

# ОДНОРІДНІСТЬ МІКРОСТРУКТУРИ СПЛАВУ Ti–TiB, ОТРИМАНОГО В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ПЕРЕПЛАВУ

П.І. Лобода<sup>1</sup>, Д.О. Ремізов<sup>1</sup>, С.Г. Григоренко<sup>2</sup>,  
В.О. Березос<sup>2</sup>, А.Ю. Северін<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37. E-mail: decan@iff.kpi.ua

<sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено формування мікроструктури композиту Ti–TiB, що утворюється під час виготовлення зливок діаметром 110 мм в умовах електронно-променевої плавки. Виготовлено армований металокерамічний композит на основі титану з застосуванням подрібненої губки титану марки ТГ-90 розміром –30...+10 мм та дибориду титану з середнім розміром частинок 5 мкм. Вивчено мікроструктуру, фазовий склад та деякі властивості спрямовано закристалізованого сплаву титан–диборид титану. Показано, що як в повздовжньому, так і в поперечному перетинах мікроструктура сплаву представлена світло-сірого кольору суцільною матричною фазою та більш темною фазою у вигляді витягнутих зерен чи волокон. Встановлено, що у процесі плавки відбувається взаємодія дибориду титану з титаном з утворенням монобориду титану. Мікроструктура сплаву в площині поперечного і повздовжнього перетину представляє собою матрицю із титану з включеннями диборидної фази. Протяжність диборидної фази в повздовжньому напрямку в 50...100 разів перевищує протяжність фази бориду в поперечному перетині зливку, що свідчить про формування витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації включень боридної фази. Мікроструктура центральної частини зливку характеризується значно більшими за розмірами включеннями боридної фази як в повздовжньому, так і поперечному перетинах, що може бути обумовлено підігріванням з поверхні розплаву і зменшенням швидкості кристалізації. Показано, що під час спрямованої кристалізації евтектичного сплаву титан–борид титану формується композит, що представляє собою матрицю із технічно чистого титану та витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації стрижневих включень із бориду титану. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 10.

*Ключові слова:* зливка, електронно-променева плавка; титан; сплав; структура; диборид; металокерамічний композит; сплави титану; армований титан

Титан та титанові сплави є придатними для виготовлення конструкційних деталей завдяки високій стійкості до корозії та низькій питомій вазі. Чистий титан має обмеження через низьку твердість та порівняно невисоку міцність (480 МПа). Саме тому широке застосування в авіаційній техніці отримали титанові сплави, які в промисловому масштабі вперше були використані в авіаційних реактивних двигунах, що дозволило зменшити їхню масу на 10...25 %. Зокрема, з титанових сплавів виготовляють диски і лопатки компресора, деталі повітрязбірника, кріпильні конструкційні елементи. Титанові сплави незамінні для надзвукових літаків. Підвищення міцності титану шляхом легування великою кількістю компонентів (чотири і більше) робить технологію виготовлення титанових сплавів досить складною. Із всіх механізмів зміцнення металевих матеріалів найбільша величина зміцнення досягається за рахунок армування високомодульними волокнами. Саме тому на сьогоднішній день сформувався цілий напрямок в технології виготовлення композиційних металокерамічних титанових сплавів, армованих

волокнами тугоплавких сполук і перш за все боридом титану та силіцидом титану, які збільшують міцність в 2...3 рази [1–6]. На відміну від технології порошкової металургії, за якою волокна із тугоплавких сполук змішують з порошком титану чи гідриду титану або синтезують під час спікання пресовок із суміші порошків гідриду титану та тугоплавкої сполуки, найбільш рівномірне розташування волокон та їх цілісність досягається під час кристалізації розплавів евтектичних сплавів.

На міцність металокерамічних композитів впливає розмір і кількість волокон [7]. Розмір та кількість волокон із бориду титану під час кристалізації із розплавів евтектичних сплавів [8] визначається однорідністю хімічного складу по об'єму розплаву та стабільністю теплових умов і, перш за все, градієнтом температури на фронті кристалізації.

Теплові умови залежать від технології одержання сплаву. На сьогоднішній день для виготовлення металокерамічних композитів Me–TiB застосовують: електронно-променеву плавку (ЕПП) [9], безтигельну зонну плавку (БЗП) з індукційним нагріванням [10] та ін. Традиційно композити на

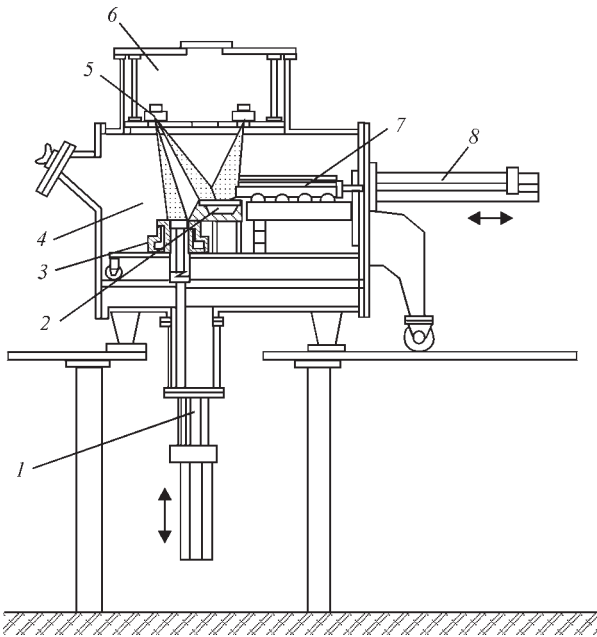


Рис. 1. Схема електронно-променевої установки UE-208: 1 — механізм витягування зливку; 2 — проміжна ємність; 3 — кристалізатор; 4 — камера плавки; 5 — електронно-променеві гармати; 6 — камера ЕЛН; 7 — шихта; 8 — механізм подачі шихти

основі Ti–TiB отримують шляхом спікання пресовок з суміші порошоків титану і дибориду титану, виходячи із передбачення, що в готовому виробі титан буде слугувати матрицею [10]. При спіканні диборид титану взаємодіє з титаном з утворенням монобориду титану. Тому кінцевий продукт складається з титанової матриці і монобориду титану. Одним з суттєвих недоліків отриманого таким чином сплаву є наявність в ньому залишкової пористості, що погіршує його механічні властивості [5] та неоднорідність розподілу боридної складової за розмірами, морфологією та розташуванням в матричній фазі із титану чи його сплаву.



Рис. 2. Схема розрізання вилівку композиційного матеріалу Ti–TiB<sub>2</sub>, отриманого електронно-променевою плавкою на установці UE-208

Найбільш однорідне розподілення волокон по об'єму можна досягти при стабільних і заданих величинах температурних градієнтів поблизу фронту кристалізації в розплаві і кристалі. Стабільні теплові умови реалізуються під час безтигельної зонної плавки, але з іншого боку БЗП має обмеження по розміру кристалу, оскільки максимальний діаметр кристалу, що росте, визначається величиною сил поверхневого натягу розплаву, що утримується заготовкою і кристалом. Найбільші розміри зливок можна отримувати використовуючи технології ЕПП [9], але збільшення розмірів кристалів і об'єму розплаву призводить до відхилення теплових параметрів процесу кристалізації.

Тому метою роботи є дослідження формування мікроструктури композиту Ti–TiB, що утворюється під час виготовлення зливок діаметром 110 мм в умовах електронно-променевої плавки.

Для цього плавку сплаву проводили в ДП НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» на багатоцільовій лабораторній електронно-променевій установці UE-208 (рис. 1).

Як вихідні матеріали для виготовлення армованого металокерамічного композиту на основі титану застосовували подрібнену губку титану марки ТГ-90 розміром –30...+10 мм та диборид титану (TiB<sub>2</sub>) з середнім розміром частинок 5 мкм. Вихідні матеріали, взяті у кількостях, які відповідають евтектичному складу сплаву Ti–TiB<sub>2</sub> діаграми стану Ti–B (94,7 % Ti і 5,3 % TiB<sub>2</sub>), замішували шляхом протирання через сито і компактували у брикети діаметром 30 мм і висотою 20 мм.

Отримані таким чином брикети завантажували у камеру плавлення установки, у якій потім створювали вакуум з залишковим тиском (6,6...12,0)·10<sup>-2</sup> Па. Плавлення відбувалось у проміжній ємності до повного її заповнення розплавом. Після цього розплав зливали у мідний водоохолоджувальний кристалізатор циліндричної форми

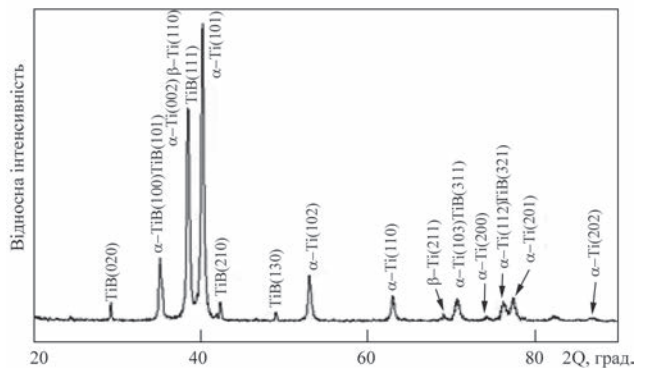


Рис. 3. Рентгенограма сплаву Ti–TiB після електронно-променевої плавки

Хімічний склад фаз композиту Ti–TiB згідно з рис. 4, ат. %

Спектр	B	C	O	Ti	Fe	Ni
1	0,00	4,29	1,51	84,32	7,72	2,15
2	48,19	1,45	0,00	50,26	0,00	0,09
3	0,00	3,27	—»—	96,47	0,26	0,00

діаметром 110 мм, де він і охолоджувався. При цьому спрямований тепловідвід отримано шляхом нагрівання поверхні розплаву в кристалізаторі за допомогою 2-х електронних гармат. Область (п'ятно) розігрівання електронним променем складала 35...40 мм. Таким чином, поверхня зливку, що кристалізувалася, знаходилася у розплавленому стані і рухалася в напрямку розплаву з більш високою температурою, створюючи температурний градієнт та забезпечуючи умови спрямованої кристалізації з метою формування диборидних волокон.

У подальшому в роботі вивчали мікроструктуру, фазовий склад та деякі властивості спрямовано-закристалізованого сплаву титан–диборид титану. Для цього відливки розрізали у повздовжньому напрямі (у напрямку фронту кристалізації) та у поперечному (у поперечному до фронту кристалізації напрямку) (рис. 2).

Дослідження мікроструктури проводили за допомогою оптичного мікроскопу «Neophot 21» з реєстраційним адаптером «Interlab 1.0» та скануючого електронного мікроскопу «Selmi РЭМ-106И». Встановлено, що як в повздовжньому, так і в поперечному перетинах мікроструктура сплаву представлена світло-сірого кольору суцільною матричною фазою та більш темною фазою у вигляді витягнутих зерен чи волокон.

За даними рентгенівського фазового аналізу (рис. 3), який проводили на установці «Рігаку», сплав складається з двох фаз: ( $\alpha$ -Ti) та TiB. Останнє узгоджується з даними роботи [3] про те, що у процесі плавки відбувається взаємодія дибориду титану з титаном з утворенням монобориду титану (TiB), існування якого з термодинамічної точки зору більш вірогідне ніж TiB<sub>2</sub>.

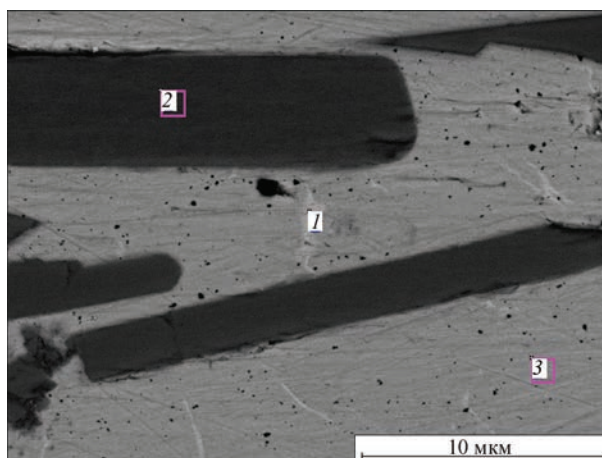


Рис. 4. Хімічний склад фаз композиційного сплаву Ti–TiB: 1, 2, 3 — спектри

Методом мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 4) вставлено, що хімічний склад включень витягнутої більш темної за кольором фази відповідає еквімолярному співвідношенню, що підтверджує повне протікання реакції взаємодії титану з диборидом титану і утворенню монобориду титану (таблиця).

Розміри і форма включень фази TiB більш достовірно виявляються після глибокого травлення поверхні шліфа (рис. 5) розчином плавикової кислоти. По суті під час тривалого травлення відбувається видалення матричної фази із титану і оголення включень із бориду титану. При цьому добре проявляється неоднорідність за розмірами включень боридної фази. Поряд з невеликими за розмірами (1...2 мкм) в поперечному перетині формуються включення бориду, витягнуті в напрямку руху фронту кристалізації, але з поперечним перетином в 10...20 мкм.

Це може бути свідченням того, що під час кристалізації відбуваються процеси коалесценції волокон боридної фази, оскільки волокна більш тугоплавкої боридної фази формуються в розплаві евтектичного сплаву і проростають в напрямку від фронту кристалізації в розплав, тривалий час

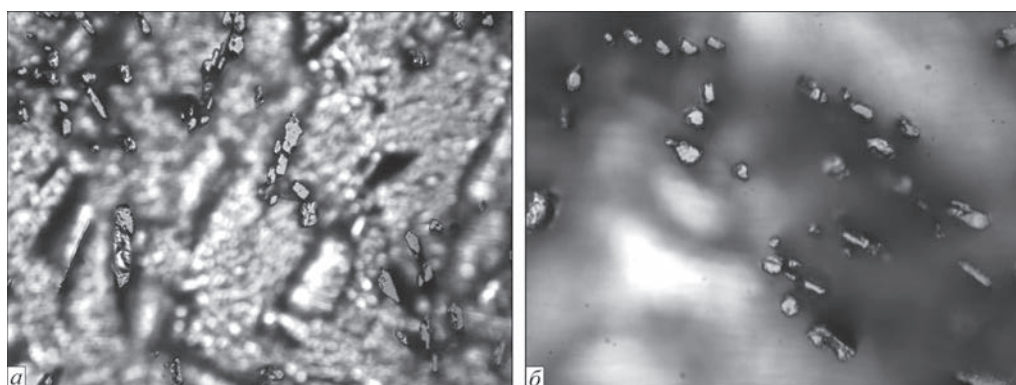


Рис. 5. Мікроструктура сплаву Ti–TiB після травлення плавиковою кислотою,  $\times 1000$



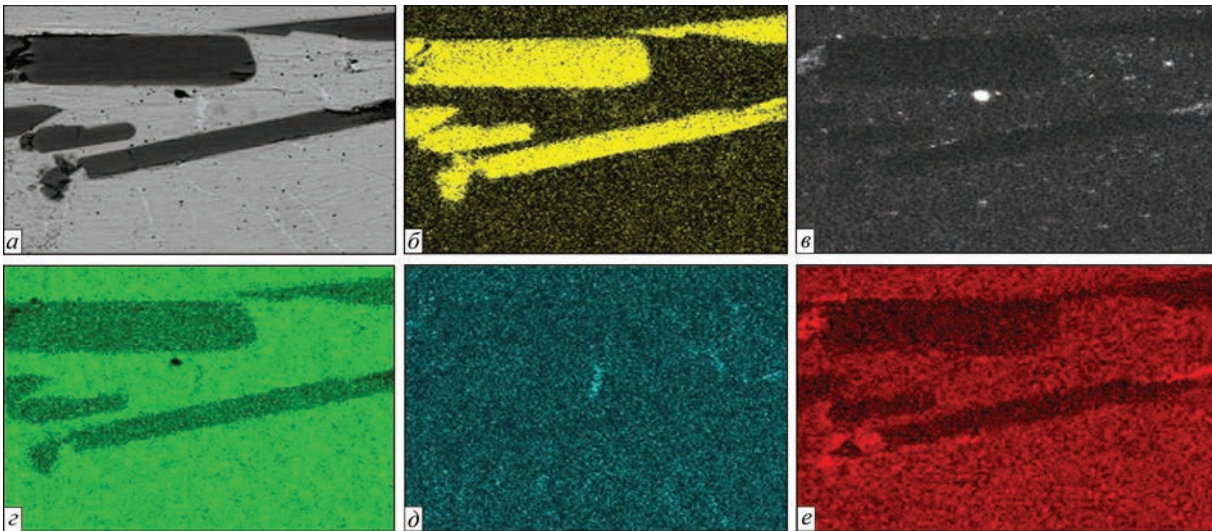


Рис. 6. Мікроструктура сплаву Ti–TiB (а) та розподіл елементів в ньому: бору (б); вуглецю (в); титану (г); заліза (д); кисню (е) залишаючись в контактi через прошарок розплаву з більш дрібними волокнами із бориду титану. Причому слід зазначити, що по габітусу кристалів боридної фази можна стверджувати, що вони є монокристалічними правильно ограненими (рис. 6). Окрім того спостерігаються скупчення крупних в поперечному перетині кристалів бориду титану, розділених тонкими (долі мікрона) прошарками титанової матриці, що свідчить про можливість протікання коагуляції волокон, які відірвалися від фронту кристалізації і мігрують (пересуваються) в розплаві евтектичного сплаву перед фронтом кристалізації. Особливо таким процесам може сприяти підігрівання розплаву електронним променем в кристалізаторі.

Мікроструктура сплаву в площині поперечного (рис. 7) і повздовжнього (рис. 8) перетинів представляє собою матрицю із титану з включеннями диборидної фази. Протяжність диборидної фази в повздовжньому напрямку в 50...100 разів перевищує протяжність фази бориду в поперечному перетині зливку, що свідчить про формування витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації включень боридної фази, тобто спрямоване самоармування в процесі кристалізації. Окрім того мікроструктура центральної частини зливку характеризується значно більшими за розмірами включеннями боридної фази як в повздовжньому, так і в поперечному перетинах, що може бути обумовлено підігріванням поверхні розплаву

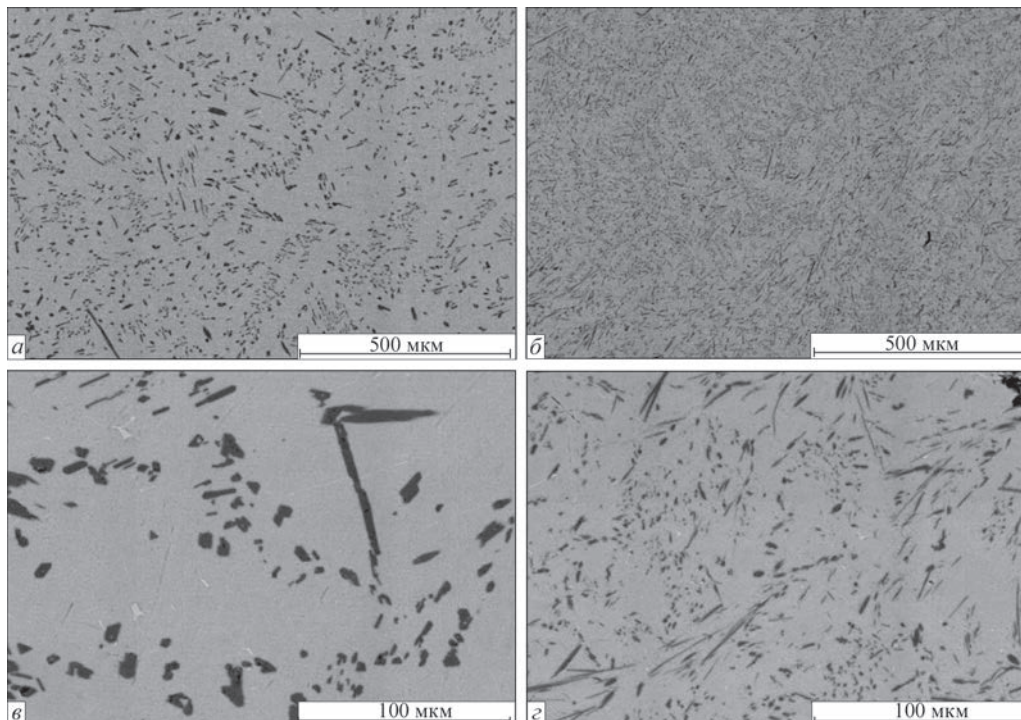


Рис. 7. Мікроструктура поперечного перетину в центрі (а, в) та на краю (б, г) зливку

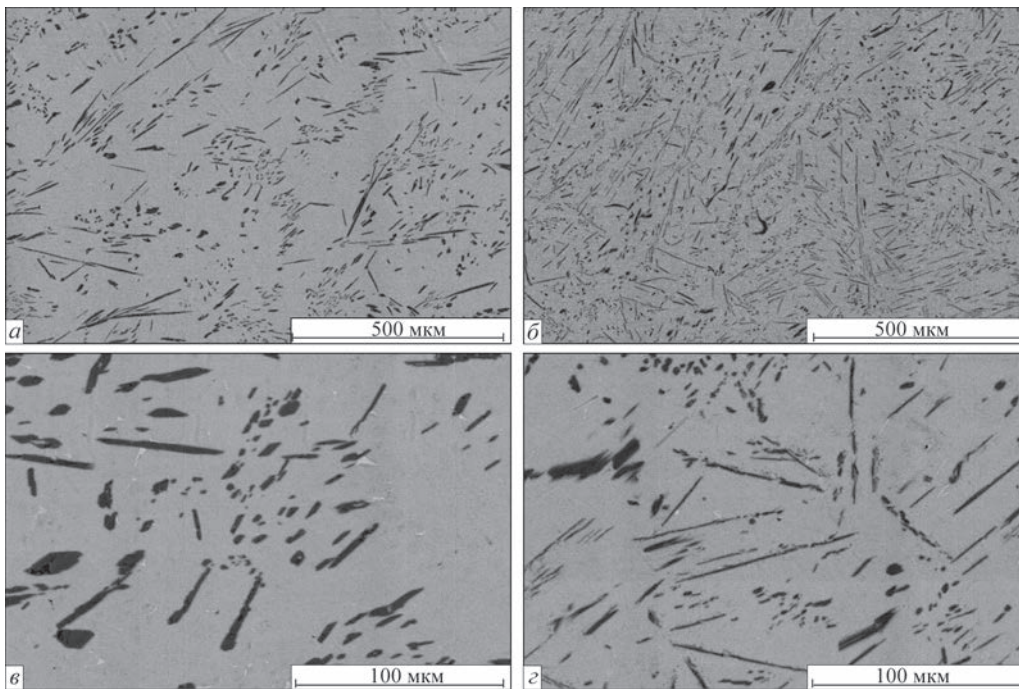


Рис. 8. Мікроструктура повздовжнього перетину в центрі (а, б) та на краю (в, г) зливку

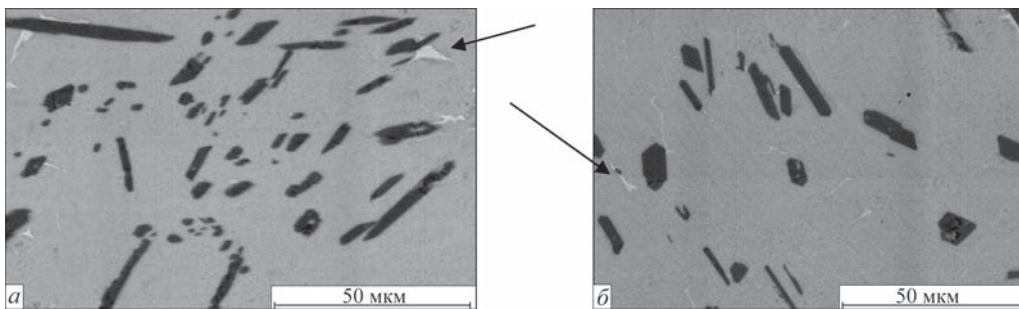


Рис. 9. Мікроструктура форми включень більш легкоплавкої фази на основі заліза в повздовжньому (а) та поперечному (б) перетинах зливку

і зменшенням швидкості кристалізації. Також в центральній частині в області додаткового підігрівання спостерігається збільшення розмірів диборидних включень, більш повне їх огранювання і на мікроструктурах при помірних і малих збільшеннях спостерігається однофазна смугастість, тобто відсутність боридних включень в прошарку матричної фази із технічно чистого титану. На краю зливка така смугастість відсутня, але в поперечному перетині спостерігається розташування витягнутих включень вздовж фронту кристалізації, що може бути свідченням значно більш інтенсивного масопереносу за рахунок конвекційного перемішування розплаву, ніж за рахунок дифузії атомів бору, що відтісняються перед фронтом кристалізації внаслідок перерозподілу між твердою та рідинною фазами і переносяться внаслідок дифузії в об'єм розплаву в напрямку перпендикулярному до фронту кристалізації та вздовж.

При цьому фаза TiB знаходиться у вигляді видовжених кристалів (волокон) довжиною 10...100 мкм та у перетині 2...5 мкм. Розорієнтація волокнистих включень боридної фази на 45...90° відносно напрямку росту свідчить про відсутність плоского фронту кристалізації матричної фази. На мікроструктурах (рис. 9) добре спостерігаються сегрегації домішок заліза у вигляді правильної близької до прямокутної форми в поперечному перетині та округленої в повздовжньому перетині

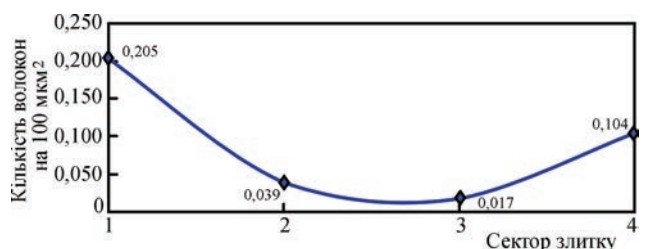


Рис. 10. Графік розподілу кількості боридних волокон по зливку



зливку, що є свідченням прояву на вузьких ділянках комірчастого росту та формування не плоского фронту кристалізації зливку, що задовільно узгоджується з розташуванням боридних волокон по відношенню до фронту кристалізації відливки. Слід зазначити, що сегрегаційні ефекти в більшій мірі проявляються перед фронтом кристалізації боридної фази як в повздовжньому, так і в поперечному напрямках.

Оскільки мікроскопічними дослідженнями показано, що розмір і форма диборидних включень залежить від місця розташування в сплаві, то хімічний склад в мікроб'ємах залишається незмінним і відповідає евтектичному системи Ti–TiB<sub>2</sub>.

За допомогою кількісної металографії визначали як змінюється кількість боридних включень на 100 мкм<sup>2</sup> (рис. 10). Встановлено, що кількість включень боридної фази збільшується від центру до краю відливки. При цьому спостерігається обернено пропорційна залежність між поперечним розміром фази TiB і кількістю включень.

### Виводи

1. Показано, що під час спрямованої кристалізації евтектичного сплаву Ti–TiB<sub>2</sub> формується композит, що представляє собою матрицю із технічно чистого титану та витягнутих в напрямку руху фронту кристалізації стрижневих включень із бориду титану.

2. В процесі спрямованої кристалізації зливку діаметром 110 мм відбуваються процеси коалесценції включень боридної фази, що призводить до збільшення поперечних розмірів і зменшення кількості включень боридної фази в 3...5 разів. Основною причиною коалісценції та полосатості неоднорідності мікроструктури може бути додатковий підігрів розплаву евтектичного сплаву з поверхні.

3. Укрупнення призводить до зменшення кількості включень із бориду титану майже на порядок в центральній частині зливку в порівнянні з периферійною внаслідок неоднорідності температурного поля в розплаві та на фронті кристалізації зливку.

### Список літератури

1. Morsi K., Patel V.V. (2007) Processing and properties of titanium–titanium boride (TiB) matrix composites — a review. *J. Mater. Sci.*, **42**, 2037–2047.
2. Attar H., Bönisch M., Calin M., Zhang L.-Ch. (2014) Selective laser melting of in situ titanium–titanium boride compos-

- ites: Processing, microstructure and mechanical properties. *Acta Materiala*, **76**, 13–22.
3. Gaisina E.R., Gaisin R.A., Imayev V.M., Imayev R.M. (2012) Microstructure and mechanical characteristics of VT10 based composite material reinforced by titanium monoboride. *The Physics of Metals and Metallography*, **114(7)**, 623–629.
4. Ozerov M., Stepanov N., Kolesnikov A. et al. (2017) Brittle-to-ductile transition in a Ti–TiB metal-matrix composite. *Materials Letters*, **187**, 28–31.
5. Gaisin R.A., Imayev V.M., Imayev R.M., Gaisina É.R. (2015) Microstructure and mechanical properties of Ti–TiB based short-fiber composite materials manufactured by casting and subjected to deformation processing. *Russian Physics Journal*, **58(6)**, 848–853.
6. Біба Є.Г. (2016) *Формування структури та механічних властивостей конструкційних титанових сплавів під час активного спікання порошків гідриду титану*: автореф. дис. ... докт. наук з держ. упр. Київ, НАДУ.
7. Вишняков Л.Р., Грудина Т.В., Кадыров В.Х. и др. (1985) *Композиционные материалы. Справочник*. Киев, Наукова думка.
8. Эллиот Р. (1987) *Управление эвтектическим затвердванием*. Москва, Металлургия.
9. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
10. Лобода П.І. (2012) *Спрямовано закристалізовані бориди*. Київ, ТОВ «Праймдрук».

### References

1. Morsi, K., Patel, V.V. (2007) Processing and properties of titanium-titanium boride (TiB) matrix composites — a review. *J. Mater. Sci.*, **42**, 2037–2047.
2. Attar, H., Bönisch, M., Calin, M., Zhang, L.-Ch. (2014) Selective laser melting of in situ titanium-titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties. *Acta Materiala*, **76**, 13–22.
3. Gaisina, E.R., Gaisin, R.A., Imayev, V.M., Imayev, R.M. (2012) Microstructure and mechanical characteristics of VT10 based composite material reinforced by titanium monoboride. *The Physics of Metals and Metallography*, **114(7)**, 623–629.
4. Ozerov, M., Stepanov, N., Kolesnikov, A. et al. (2017) Brittle-to-ductile transition in a Ti–TiB metal-matrix composite. *Materials Letters*, **187**, 28–31.
5. Gaisin, R.A., Imayev, V.M., Imayev, R.M., Gaisina, E.R. (2015) Microstructure and mechanical properties of Ti–TiB based short-fiber composite materials manufactured by casting and subjected to deformation processing. *Russian Physics Journal*, **58(6)**, 848–853.
6. Biba, E.G. (2016) Formation of structure and mechanical properties of structural titanium alloys during activated sintering of titanium hydride. In: *Syn. of Thesis for Dr. of Sci. of Publ. Manag.* Kyiv, NADU [in Ukrainian].
7. Vishlyakov, L.R., Grudina, T.V., Kadyrov, V.Kh. (1985) Composite materials. In: *Refer. Book*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
8. Elliot, R. (1987) *Control of eutectic solidification*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
9. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
10. Loboda, P.I. (2012) *Directionally crystallized borides*. Kyiv, Prime Print [in Ukrainian].

## ОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti–TiB, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕПЛАВА

П.И. Лобода<sup>1</sup>, Д.А. Ремизов<sup>1</sup>, С.Г. Григоренко<sup>2</sup>, В.А. Березос<sup>2</sup>, А.Ю. Северин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского».

03056, г. Киев, просп. Победы, 37. E-mail: decan@iff.kpi.ua

<sup>2</sup>ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано формирование микроструктуры композита Ti–TiB, образующегося при изготовлении слитков диаметром 110 мм в условиях электронно-лучевой плавки. Изготовлен армированный металлокерамический композит на основе титана с применением измельченной губки титана марки ТГ-90 размером –30...+10 мм и диборида титана со средним размером частиц 5 мкм. Изучены микроструктура, фазовый состав и некоторые свойства направлено закристаллизованного сплава титан–диборид титана. Показано, что как в продольном, так и в поперечном сечениях микроструктура сплава представлена светло-серого цвета сплошной матричной фазой и более темной фазой в виде вытянутых зерен или волокон. Установлено, что в процессе плавки происходит взаимодействие диборида титана с титаном с образованием моноборида титана. Микроструктура сплава в плоскости поперечного и продольного сечений представляет собой матрицу из титана с включениями диборидной фазы. Протяженность диборидной фазы в продольном направлении в 50...100 раз превышает протяженность фазы боридов в поперечном сечении слитка, что свидетельствует о формировании вытянутых в направлении движения фронта кристаллизации включений боридной фазы. Микроструктура центральной части слитка характеризуется значительно большими по размерам включениями боридной фазы как в продольном, так и поперечном сечениях, что может быть обусловлено подогревом с поверхности расплава и уменьшением скорости кристаллизации. Показано, что при направленной кристаллизации эвтектического сплава титан–бориды титана формируется композит, который представляет собой матрицу из технически чистого титана и вытянутых в направлении движения фронта кристаллизации стержневых включений из боридов титана. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 10.

*Ключевые слова:* слиток; электронно-лучевая плавка; титан; сплав; структура; диборид; металлокерамический композит; сплавы титана; армированный титан

## UNIFORMITY OF MICROSTRUCTURE OF Ti–TiB ALLOY PRODUCED UNDER THE CONDITIONS OF ELECTRON BEAM REMELTING

P.I. Loboda<sup>1</sup>, D.A. Remisov<sup>1</sup>, S.G. Grigorenko<sup>2</sup>, V.A. Berezos<sup>2</sup>, A.Yu. Severin<sup>2</sup>

<sup>1</sup>NTUU «Igor Sikorskii Kyiv Polytechnic Institute».

37 Peremohi Ave., 03056, Kyiv, Ukraine. E-mail: decan@iff.kpi.ua

<sup>2</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Studied was the formation of microstructure of Ti–TiB composite, which is obtained during production of 110 mm diameter ingots under the conditions of electron beam melting. Reinforced titanium-based metal-ceramic composite was produced using crushed sponge of TG-90 grade titanium of –30...+10 mm size and titanium diboride with average particle size of 5 μm. Microstructure, phase composition and some properties of directionally crystallized titanium — titanium diboride alloy were studied. It is shown that both in the longitudinal and transverse sections the alloy microstructure is represented by light-grey continuous matrix phase and darker phase in the form of elongated grains or fibres. It is established that during melting titanium diboride interacts with titanium with formation of titanium monoboride. The alloy microstructure in the plane of transverse and longitudinal sections is a titanium matrix with diboride phase inclusions. The extent of the diboride phase in the longitudinal direction is 50–100 times greater than that of the boride phase in the ingot cross-section that is indicative of formation of boride phase inclusions elongated in the direction of movement of the crystallization front. The microstructure of the ingot central part is characterized by much larger in size inclusions of the boride phase both in the longitudinal and transverse sections that can be due to heating from the melt surface and lowering of crystallization rate. It is shown that during directional crystallization of a eutectic alloy of titanium — titanium boride a composite forms, which is a matrix of commercially pure titanium and core inclusions of titanium boride, elongated in the direction of movement of the crystallization front. Ref. 10, Table 1, Fig. 10.

*Key words:* ingot; electron beam melting; titanium; alloy; structure; diboride; metal-ceramic composite; titanium alloys; reinforced titanium

Надійшла до редакції 30.07.2019