при виготовленні сплавів системи Мо–Si–В є отримання матеріалу з оптимальною мікроструктурою для того, щоб зменшити крихкість матеріалу і при цьому за-

безпечити максимальну високотемпературну стійкість та стійкість проти окиснення [1–3, 5].

### Постановка задачі

Метою роботи є дослідження впливу кінетичних параметрів безтигельної зонної плавки та надлишку бору на закономірності формування структури і механічні властивості спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву Mo-8,7 ат. % Si-18 ат. % В.

### Вихідні положення

Тугоплавкі метали широко використовуються у машинобудуванні, радіоелектроніці та освітлювальній техніці. Вони мають високі значення температури плавлення, температури кипіння та первинної рекристалізації, а також модуль пружності та показники міцності у широкому діапазоні температур, малий температурний коефіцієнт лінійного розширення та невисоку теплопровідність [2]. Не кожен тугоплавкий метал підходить для використання як конструкційний за високих температур. Ванадій і хром не застосовуються, оскільки 1500 °С становить близько 80 % їх температури плавлення (швидка дифузія призводить до незадовільних опорів повзучості та стійкості мікроструктури). Тантал і вольфрам мають високу густину, та також має відносно низький модуль пружності і високу розчинність атомів проникнення в ньому. Ніобій має низьку густину ( $\rho$ ), але й низький модуль пружності ( $E$ ),  $E/\rho$  для нього становить 1,8 (для порівняння:  $E/\rho$  для Мо рівний 4,1). Порівняно з іншими тугоплавкими металами молібден має найбільш оптимальний набір властивостей: високу температуру плавлення та модуль пружності і при цьому відносно низьку густину і коефіцієнт теплового розширення, а також високу теплопровідність, що майже в три рази перевищує теплопровідність ніобію. Таким чином, сплави на основі Мо мають багато вигідних властивостей для конструкційних застосувань за високих температур [1, 4].

Існують різні методи виготовлення сплавів системи Мо–

Si–В [1, 6, 7]. Сплави, які виготовляються методами ливарного виробництва, як правило, мають крупнозернисту структуру, широкі ділянки первинної кристалізації, що призводить до зниження ударної в'язкості, катастрофічного розростання тріщин і нестійкості до окиснення. Більш оптимальну дрібнозернисту структуру можна отримати методами порошкової металургії, але вироби мають високий вміст кисню [8]. Останнім часом для виготовлення сплавів системи Мо–Si–В почали використовувати методи спрямованої кристалізації. Завдяки вузькій зоні розплаву виникає можливість виготовити сплав з дрібною та регулярною спрямованою структурою [1]. Така структура є найбільш оптимальною для забезпечення стійкості до окиснення та відповідності анізотропним вимогам до механічних властивостей у пері лопатки газової турбіни. Цей метод дає можливість у широких межах керувати структурою та властивостями композиційних матеріалів. Проте на сьогодні вплив технологічних параметрів цього процесу на структурно-геометричні характеристики та властивості більшості сплавів системи Мо–Si–В є недослідженим.

Як об'єкт дослідження був вибраний сплав Mo-8,7 ат. % Si-18 ат. % В, що належить до двофазової області Мо–Mo<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> потрібної системи Мо–Si–В (рис. 1) і, за літературними даними, містить евтектику цієї квазібінарної системи [1], а тому при його виготовленні мето-

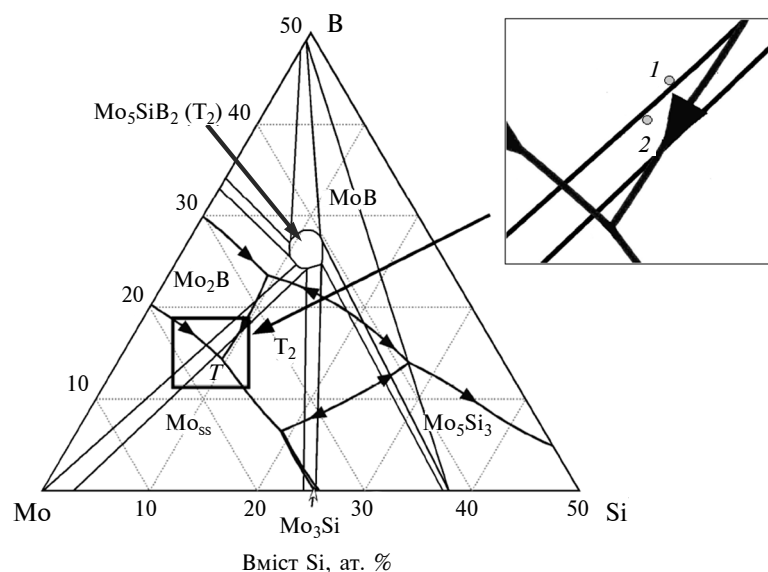


Рис. 1. Фазова діаграма потрібної системи Мо–Si–В і позначені на ній досліджувані сплави: 1 – Mo-8,7 ат. % Si-18,5 ат. % В; 2 – Mo-8,7 ат. % Si-18 ат. % В

дом спрямованої кристалізації можливе одержання спрямовано армованого композита з підвищеними механічними властивостями. Також відомо, що під час зонної плавки можливе часткове видалення компонентів за рахунок їх випаровування та взаємодії з киснем, що міститься на поверхні частинок порошоків [9, 10]. Особливо така поведінка властива бору, який активно вступає в реакцію з киснем з утворенням летючого оксиду бору  $B_2O_3$ . Тому в роботі було також досліджено сплав Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В з надлишком 0,5 ат. % бору в шихті (рис. 1).

### Експеримент

Спрямовано закристалізовані сплави Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В та Мо-8,7 ат. % Si-18,5 ат. % В одержували методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок [10].

Як вихідні матеріали використовувались порошки молібдену, кремнію та бору з чистотою 99,95; 99,9; 98 % відповідно. Середній розмір порошку молібдену становив 3,4 мкм, порошку кремнію – 1,2 мкм, порошку бору – 0,5 мкм. Суміш порошоків Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В та Мо-8,7 ат. % Si-18,5 ат. % В готувалась 10-кратним протиранням через сито з комірками розміром 50 мкм. Як пластифікатор використовувався 2,5 %-ний водний розчин полівінілового спирту. Довгомірні заготовки діаметром 10 мм і довжиною 145 мм пресувались на гідравлічному пресі під тиском 50 МПа і сушилися у вакуумній шафі за 100 °С.

Після сушки проводилась безтигельна зонна плавка зразків у модифікованій високочастотній установці “Кристалл 206” з індукційним нагрівачем. Стержень закріплювався у верхній затискач, а в нижньому фіксували затравку з аналогічного спрямовано закристалізованого сплаву. Зонна плавка проводилась в атмосфері гелію з надлишковим тиском 1 атм. Швидкість кристалізації становила 40, 60 та 80 мм/год.

Мікроструктура одержаних зразків вивчалася з використанням оптичного “Neophot 21” та скануючого електронного “SELMI PEM 106И” мікроскопів. Рентгенофазовий аналіз проводився на установці “Rigaku Ultima IV”.

Мікромеханічні властивості досліджувалися за допомогою мікротвердоміра MHV-1000 за навантаження 3–9,81 Н. Були визначені середні значення і середні квадратичні відхилення значень інтегральної мікротвердості та тріщиностійкості з використанням значень, отриманих за навантажень 2,94; 4,90; 9,81 Н окремо

для кожного зразка. Дослідження тріщиностійкості методом мікроіндентування проводилося за навантаження на зразки 9,81 Н, оскільки за менших навантажень тріщини в кутах відбитків піраміди не спостерігалися.

### Результати досліджень

**Рентгенофазовий аналіз.** З метою визначення фазового складу одержаних композитів було проведено рентгенофазовий аналіз. Результати досліджень показали, що сплав Мо-8,7 % Si-

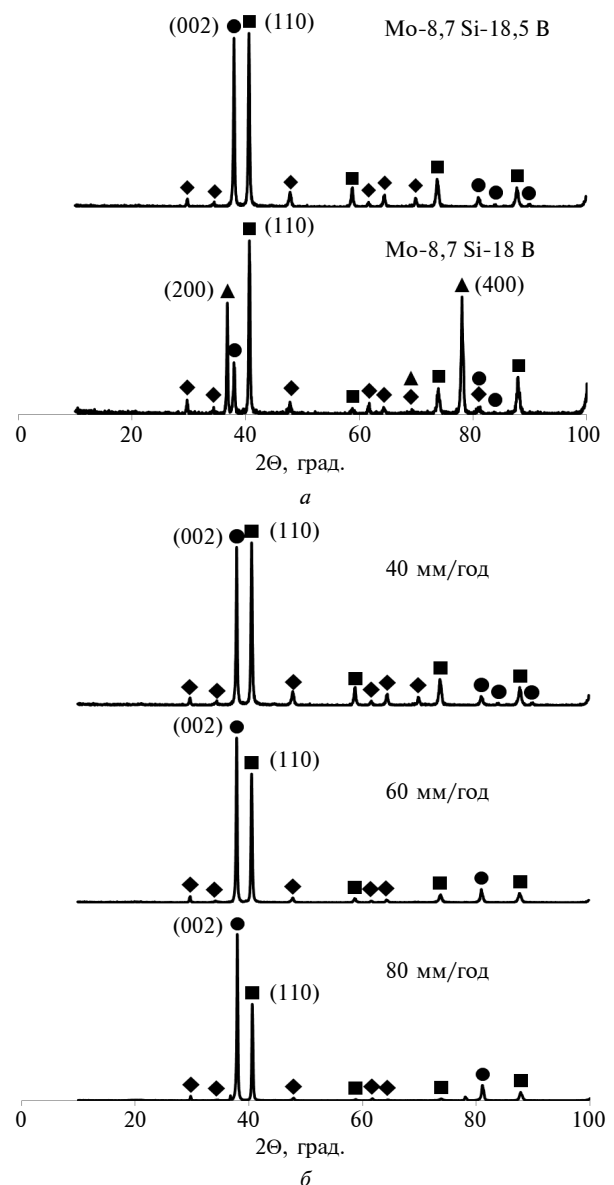


Рис. 2. Рентгенограми одержаних спрямовано закристалізованих сплавів системи Мо–Si–В: *a* – сплави різного складу, *б* – сплав складу Мо-8,7% Si-18,5% В, виготовлений із різною швидкістю кристалізації; ■ – Мо, ▲ –  $Mo_3Si$ , ◆ –  $Mo_5SiB_2$ , ● –  $Mo_2B$

18 % В містить чотири фази: Мо,  $\text{Mo}_5\text{SiB}_2$ ,  $\text{Mo}_3\text{Si}$  та  $\text{Mo}_2\text{B}$ , тоді як усі сплави Мо-8,7 % Si-18,5 % В, одержані за різних швидкостей кристалізації, містять тільки три фази: Мо,  $\text{Mo}_5\text{SiB}_2$  та  $\text{Mo}_2\text{B}$  (рис. 2, а). Причому, якщо у сплаві Мо-8,7 % Si-18 % В кристалізація в основному проходить в області Мо- $\text{Mo}_5\text{SiB}_2$ - $\text{Mo}_3\text{Si}$ , то при збільшенні кількості бору у вихідній шихті на 0,5 ат. % фаза  $\text{Mo}_3\text{Si}$  повністю зникає, і кристалізація проходить у трифазовій області Мо- $\text{Mo}_5\text{SiB}_2$ - $\text{Mo}_2\text{B}$  (див. рис. 1), як і було задано початковим хімічним складом. Тобто можна зробити висновок, що видалення бору під час спрямованої кристалізації сплавів системи Мо-Si-B корелює з видаленням інших компонентів і введення надлишку бору змінює рівновагу в потрібній системі (див. рис. 1).

Для всіх зразків пріоритетним напрямом орієнтації фази твердого розчину молібдену є  $\langle 110 \rangle$  (див. рис. 2). Наявність інших піків свідчить як про дендритну структуру, так і про наявність крупних молібденових включень.

Для спрямовано закристалізованого сплаву Мо-8,7 % Si-18 % В характерні пріоритетні напрямки орієнтації фази  $\text{Mo}_3\text{Si}$  –  $\langle 200 \rangle$  та  $\langle 400 \rangle$ , які є значно більшими за піки фаз  $\text{Mo}_5\text{SiB}_2$  і  $\text{Mo}_2\text{B}$  (див. рис. 2). Це свідчить про те, що частка фази  $\text{Mo}_3\text{Si}$  у сплаві найвища, відповідно, ця фаза є матричною у цьому сплаві. Аналогічно, для спрямовано закристалізованих сплавів Мо-8,7 % Si-18,5 % В матричною є фаза  $\text{Mo}_2\text{B}$ , яка зорієнтована переважно у напрямку  $\langle 002 \rangle$  (див. рис. 2). Зі збільшенням швидкості кристалізації зростає інтенсивність цього напрямку відносно піків інших напрямків цієї фази, що свідчить про зростання спрямованості фази  $\text{Mo}_2\text{B}$  у напрямку  $\langle 002 \rangle$  (див. рис. 2, б). Більшу спрямованість структури сплавів, закристалізованих за вищих швидкостей, можна пояснити скороченням часу перебування матеріалу в зоні термічного впливу зі збільшенням швидкості кристалізації розплаву. Збільшення ж часу перебування в зоні термічного впливу сприяє розростанню дендритів, що призводить до більшої розорієнтації структури.

**Мікроструктура.** Висновки про відповідність окремих зерен певним фазам робились на основі XRD і EDX аналізів. Мікроструктура спрямовано закристалізованих сплавів Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В та Мо-8,7 ат. % Si-18,5 ат. % В складається з матриці з інтерметалідних фаз (сіра) із не зв'язаними між собою включеннями твердого розчину молібдену ( $\text{Mo}_{ss}$ ) світлого кольору (рис. 3). Інтерметалідна матриця, відповідно до рентгенофазового аналізу, складається з  $\text{Mo}_2\text{B}$  з включеннями  $\text{Mo}_5\text{SiB}_2$  у сплаві складу Мо-8,7 ат. % Si-18,5 ат. % В, а також  $\text{Mo}_3\text{Si}$  з включеннями  $\text{Mo}_2\text{B}$  і  $\text{Mo}_5\text{SiB}_2$  у сплаві складу Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В. Потрібно відзначити, що в сплавах системи Мо-Si-B інтерметалідні фази відповідають за твердість сплаву та його високотемпературні властивості, а фаза твердого розчину молібдену – за пластичність і зниження крихкості [1].

Металографічний аналіз показав, що сплав Мо-8,7 % Si-18,5 % В має помітно дрібнішу структуру та відсутність спрямованості мікроструктури в напрямку кристалізації, порівняно зі сплавом Мо-8,7 % Si-18 % В, що може бути спричинене наявністю надлишкового бору: він впливає на властивості розплаву, і, як наслідок, змінюються умови кристалізації. Цей сплав містить значно більше евтектичних ділянок, що вказує на його більшу наближеність до квазі-

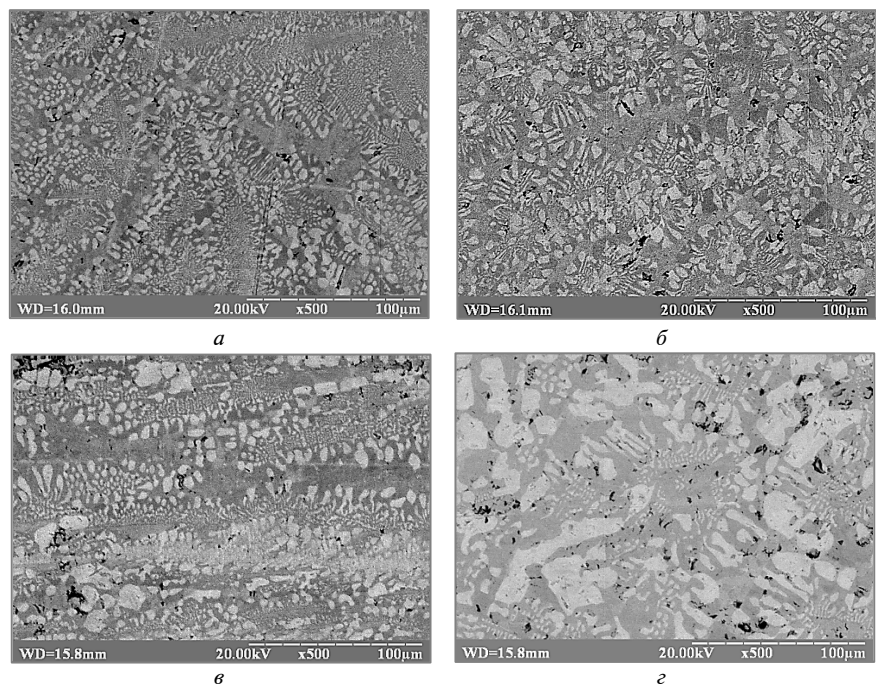


Рис. 3. Мікроструктура спрямовано закристалізованих сплавів Мо-8,7 % Si-18,5 % В (а, б) і Мо-8,7 % Si-18 % В (в, г) у поздовжньому (а, в) та поперечному (б, г) напрямках кристалізації



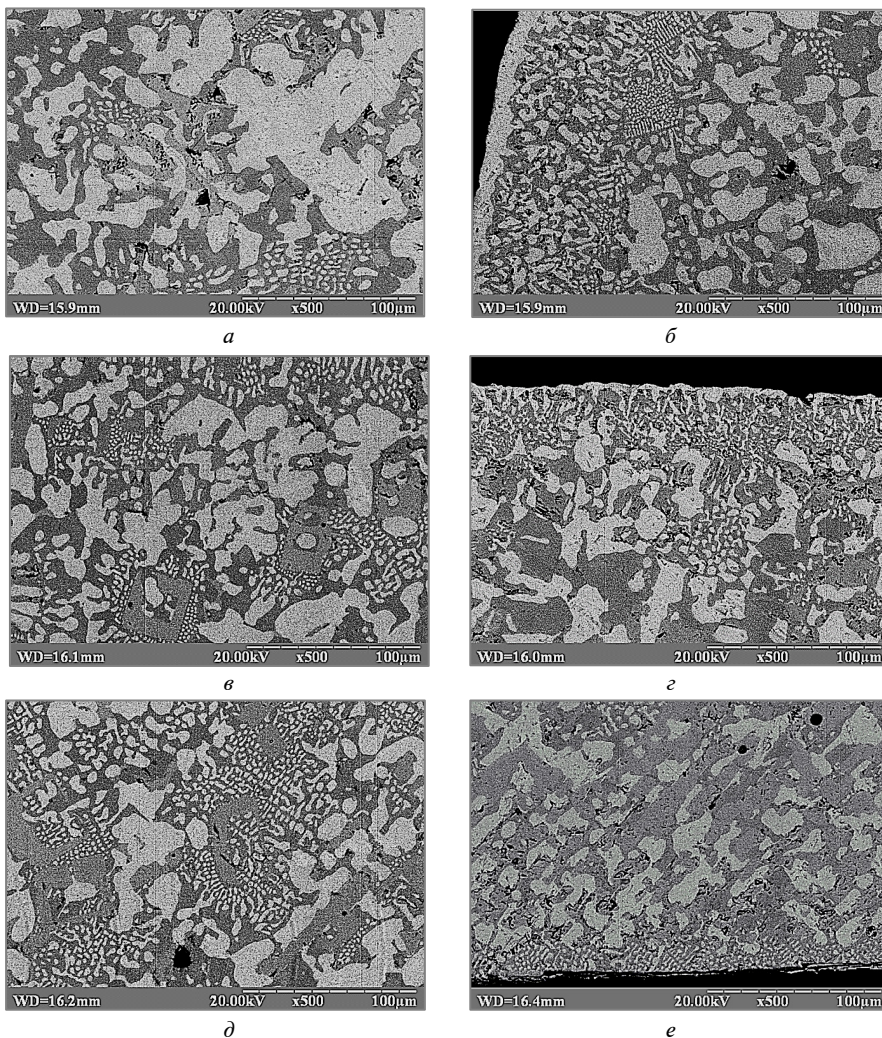


Рис. 4. Мікроструктура спрямовано закристалізованого сплаву Mo-8,7% Si-18,5% B, вирощеного зі швидкістю кристалізації 40 мм/год (а, б), 60 мм/год (в, г), 80 мм/год (д, е); а, в, д – центр, б, г, е – край кристала

бінарної евтектики Mo-Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>, що й призводить до відсутності спрямованості структури внаслідок зменшення впливу первинної кристалізації. Евтектична структура сплаву Mo-8,7% Si-18,5% B відповідає припущенню про можливість часткового випаровування бору [9, 10], а структура і фазовий склад сплаву Mo-8,7% Si-18% B підтверджують зміщення рівноваги у трифазову область Mo<sub>ss</sub>-Mo<sub>3</sub>Si-Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub> унаслідок такого випаровування.

З метою дослідження впливу кінетичних параметрів безтигельної зонної плавки на закономірності формування структури спрямовано армованого сплаву Mo-8,7% Si-18,5% B було проведено його вирощування за швидкостей кристалізації 40, 60 і 80 мм/год. Також було проведено одержання сплаву Mo-8,7% Si-18,5% B методом швидкої кристалізації краплі

розплаву на підкладці з попередньо виплавленого аналогічного спрямовано закристалізованого сплаву. Дослідження мікроструктури у напрямку, перпендикулярному до напрямку вирощування одержаних сплавів, показали збільшення часток зерен первинної кристалізації Mo<sub>2</sub>V та двофазової евтектики Mo<sub>ss</sub>-T<sub>2</sub> при підвищенні швидкості кристалізації від 40 до 80 мм/хв (рис. 4). Фазовий склад залишається незмінним: матриця з інтерметалідної фази Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub> з включеннями фаз Mo<sub>2</sub>V і Mo<sub>ss</sub>. Така зміна мікроструктури відповідає загальним уявленням про збільшення швидкості охолодження внаслідок вужчої зони розплаву та її прискореного руху, що характеризується нестачею часу для встановлення рівноважного стану [11–13]. У зв'язку з цим зменшуються також частка фази Mo<sub>ss</sub> і, відповідно, розміри її зерен (окрім нерівноважного стану, збільшення швидкості кристалізації призводить до зменшення часу на розростання зерен). Округлі включення фази Mo<sub>ss</sub> мають розміри 2–60 мкм за швидкості кристалізації 40 мм/год, 1,5–50 мкм – за 60 мм/год і 1–40 мкм – за 80 мм/год. Ширина зерен фази первинної кристалізації Mo<sub>2</sub>V – від 7 до 15 мкм, довжина – від 15 до 45 мкм для всіх досліджуваних швидкостей кристалізації.

Дослідження мікроструктури біля бокових поверхонь кристалів показали, що для всіх одержаних зразків характерна перехідна зона, структура якої значно дрібніша за структуру всередині зразків. Така поведінка свідчить про вищі швидкості охолодження сплаву на краях зразків, ніж по їх об'єму. Зі збільшенням швидкості кристалізації зразків ширина цієї перехідної зони помітно зростає від 85 мкм при 40 мм/год до 15 мкм при 80 мм/год, що свідчить про зменшення різниці у швидкості охолодження сплаву біля бокових поверхонь та по об'єму. Дрібна структура біля зовнішньої поверх-

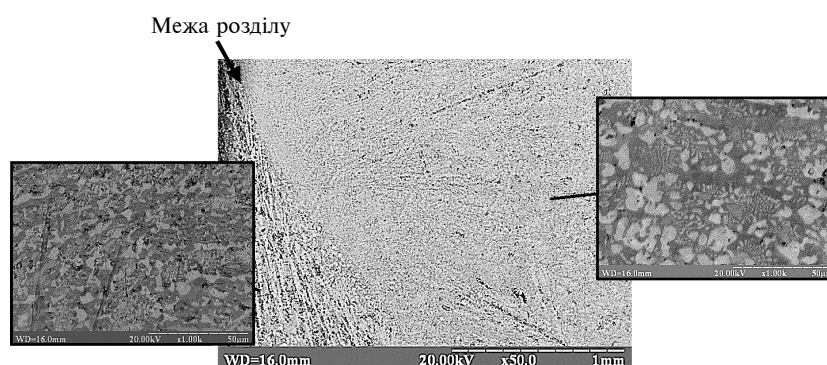


Рис. 5. Мікроструктура на межі розділення швидко закристалізованого сплаву Мо-8,7 % Si-18,5 % В з підкладкою

Таблиця. Мікромеханічні характеристики досліджуваних сплавів

Характеристика	Сплав				
	Мо-8,7 % Si-18 % В		Мо-8,7 % Si-18,5 % В		Мо-8,7 % Si-18,5 % В швидко закристалізований
	поздовжній	поперечний	поздовжній	поперечний	поздовжній
$HV$ , ГПа	$11,35 \pm 1,31$	$11,05 \pm 1,73$	$11,67 \pm 0,64$	$11,24 \pm 0,69$	$11,86 \pm 1,49$
$K_{IC}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	$6,48 \pm 0,59$	$6,52 \pm 0,85$	$6,86 \pm 0,57$	$6,92 \pm 0,68$	$6,52 \pm 0,48$

ні зразка має забезпечувати кращу стійкість до окиснення внаслідок більш швидкого та якісного формування захисного шару, а більший розмір фаз всередині зразка має сприяти вищій стабільності структури і, відповідно, стійкості до повзучості. Саме така комбінація властивостей і необхідна для лопаток газових турбін [2, 3, 6, 10].

Аналіз мікроструктури швидкозакристалізованого сплаву Мо-8,7 % Si-18,5 % В показав, що досягнуте підвищення швидкості кристалізації сприяє подрібненню структури (рис. 5). При віддаленні від підкладки мікроструктура за своїми структурно-геометричними характеристиками нагадує мікроструктуру спрямовано закристалізованого сплаву Мо-8,7 % Si-18,5 % В, проте з більш рівномірним розподілом фазових компонентів і дрібнішими зернами.

**Механічні властивості.** Вимірювання інтегральної мікротвердості та тріщиностійкості спрямовано закристалізованих сплавів Мо-8,7 % Si-18 % В, Мо-8,7 % Si-18,5 % В у напрямках, поздовжньому і поперечному до напрямку вирощування, а також швидкозакристалізованого сплаву Мо-8,7 % Si-18,5 % В показали однакові значення з урахуванням похибки (таблиця).

#### Список літератури

1. Lemberg J.A., Ritchie R.O. Mo-Si-B alloys for ultrahigh-temperature structural applications // Advanced Materials. – 2012. – 24, № 26. – P. 3445–3480. doi:10.1002/adma.201200764

#### Висновки

Уперше одержані спрямовано закристалізовані сплави Мо-8,7 % Si-18 % В, Мо-8,7 % Si-18,5 % В та швидкозакристалізований сплав Мо-8,7 % Si-18,5 % В, мікроструктура яких складається з інтерметалідної матриці та включень твердого розчину молібдену.

Встановлено вплив кінетичних параметрів процесу кристалізації на формування мікроструктури сплавів. Показано, що збільшення швидкості кристалізації приводить до збільшення кількості зерен фази первинної кристалізації та евтектичних зерен. Доведено, що домішки бору в кількості 0,5 ат. % зміщують рівноваги з області Мо–Мо<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>–Мо<sub>3</sub>Si в область Мо–Мо<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>–Мо<sub>2</sub>В діаграми стану.

Визначені мікромеханічні характеристики твердості та тріщиностійкості.

Для подальшого вивчення рекомендується дослідження стійкості до окиснення, повзучості, характеристик втомлюваності та інших властивостей сплавів.

2. *Microstructure and oxidation behavior of directionally solidified Mo–Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub> (T2)–Mo<sub>3</sub>Si alloys* / F. Wang, A. Shan, X. Dong, J. Wu // *J. Alloys Compounds*. – 2008. – **462**, № 1-2. – P. 436–441. doi:10.1016/j.jallcom.2007.08.064
3. *Parthasarathy T.A., Mendiratta M.G., Dimiduk D.M.* Oxidation mechanisms in Mo-reinforced Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>(T2)-Mo<sub>3</sub>Si alloys // *Acta Materialia*. – 2002. – **50**, № 7. – P. 1857–1868. doi:10.1016/S1359-6454(02)00039-3
4. *Сенюшкин Н.С.* Способы повышения эффективности энергоустановок на базе ГТД // *Молодой ученый*. – 2011. – **1**, № 7. – С. 53–55.
5. *Kruzic J.J., Schneibel J.H., Ritchie R.O.* Ambient-to elevated-temperature fracture and fatigue properties of Mo-Si-B alloys: role of microstructure // *Metallurg. Mater. Trans. A*. – 2005. – **36**, № 9. – P. 2393–2402. doi:10.1007/s11661-005-0112-5
6. *Криклива І.Ю., Дудка О.І., Хальмаер М.* Сплави системи Мо-Si-B // *Фізика і хімія твердого тіла*. – 2011. – **12**, № 2. – С. 365–369.
7. *Nowotny H., Dimakopoulou E., Kudielka H.* Untersuchungen in den Dreistoffsystemen: Molybdän-Silizium-Bor, Wolfram-Silizium-Bor und in dem System: VSi<sub>2</sub>-TaSi<sub>2</sub> // *Monatshefte für Chemie*. – 1957. – **88**, № 2. – S. 180–191. doi:10.1007/BF00901624
8. *Mechanically alloyed Mo–Si–B alloys with a continuous α-Mo matrix and improved mechanical properties* / M. Krüger, S. Franz, H. Saage et al. // *Intermetallics*. – 2008. – **16**, № 7. – P. 933–941. doi:10.1016/j.intermet.2008.04.015
9. *Perepezko J.H., Sakidja R., Kim S.* Phase stability in processing and microstructure control in high temperature Mo-Si-B alloys // *MRS Proc.* – Warrendale, 2000. – **646**. – P. 253–259. doi: 10.1557/PROC-646-N4.5.1
10. *Loboda P.I.* Features of structure formation with zone melting of powder Boron-containing refractory materials // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2000. – **39**, № 9-10. – P. 480–486. doi:10.1023/A:1011322707881
11. *Crystal structure and physical properties of Mo<sub>2</sub>B: First-principle calculations* / D. Zhou, J. Wang, Q. Cui, Q. Li // *J. Appl. Phys.* – 2014. – **115**, № 11. – P. 113504. doi:10.1063/1.4869055
12. *Ashbrook R.L.* Directionally solidified ceramic eutectics // *J. Amer. Ceramic Soc.* – 1977. – **60**, № 9-10. – P. 428–435. doi:10.1111/j.1151-2916.1977.tb15527.x
13. *Llorca J., Orera V.M.* Directionally solidified eutectic ceramic oxides // *Progress Mater. Sci.* – 2006. – **51**, № 6. – P. 711–809. doi:10.1016/j.pmatsci.2005.10.002

## References

1. J.A. Lemberg and R.O. Ritchie, “Mo-Si-B alloys for ultrahigh-temperature structural applications”, *Advanced Materials*, vol. 24, no. 26, pp. 3445–3480, 2012. doi:10.1002/adma.201200764
2. F. Wang *et al.*, “Microstructure and oxidation behavior of directionally solidified Mo–Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub> (T2)–Mo<sub>3</sub>Si alloys”, *J. Alloys Compounds*, vol. 462, no. 1-2, pp. 436–441, 2008. doi:10.1016/j.jallcom.2007.08.064
3. T. Parthasarathy *et al.*, “Oxidation mechanisms in Mo-reinforced Mo<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>(T2)–Mo<sub>3</sub>Si alloys”, *Acta Materialia*, vol. 50, no. 7, pp. 1857–1868, 2002. doi:10.1016/S1359-6454(02)00039-3M
4. N.S. Senyushkyn, “Methods to increase the efficiency of power units based on gas turbine engine”, *Molodoi Uchenyi*, vol. 1, no. 7, pp. 53–55, 2011 (in Russian).
5. J. J. Kruzic *et al.*, “Ambient- to elevated-temperature fracture and fatigue properties of Mo-Si-B alloys: Role of microstructure”, *Metallurg. Mater. Trans. A*, vol. 36, no. 9, pp. 2393–2402, 2005. doi:10.1007/s11661-005-0112-5
6. I.Y. Kryklyva *et al.*, “Alloys of the Mo-Si-B- system”, *Fizyka i Himiya Tverdogo Tila*, vol. 12, no. 2, pp. 365–369, 2011 (in Ukrainian).
7. H. Nowotny *et al.*, “Untersuchungen in den Dreistoffsystemen: Molybdän-Silizium-Bor, Wolfram-Silizium-Bor und in dem System: VSi<sub>2</sub>-TaSi<sub>2</sub>”, *Monatshefte für Chemie*, vol. 88, no. 2, pp. 180–192, 1957. doi:10.1007/BF00901624
8. M. Krüger *et al.*, “Mechanically Alloyed Mo–Si–B alloys with a continuous α-Mo matrix and improved mechanical properties”, *Intermetallics*, vol. 16, no. 7, pp. 933–941, 2008. doi:10.1016/j.intermet.2008.04.015
9. J.H. Perepezko *et al.*, “Phase stability in processing and microstructure control in high temperature Mo-Si-B alloys”, in *MRS Proc.*, Warrendale, 2000, vol. 646, pp. 253–259. doi:10.1557/PROC-646-N4.5.1
10. P.I. Loboda, “Features of structure formation with zone melting of powder Boron-containing refractory materials”, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, vol. 39, no. 9-10, pp. 480–486. doi:10.1023/A:1011322707881
11. D. Zhou *et al.*, “Crystal structure and physical properties of Mo<sub>2</sub>B: First-principle calculations”, *J. Appl. Phys.*, vol. 115, no. 11, p. 113504, 2014. doi:10.1063/1.4869055
12. R.L. Ashbrook, “Directionally Solidified Ceramic Eutectics”, *J. Amer. Ceramic Soc.*, vol. 60, no. 9-10, pp. 428–435, 1977. doi:10.1111/j.1151-2916.1977.tb15527.x
13. J. Llorca and V.M. Orera, “Directionally solidified eutectic ceramic oxides”, *Progress Mater. Sci.*, vol. 51, no. 6, pp. 711–809, 2006. doi:10.1016/j.pmatsci.2005.10.002



Ю.І. Богомол, О.І. Попович, М. Крюгер, П.І. Лобода

#### СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Мо-8,7 Si-18 В

**Проблематика.** Дослідження сплавів системи Мо–Si–В – нового типу жароміцних сплавів для виготовлення лопаток газових турбін на заміну нікелевим монокристалічним суперсплавам.

**Мета дослідження.** Вивчення впливу кінетичних параметрів безтигельної зонної плавки та надлишку бору на закономірності формування структури і механічні властивості спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В.

**Методика реалізації.** Спрямовано закристалізовані сплави Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В і Мо-8,7 ат. % Si-18,5 ат. % В одержано методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок. Проведено мікроструктурний аналіз одержаних спрямовано армованих композитів і зламів, рентгенофазовий аналіз, дослідження мікромеханічних властивостей з дисперсійним аналізом отриманих даних.

**Результати дослідження.** Отримано спрямовано закристалізовані сплави Мо-8,7 % Si-18 % В, Мо-8,7 % Si-18,5 % В та швидкозакристалізований сплав Мо-8,7 % Si-18,5 % В, мікроструктура яких складається з інтерметалідної матриці, армованої включеннями твердого розчину молибдену. Інтегральна мікротвердість одержаних сплавів досягає  $11,86 \pm 1,49$  ГПа, а тріщиностійкість –  $6,92 \pm 0,68$  МПа·м<sup>1/2</sup>.

**Висновки.** Збільшення швидкості кристалізації зумовлює закономірне подрібнення структури та підвищення анізотропності матричної фази. Показано, що введення домішки бору в кількості 0,5 ат. % призводить до зміщення рівноваги з області Мо-Мо<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>-Мо<sub>3</sub>Si в область Мо-Мо<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>-Мо<sub>2</sub>В. Спостерігаються анізотропія мікротвердості та переважно ізотропія тріщиностійкості.

**Ключові слова:** жароміцні конструкційні матеріали; безтигельна зонна плавка; спрямована кристалізація; система Мо–Si–В; мікроструктура; фазовий склад; мікротвердість; тріщиностійкість.

Ю.И. Богомол, О.И. Попович, М. Крюгер, П.И. Лобода

#### СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПРАВЛЕННО ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Мо-8,7 Si-18 В

**Проблематика.** Исследование сплавов системы Мо–Si–В – нового типа жаропрочных сплавов для изготовления лопаток газовых турбин на замену никелевым монокристаллическим суперсплавам.

**Цель исследования.** Изучение влияния кинетических параметров бестигельной зонной плавки и излишка бора на закономерности формирования структуры и механические свойства направленно закристаллизованного эвтектического сплава Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В.

**Методика реализации.** Направленно закристаллизованные сплавы Мо-8,7 ат. % Si-18 ат. % В и Мо-8,7 ат. % Si-18,5 ат. % В получены методом бестигельной зонной плавки неспеченных порошковых прессовок. Проведены микроструктурный анализ полученных направленно армированных композитов и сколов, рентгенофазовый анализ, исследование механических свойств с дисперсионным анализом полученных данных.

**Результаты исследования.** Получены направленно закристаллизованные сплавы Мо-8,7 % Si-18 % В, Мо-8,7 % Si-18,5 % В и быстрозакристаллизованный сплав Мо-8,7 % Si-18,5 % В, микроструктура которых состоит из интерметаллидной матрицы, армированной включениями твердого раствора молибдена. Интегральная микротвердость полученных сплавов достигает  $11,86 \pm 1,49$  ГПа, а трещиностойкость –  $6,92 \pm 0,68$  МПа·м<sup>1/2</sup>.

**Выводы.** Увеличение скорости кристаллизации приводит к закономерному измельчению структуры и повышению анизотропности матричной фазы. Показано, что введение примеси бора в количестве 0,5 ат. % приводит к уменьшению равновесия из области Мо-Мо<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>-Мо<sub>3</sub>Si в область Мо-Мо<sub>5</sub>SiB<sub>2</sub>-Мо<sub>2</sub>В. Наблюдаются анизотропия микротвердости и преимущественно изотропия трещиностойкости.

**Ключевые слова:** жаропрочные конструкционные материалы; бестигельная зонная плавка; направленная кристаллизация; система Мо–Si–В; микроструктура; фазовый состав; микротвердость; трещиностойкость.

Рекомендована Радою  
інженерно-фізичного факультету  
НТУУ "КПІ"

Надійшла до редакції  
18 січня 2016 року