

П. І. Лобода\*, Т. О. Соловйова\*\*, Ю. І. Богомол,  
Д. О. Ремізов, О. І. Білий (м. Київ)

\*decan@iff.kpi.ua

\*\*tsolov@iff.kpi.ua

### Вплив кінетичних параметрів процесу кристалізації на структуру та властивості евтектичного сплаву системи $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

*Досліджено вплив швидкості охолодження та надлишку бору на процес формування мікроструктури армованих керамічних композитів  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$  під час відцентрового розпилення в середовищі аргону та при нанесенні на мідну підкладку в середовищі гелію. Показано, що підвищення швидкості охолодження до  $10^6$  град/с спричинює до зменшення діаметру волокон композиційного матеріалу до 0,1–0,15 мкм. Зменшення кількості бору від 2 до 1 % (за масою) призводить до збільшення діаметру та зменшення кількості волокон дибориду титану в 2–3 рази.*

**Ключові слова:** армовані композиційні матеріали, евтектичні сплави, гексаборид лантану, диборид титану, відцентрове плазмове розпилення, мікроструктура, механічні властивості.

#### ВСТУП

Найбільш поширеними методами отримання армованих композиційних матеріалів є спрямована кристалізація розплавів евтектичних сплавів [1], електророзрядне спікання [2–4] і високоенергетичні методи компактування [5].

Спрямовано закристалізовані із розплаву евтектичних квазібінарних сплавів тугоплавких сполук армовані композити з оксидною, боридною чи карбідною матрицею мають високі значення міцності (1500–5000 МПа), твердості (22–60 ГПа), в'язкості руйнування (7–24 МПа·м<sup>1/2</sup>) і термічну стабільність мікроструктури аж до температур 2000 °С [6–8]. Раніше встановлено вплив швидкості кристалізації на структурно-геометричні характеристики таких композитів і показано, що з підвищенням швидкості кристалізації від 1 до 10 мм/хв в системах гексаборид лантану–дибориди перехідних металів діаметр армуючих волокон композиційного матеріалу зменшується з 1–1,3 до 0,7 мкм [9].

Накладання механічних коливань в процесі спрямованої кристалізації евтектичного сплаву  $\text{LaB}_6\text{-ZrB}_2$  збільшує розміри та однорідність за розмірами волокон із дибориду перехідного металу від 0,6 до 1,1 мкм [10]. Окрім того, одночасне підвищення швидкості кристалізації та накладання механічних коливань спричиняє викривлення форми волокон та зменшення їх кількості в кристалі, що задовільно узгоджується з уявленнями про зменшення величини концентраційного переохолодження за рахунок перемішування розплаву перед фронтом кристалізації.

Зменшити розмір волокон дибориду до 0,3 мкм вдається за рахунок зменшення концентраційного переохолодження на фронті росту кристалу евтектичного сплаву додаванням легуючих компонентів кремнію та вуглецю [11, 12].

В евтектичних сплавах оксидних систем  $Mn_3O_4$ - $YMnSZ$  з підвищенням швидкості спрямованої кристалізації від 0,2 до 8,0 мм/хв в умовах лазерної зонної плавки менший на порядок діаметр волокон при швидкості  $v = 10^2$  град/с пояснюється природою розплаву (в'язкість, поверхневий натяг, дифузійна рухливість тощо) [13].

Боридні композити отримували в умовах зонної плавки [14], під час якої швидкість охолодження розплаву не перевищує  $10^3$  град/с, а максимальна швидкість кристалізації обумовлена температурним градієнтом в кристалі і лімітується теплопровідністю боридів.

Метою роботи було встановлення впливу швидкості охолодження на процес формування структури та властивості евтектичного сплаву системи  $LaB_6$ - $TiB_2$ .

Було досліджено вплив кінетичних параметрів кристалізації в більш широкому, в порівнянні з зонною плавкою, діапазоні швидкостей охолодження. Для збільшення швидкості охолодження до  $10^5$  град/с розплав евтектичного квазібінарного сплаву розпилювали під дією відцентрових сил з поверхні оплавленого стрижня, що обертається. Для досягнення швидкості охолодження  $10^6$  град/с розплав наносили на мідну пластину.

#### ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Досліджували сплави системи  $LaB_6$ - $TiB_2$  з 1 та 2 % (за масою) В. Особливістю будови діаграми стану систем  $Me$ - $B$  [15] ( $Me$  – рідкоземельні та перехідні метали) є те, що бор або сплав на його основі завжди мають температуру плавлення нижчу за температуру плавлення тугоплавкої сполуки і не є домішкою, оскільки входить до складу матеріалу як один із компонентів. Додаток аморфного бору полегшує проковзування частинок порошку бориду відносно одна одній під час пресування. Це приводить до більш щільного укладання частинок і збільшує площу контакту між ними, тим самим надає змогу отримувати більшу щільність та міцність пресовок.

В якості вихідних компонентів використовували порошки боридів чистотою 98 % (за масою) та з середнім розміром частинок 2–5 мкм у евтектичному співвідношенні 84 % (за масою)  $LaB_6$  і 14 % (за масою)  $TiB_2$  з добавкою 1 та 2 % (за масою) аморфного бору чистотою 99,98 % (за масою) і середнім розміром частинок 0,3 мкм. Порошки змішували 10-ти разовим протиранням через сито з розміром комірок 50 мкм. У суміш порошоків вводили пластифікатор – 2,5 %-ний водний розчин полівінілового спирту в кількості 0,15 мл/г.

Зразки діаметром 30 мм і висотою 35 мм формували на гідравлічному пресі під тиском 50 МПа. Для надання більшої міцності пресовки висушували у вакуумній сушильній шафі протягом 8 год за температури 100 °С і спікали у вакуумній шахтній електропечі за температури 1600 °С протягом 30 хв. При температурах спікання 1450–1850 °С відбувається взаємодія боридів з бором, відновлення оксидів, очищення контактуючих поверхонь частинок [16–17].

Спечені пресовки піддавали розпиленню на промисловій плазмовій установці створеній в Інституті електрозварювання ім. Є. О. Патона. В залежності від швидкості обертання спеченої пресовки швидкість охолодження могла змінюватись в межах  $10^3$ – $10^5$  град/с. Для досягнення швидкості охолодження  $10^5$  град/с швидкість обертання електроду складала 1500 об./хв, сила струму плазмової дуги – 550–590 А, напруга – 38–40 В, швидкість подачі пресовки –  $3,4$ – $4,5 \cdot 10^{-3}$  м/с. Як захисний і плазмоутворюючий газ використовували аргон.

Для експериментів по розпиленню розплаву систем  $\text{LaV}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В і  $\text{LaV}_6\text{-TiB}_2 + 2\%$  (за масою) В на мідну пластину використовували циліндричні заготовки пористістю 35–40 %, діаметром 10 мм і довжиною 145 мм. Зразки пресували в розбірній прес-формі на гідравлічному пресі, і після сушки у вакуумній сушильній шафі СНВС-80/350 протягом 8 год за температури 100 °С плавили в установці Кристал-206 з індукційним нагріванням зі швидкістю пересування зони розплаву 3 мм/хв.

Вирощені методом безтигельної зонної плавки кристали в подальшому нагрівали так, щоб на торці кристалу формувалася висяча крапля розплаву, яка утримувалася силами поверхневого натягу до того моменту, поки сила тяжіння, що зростає по мірі збільшення маси краплі, не перевищує силу поверхневого натягу. Після відриву крапля падає в робочому просторі камери, заповненої гелієм, протягом 2 с і попадає на холодну підкладку з міді (рис. 1).

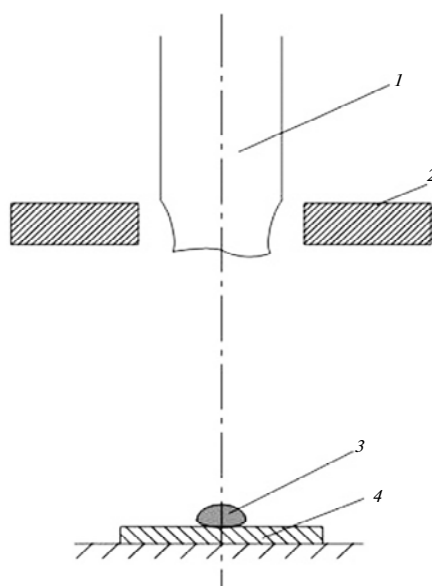


Рис. 1. Схема отримання краплі методом оплавлення стрижня евтектичного сплаву системи  $\text{LaV}_6\text{-TiB}_2$ , вирощеного методом безтигельної зонної плавки: 1 – стрижень; 2 – індуктор; 3 – крапля; 4 – мідна підкладка.

Відомо, що мідь не утворює боридів і має теплопровідність 500 Вт/(м·К) [18]. В результаті теплопередачі від краплі розплаву до мідної пластини швидкість охолодження досягає  $10^6$  град/с.

Вплив швидкості охолодження на процес кристалізації композиційних матеріалів контролювали по зміні мікроструктури під час кристалізації зразків евтектичного складу, структуру вивчали методами оптичної (Neophot 21), растрової (РЕМ 106 I) мікроскопії та рентгеноструктурного аналізу фазових складових на дифрактометрі Rigaku UltimaIV. Міцність на стиснення частинок розпиленого порошку  $\text{LaV}_6\text{-TiB}_2$  визначали за методикою вимірювання міцності на стиснення алмазних зерен [19].

## ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

### Макроструктура

Дослідження макроструктури показали, що під час розпилення розплаву евтектичного сплаву системи  $\text{LaV}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В зі швидкістю

$10^5$  град/с формуються головним чином частинки з близькою до сферичної форми, що свідчить про більшу тривалість процесу охолодження до температури кристалізації в порівнянні з процесом сферодизації краплі розплаву під дією сил поверхневого натягу (рис. 2). На макроструктурі в площині поперечного перетину порошку (див. рис. 2, б) видно, що частинки мають як суцільну, так і пористу структуру. Під час відцентрового розпилення у газовому середовищі та кристалізації крапель розплаву утворюються пори, які знаходяться або в центрі, або виходять на поверхню закристалізованих частинок. Закриті пори можуть формуватися в умовах однорідного температурного поля по об'єму краплі розплаву і утримуються в центрі за рахунок сил поверхневого натягу. У разі, коли в об'ємі краплі розплаву встановлюється температурний градієнт під дією капілярних тисків, газонаповнені пухирці зміщуються відносно центру, тобто рухаються по краплі та виходять на поверхню під дією градієнта поверхневого натягу (ефект Марангоні) і фронту кристалізації.

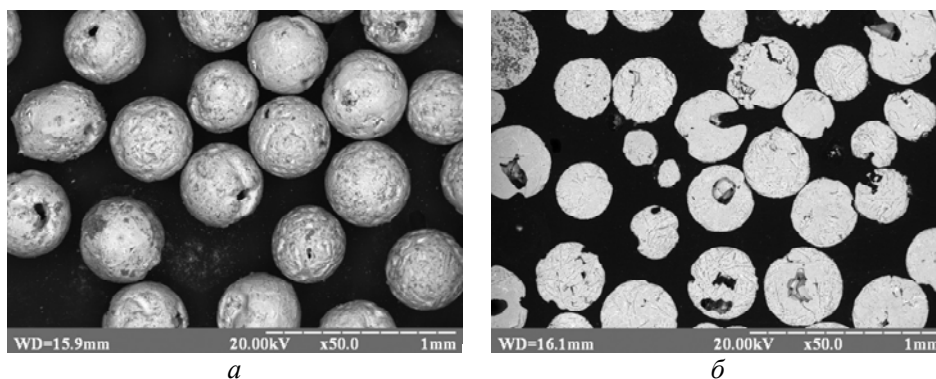


Рис. 2. Макроструктура поверхні (а) та об'єму (б) частинок порошку евтектичного сплаву системи  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ , отриманого методом відцентрового розпилення.

### Мікроструктура

Як видно з рис. 3, матеріал розпиленого порошку евтектичного сплаву системи  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В має полікристалічну будову і складається із хаотично орієнтованих евтектичних зерен розміром 20–50 мкм. Кожне зерно являє собою спрямовано армований композит з матрицею з гексабориду лантану світлого кольору, армованою регулярно розташованими стрижневими включеннями із дибориду титану темного кольору з середнім розміром за діаметром 0,5–1,0 мкм.

При підвищенні швидкості охолодження до  $10^6$  град/с шляхом розпилення проплавленого стрижня на мідну пластинку розмір включень біля поверхні розпиленої краплини становить 0,5 мкм і збільшується в напрямку середини до 0,7 мкм. У зоні контакту з розплавом діаметр включень дибориду титану в закристалізованому композиті становить 0,4–0,5 мкм (рис. 4). При додаванні 2% (за масою) В середній розмір включень диборидної складової композиту зменшується до 0,15–0,2 мкм. Причому, оскільки збільшення швидкості кристалізації досягалось за рахунок розпилення розплаву евтектичного сплаву на мідну пластину, виявлено зростання розміру включень в напрямку центральної частини краплі розплаву, що охолоджується на мідній пластині, до 0,4 мкм. У зоні контакту розплаву з мідною пластиною швидкість охоло-

дження збільшується до  $10^6$  град/с, а діаметр включень дибориду титану в закристалізованому композиті зменшується до 0,1–0,15 мкм.

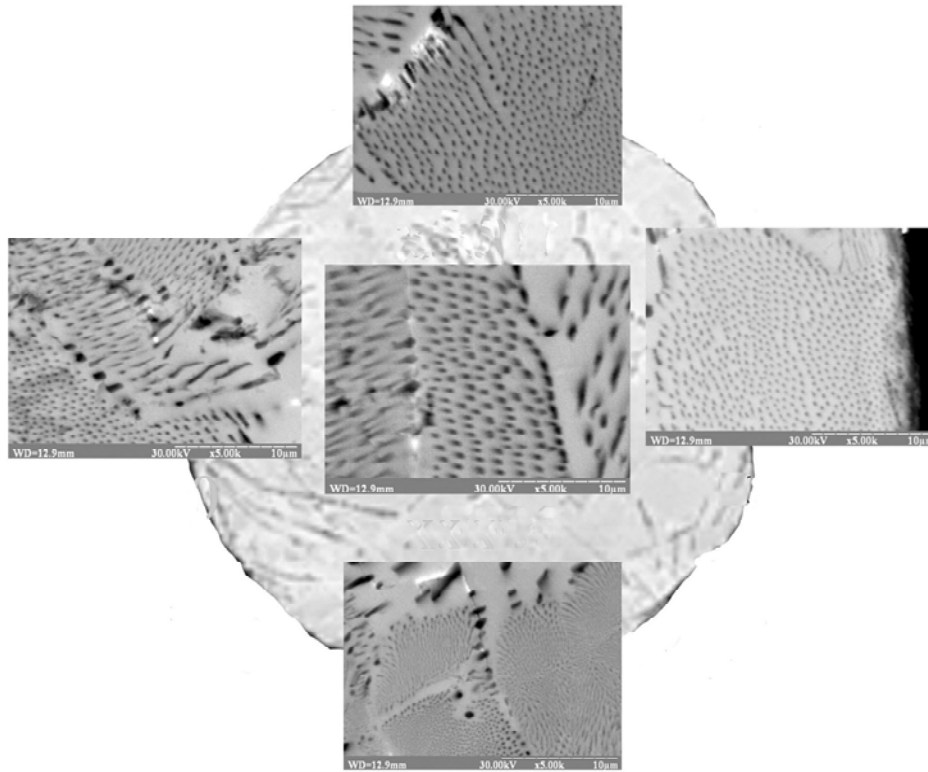


Рис. 3. Мікроструктура розпиленого порошку системи  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В.  $\times 5000$ .

Отримані дані узагальнено в таблиці, з якої можна зробити висновок: при однаковому вмісті бору в межах 1% (за масою) швидкість охолодження, що відрізняється на один порядок, не суттєво впливає на розмір і кількість включень. При збільшенні вмісту бору до 2% (за масою) після розпилення на мідну пластину зі швидкістю охолодження  $10^6$  град/с розмір включень зменшується в 2–2,5 рази на всіх ділянках частинки порошку. Згідно з концепцією мінімального переохолодження, для того, щоб з розплаву розчину викристалізувалися тверді включення розчиненої речовини, необхідно переохолодити розплав або збільшити концентрацію цього компонента на фронті кристалізації – створити концентраційне переохолодження. З ростом концентрації бору в розплаві температура початку кристалізації зерен тугоплавкої сполуки зменшується, що спричиняє збільшення кількості включень  $\text{TiB}_2$  і зменшення їх розміру (див. таблицю). Окрім того, надлишок бору підвищує поверхневий натяг розплаву. Відповідно, крапля розплаву при одній і тій же потужності нагрівання утримуватиметься протягом більш тривалого часу і розігріватиметься до більш високої температури. Це сприятиме формуванню більш однорідного за хімічним складом розплаву, що і спричинить зменшення діаметру включень.

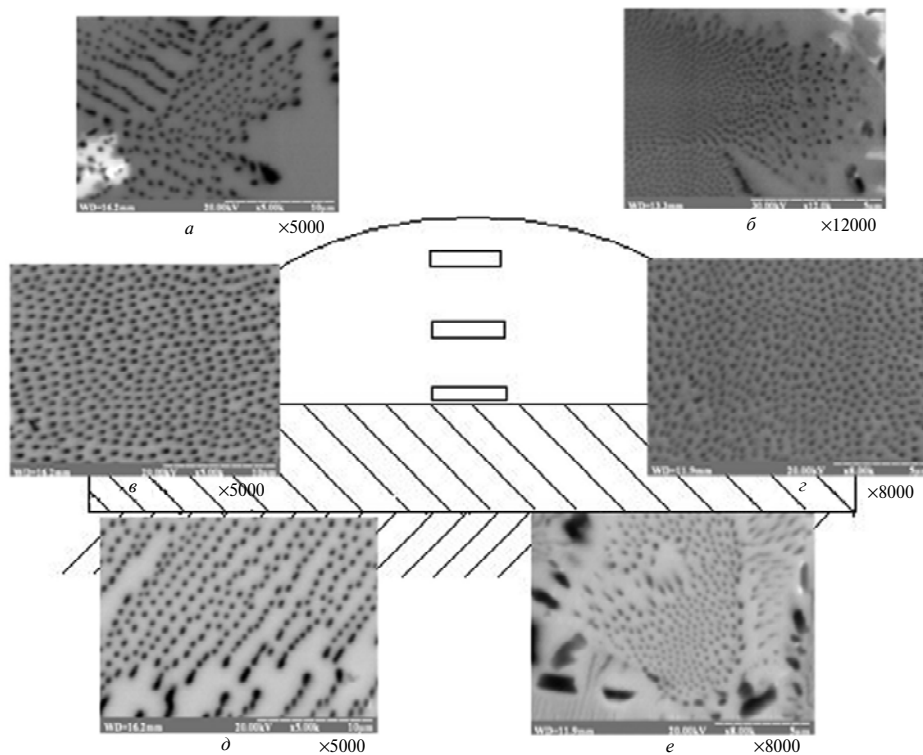


Рис. 4. Мікроструктура крапель розплаву евтектичного сплаву систем  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) (а, в, д) і  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 2\%$  (за масою) В (б, з, е), закристалізованих на мідній пластині: верх (а, б), середина (в, з) і низ (д, е) краплі.

### Вплив умов одержання на кількість та діаметр включень $\text{TiB}_2$ у сплаві $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

Місце дослідження зразка (РЕМ-106 I)	$\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$ (за масою) В		$\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 2\%$ (за масою) В		$\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$ (за масою) В (розпилений порошок)	
	d, мкм	n, шт./мм <sup>2</sup>	d, мкм	n, шт./мм <sup>2</sup>	d, мкм	n, шт./мм <sup>2</sup>
Біля поверхні частинки	0,5	110	0,15–0,2	270	0,3	188
У центрі	0,7	88	0,4	190	0,7–0,8	82
У місці контакту з мідною пластинкою	0,4	130	0,1–0,15	262	0,1	231

### Рентгенофазовий аналіз

Дифрактограми досліджуваних зразків показують, що у випадку розпилення на мідну пластинку сплаву системи  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В зі швидкістю охолодження  $10^6$  град/с утворюється фаза  $\text{LaB}_4$  (рис. 5).

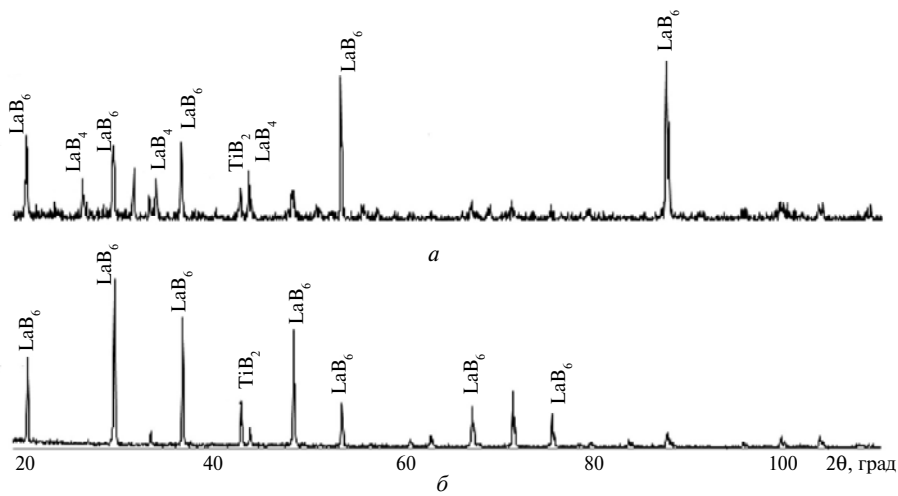


Рис. 5. Дифрактограма сплаву  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В, отриманого шляхом розпилення на мідну пластинку (а) і відцентровим розпиленням (б).

Різницю між фазовим складом зразків з 1 і 2 % (за масою) бору можна пояснити умовами одержання. Вихідний стрижень системи  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В, отриманий безтигельною зонною плавкою, піддавали механічним навантаженням за рахунок нагрівання до температури плавлення та витягування зі сторони розплаву під дією сили тяжіння. Внаслідок деформації змінювалось взаємне розташування частинок тіла, пов'язане з переміщенням однієї частини відносно іншої. Оскільки деформація, в свою чергу, є результатом зміни міжатомних відстаней і перегрупування блоків атомів і зазвичай супроводжується зміною міжатомних сил, мірою яких є пружне механічне напруження. У результаті утворилась фаза  $\text{LaB}_4$  (рис. 6), що має тетрагональну кубічну ґратку з параметрами:  $a = 4,1723 \text{ \AA}$ ,  $c = 7,3344 \text{ \AA}$ .

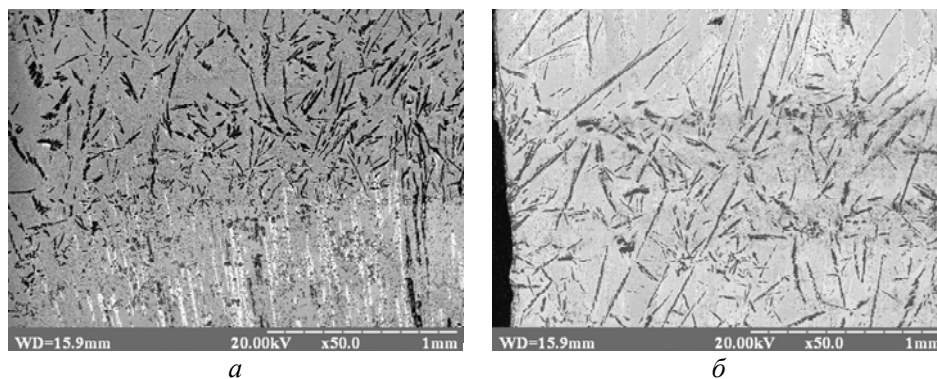


Рис. 6. Мікроструктура поперечного перерізу стрижнів систем  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 1\%$  (за масою) В (а) і  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 2\%$  (за масою) В (б);  $\times 50$ .

### Властивості

Гранулометричний аналіз одержаного евтектичного порошку показав, що близько 68 % порошку становить фракція з розміром зерен 500 мкм, 28 % – 450 мкм і 1 % – 315 мкм. Насипна щільність порошку дорівнює  $2,35 \text{ г/см}^3$ , а його текучість –  $5,81 \text{ г/с}$ . У порівнянні з вихідними матеріалами значення

насипної щільності і текучості досліджуваного композиту є вищими, що вказує на зменшення питомої поверхні порошоків.

Експериментальні дослідження показали, що значення твердості за Вікерсом композиту  $\text{LaV}_6\text{-TiV}_2 + 1\%$  (за масою) В, отриманого відцентровим розпиленням, закономірно зменшуються зі збільшенням навантаження та становить 22–25 ГПа при навантаженні на індентор 200–500 г. Такі значення твердості задовольняють рівняння адитивності, оскільки мікротвердість гексабориду лантану становить  $\sim 20$  ГПа, а мікротвердість дибориду титану –  $\sim 30$  ГПа.

У зразках, отриманих при швидкості кристалізації  $10^6$  град/с, найвищі (19–22 ГПа) значення мікротвердості має зона контакту з підкладкою, при додаванні 2% (за масою) В мікротвердість зростає до 24 ГПа.

Випробування на стиснення сферичних порошоків діаметром 515 і 358 мкм показали, що напруження, яке витримує частинка із армованого полікристалічного матеріалу (рис. 7), зростає зі зменшенням розміру частинок порошку і дорівнює 9,9 і 24,8 ГПа відповідно, тоді як міцність спрямовано армованого не перевищує 0,7 ГПа (зусилля прикладене вздовж напрямку росту волокон).

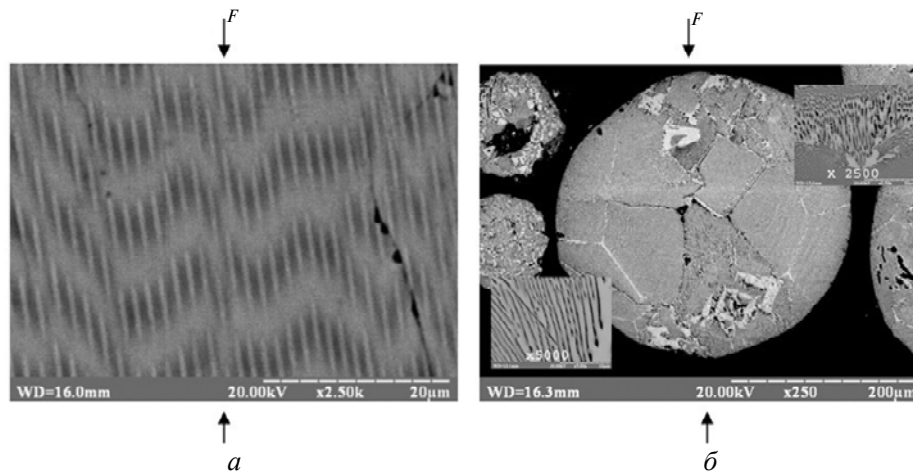


Рис. 7. Мікроструктура зразків системи  $\text{LaV}_6\text{-TiV}_2$ : спрямовано закристалізований стрижень (а) і армований полікристалічний порошок, отриманий за методом відцентрового розпилення (б).

## ВИСНОВКИ

При дослідженні впливу швидкості охолодження та надлишку бору на процес формування мікроструктури армованих керамічних композитів  $\text{LaV}_6\text{-TiV}_2$  під час відцентрового розпилення в середовищі аргону та при нанесенні на мідну підкладку в середовищі гелію встановлено, що підвищення швидкості охолодження до  $10^6$  град/с приводить до зменшення діаметру волокон композиційного матеріалу до 0,1–0,15 мкм.

Розмір та кількість волокон із дибориду титану залежить від вмісту надлишку бору у кристалі, що розпилюється. Зменшення кількості бору від 2 до 1% (за масою) призводить до збільшення діаметру та зменшення кількості волокон в 2–3 рази, що свідчить про підсилення впливу концентраційного переохолодження у міру зростання швидкості термічного переохолодження та швидкості кристалізації евтектичного сплаву.



Методом відцентрового диспергування розплаву евтектичного сплаву можна отримувати порошки керамічних армованих матеріалів, основними елементами мікроструктури яких є евтектичні зерна розміром 20–50 мкм з середнім розміром включень  $TiB_2$  на рівні 0,1–1,0 мкм. Причому в межах евтектичних зерен волокна дибориду орієнтовані переважно в одному напрямку.

Експериментально доведено, що розмір та кількість волокон в евтектичних зернах визначається переважно швидкістю охолодження, яка на поверхні крапель розплаву, що утворюються в умовах відцентрового розпилення, складає  $10^6$  град/с і зі збільшенням долі закристалізованого розплаву краплі зменшується, що й спричиняє збільшення розмірів волокон від поверхні до центру частинки порошку композиційного матеріалу.

Диспергуванням розплавів евтектичних сплавів можна отримувати порошки армованих керамічних матеріалів з анізотропною структурою, що є головною умовою підвищення міцності керамічних матеріалів в десятки разів.

*Исследовано влияние скорости охлаждения и избытка бора на процесс формирования микроструктуры армированных керамических композитов  $LaB_6-TiB_2$  при центробежном распылении в среде аргона и на медную подложку. Показано, что повышение скорости охлаждения до  $10^6$  град/с приводит к уменьшению диаметра волокон композиционного материала до 0,1–0,15 мкм. Уменьшение количества бора от 2 до 1 % (по массе) приводит к увеличению диаметра и уменьшению количества волокон диборида титана в 2–3 раза.*

**Ключевые слова:** армированные композиционные материалы, евтектические сплавы, гексаборид лантана, диборид титана, центробежное плазменное распыление, микроструктура, механические свойства.

*The effect has been studied of the cooling rate and excess of boron on the formation of microstructures of  $LaB_6-TiB_2$  reinforced ceramic composites during centrifugal sputtering in the argon atmosphere onto a copper substrate. It has been shown that the increase of the cooling rate to  $10^6$  deg/s results in a decrease of diameters of composite material fibers to 0.1–0.15  $\mu m$ . The decrease of the boron concentration from 2 to 1 wt % has been found to lead to an increase of diameters and decrease of the number of the titanium diboride fibers by a factor of 2–3.*

**Keywords:** reinforced composite material, eutectic alloy, lanthanum hexaboride, titanium diboride, centrifugal plasma sputtering, microstructure, mechanical properties.

1. Лобода П. І. Фізико-хімічні основи створення нових боридних матеріалів для електронної техніки і розробка керамічних катодних вузлів з підвищеною ефективністю: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – К.: ІПМ НАНУ, 2004. – 44 с.
2. Лобода П. І., Богомол Ю. І., Марич М. В. Структура та властивості евтектичного композиту  $B_4C-TiB_2$ , одержаного електророзрядним спіканням // Металознавство та обробка металів. – 2011. – № 4. – С. 35–42.
3. Загородня Е. В., Лобода П. І., Богомол Ю. І. та ін. Мікроструктура та механічні властивості евтектичного сплаву  $LaB_6-TiB_2$  одержаного електророзрядним спіканням // Металлофізика, новейшие технологии. – 2011. – № 33. – С. 351–360.
4. Vasylykiv O., Borodianska H., Sakka Y. et al. Light-weight composites obtained by spark plasma sintering: recent progress // Mater. Integr. – 2012. – N 25. – P. 67.
5. Low I. M., Sakka Y., Hu C. F. MAX phases and ultra high temperature ceramics for extreme environments. – Hershey: IGI Global, 2013. – 299 p.
6. Tkachenko Yu. G., Yurchenko D. Z., Sul'zhenko V. K. et al. Temperature effect on bending strength of hot-pressed boron carbide materials // Powder Metall. Met. Ceram. – 2007. – N 46. – P. 254–260.
7. Shul'zhenko A. A., Stratiichuk D. A., Oleinik G. S. et al. Formation of polycrystalline boron carbide  $B_4C$  with elevated fracture toughness // Ibid. – 2005. – N 44. – P. 75–83.

8. Лобода П. І., Кисла Г. П., Богомол Ю. І. та ін. Кристалізація, структура і властивості спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів псевдобінарних систем боридів // Теория и практика металлургии. – 2006. – № 4. – С. 123–125.
9. Loboda P. Features of structure formation with zone melting of powder boron-containing refractory materials // Powder Metall. Met. Ceram. – 2000. – N 39(9–10). – P. 480–486.
10. Лобода П. І., Богомол Ю. І., Соловійова Т. О. Вплив механічних коливань на формування мікроструктури монокристалів та керамічних композитів під час вирощування з розплаву // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2013. – № 6. – С. 65–72.
11. Лобода П. І., Богомол Ю. І., Єрмакова Д. І. Структура та властивості спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$  легованого кремнієм // Металлофізика, новейшие технологии. – 2011. – 33, спецвыпуск. – С. 361–369.
12. Лобода П. І., Богомол Ю. І., Зима Р. А. та ін. Вплив легування алюмінієм на мікроструктуру та мікромеханічні властивості спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів  $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$  // Там же. – 2011. – 33, спецвыпуск. – С. 343–350.
13. Orera A., Pena J. I., Serrano-Zabaleta S. et al. Fibrillar  $\text{Mn}_3\text{O}_4\text{-YMnSz}$  well-ordered eutectics with potential functional applications // J. Eur. Ceram. Soc. – 2015. – N 35. – P. 909–918.
14. Лобода П. І. Зонная плавка порошковых тугоплавких материалов // Пробл. спец. электрометаллургии. – 1999. – № 2. – С. 59–69.
15. Серебрякова Т. И., Неронов В. А., Пешов П. Д. Высокотемпературные бориды. – М.: Металлургия, 1991. – 367 с.
16. Лобода П. І., Богомол Ю. І., Шлюко В. Я. Вплив добавок бору на спікання порошків боридів перехідних металів // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2001. – № 5. – С. 62–68.
17. Шлюко В. Я., Лобода П. І., Семик П. В. и др. Получение армированной керамики спеканием высокодисперсных порошков боридов // Материалы с мелкозернистой структурой: Сб. науч. тр. / АН Украины. ИПМ. – К.: ИПМ АНУ, 1992. – С. 52–56.
18. Базюк Л. В., Сіренко Г. О. Теплофізичні властивості металів та сплавів: 2. Залежність коефіцієнта теплопровідності від температури та радіусу атомів // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – № 4. – С. 1026–1038.
19. ГОСТ 9206–80. Порошки алмазные. Технические условия. – М.: Изд-во стандартов, 1989. – 14 с.

Національний технічний ун-т України “КПІ”

Надійшла 23.04.15

Ін-т електрозварювання

ім. Є. О. Патона НАН України