

PACS numbers: 62.20.F-, 62.20.mm, 81.05.Ni, 81.30.Bx, 83.80.Ab

Структура та механічні властивості силуміну АК15, армованого мікророзмірними високомодульними частинками

О. А. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, А. М. Верховлюк, О. Г. Потрух

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,
03142 Київ, Україна*

Досліджено вплив кількості, дисперсності, природи та способу введення у розтоп армувальних частинок на структурні параметри та механічні властивості алюмінієвого стопу АК15. Як армувальну фазу використовували мікророзмірні частинки оксиду алюмінію, карбїду кремнію та твердого стопу ВК6 (94% WC, 6% Co). Вміст частинок у композиті варіювали від 0,5 до 5% мас. Встановлено, що композити мають більш дисперсну структуру порівняно з вихідним матричним стопом, тобто частинки відіграють роль модифікаторів. Силумін з 0,5–1% мікрочастинок має підвищені границю міцності та відносне подовження, що може бути пов'язано з подібненням структурних елементів стопу. Однак подальше збільшення вмісту армувальної фази призводить до зменшення механічних властивостей, що пояснюється агломерацією частинок.

Ключові слова: АК15, Al₂O₃, SiC, ВК6, композити, структура, механічні властивості.

The effects of amount, dispersion, nature and doping method of reinforcing particles on the structural parameters and mechanical properties of the AK15 aluminium alloy are investigated. Micro-sized particles of aluminium oxide, silicon carbide and VK6 hard alloy (94% WC, 6% Co) are used as the reinforcing phases. The particles content varies from 0.5 to 5% wt. in the

Corresponding author: Dmytro Serhiyovych Kanibolotsky
E-mail: kanibolotsky@univ.kiev.ua

*Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: O. A. Shcheretskyi, D. S. Kanibolotsky, A. M. Verkhovliuk, and O. H. Potrukh, Structure and Mechanical Properties of AK15 Silumin Reinforced with Microscale High-Modulus Particles, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 2: 251–260 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.02.0251](https://doi.org/10.15407/mfint.42.02.0251).

composites. As established, the composites have a more dispersed structure than the original matrix alloy, *i.e.* the particles act as refining agents. The silumin with 0.5–1% microparticles shows increased tensile strength and specific elongation, which may be associated with the refinement of the alloy structural elements. However, a further increase in the reinforcing phase content leads to a deterioration of the mechanical properties, which is explained as a result of the particles agglomeration.

Key words: АК15, Al₂O₃, SiC, VK6, composites, structure, mechanical properties.

Исследовано влияние количества, дисперсности, природы и способа введения в расплав армирующих частиц на структурные параметры и механические свойства алюминиевого сплава АК15. В качестве армирующей фазы использовали микроразмерные частицы оксида алюминия, карбида кремния и твёрдого сплава ВК6 (94% WC, 6% Co). Содержание частиц в композите варьировали от 0,5 до 5% масс. Установлено, что композиты имеют более дисперсную структуру, чем исходный матричный сплав, т.е. частицы выступают в качестве модификаторов. Силумин с 0,5–1% микрочастиц имеет повышенные предел прочности и относительное удлинение, что может быть связано с измельчением структурных элементов сплава. Однако дальнейшее увеличение содержания армирующей фазы приводит к ухудшению механических свойств, что объясняется агломерацией частиц.

Ключевые слова: АК15, Al₂O₃, SiC, ВК6, композиты, структура, механические свойства.

(Отримано 16 червня 2019 р.; остаточн. варіант — 30 жовтня 2019 р.)

1. ВСТУП

Сучасне машинобудування потребує застосування високоякісних матеріалів з особливими властивостями. До таких матеріалів відносять композиційні та армовані стопи, отримані методом лиття. Використання такого типу матеріалів дозволяє одержувати вироби з підвищеними зносостійкістю, жаростійкістю та іншими спеціальними властивостями.

Ефективним методом одержання матеріалів зі спеціальними властивостями є армування ливарних стопів рідкофазними методами. Ливарні методи одержання композиційних матеріалів (КМ) є одними з найдешевших. Вони порівняно легко піддаються автоматизації, не вимагають великих капіталовкладень на освоєння виробництва та є перспективними для широкого застосування у промисловості.

Інтерес дослідників та конструкторів до КМ на основі алюмінієвих стопів, армованих дискретними керамічними частинками, обумовлений їхніми унікальними фізичними і механічними влас-

тивостями. Вироби з таких КМ можуть знайти застосування в конструкціях, які працюють при підвищених температурах і навантаженнях та одночасно задовольняють вимоги щодо низьких вагових характеристик. Враховуючи малу вартість вихідних компонентів та технологій їх одержання, застосування таких КМ є ефективним з економічної точки зору.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ТА ТЕОРЕТИЧНА МЕТОДИКА

Виготовлено зразки КМ на основі алюмінієвого стопу АК15. Наповнювачами для КМ слугували частинки карбіду кремнію, порошок Al_2O_3 та частинки твердого стопу ВК6 (94% WC, 6% Co).

Матричний стоп витоплювали в індукційній печі в графітовому тиглі. Для цього використовували алюміній марки А99 та лігатуру на його основі, що містила 50% Si. Для її приготування застосовували кремній марки Кр0. Хімічний склад модельного стопу наведено в табл. 1.

Для одержання порошоків з відходів твердого стопу їх піддавали швидкому нагріванню на повітрі в індукційній печі до температури $950^{\circ}C$ та охолоджували у воді. Така термічна обробка твердого стопу дозволяє значно полегшити подрібнення відходів без значної деградації їхніх властивостей. Подрібнені частинки твердого стопу просіювали крізь сита та отримували фракції із середнім розміром 50, 100, 150, 200, 250, 300, 350 та 400 мкм. Використовували також порошки зеленого карбіду кремнію α -SiC (ГОСТ 26327-84) з середнім розміром частинок 10, 50, 100, 150 і 200 мкм та електрокорунду (оксиду алюмінію) з розміром 50, 100, 150 і 200 мкм.

З літератури відомо, що при високих температурах алюміній взаємодіє з карбідом кремнію з утворенням крихкого карбіду алюмінію Al_4C_3 [1–3]. Для оцінки температур взаємодії розтопу АК15 з частинками SiC у даній роботі було розраховано технологічні фазові діаграми [4] для стопу АК15 та системи АК15 + SiC. Технологічні фазові діаграми показують зміну фазового складу стопу конкретної концентрації від температури. Для проведення розрахунків використовували програмне забезпечення фірми «Thermo-Calc» (Швеція) і базу термодинамічних даних «COST2» [5]. Ці розрахунки дозволили підібрати оптимальні технологічні режими одержання

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад модельного стопу АК15.

TABLE 1. Chemical composition of the AK15 model alloy.

Al	Si, %	Fe, %	Mn, %	Cu, %	Mg, %	Zn, %
Основа	14,87	0,68	0,45	0,56	0,11	0,21

композитів.

Дисперсні частинки вводили в розтоп силуміну двома методами: лігатурним та інжекції. Згідно з лігатурним методом спочатку методом просочування готували лігатуру з високим вмістом (біля 60% об.) дисперсних частинок. Детально методика описана в роботі [6]. Для забезпечення максимального змочування порошків розтопом та для запобігання взаємодії карбиду кремнію з алюмінієм порошки VK6 та Al_2O_3 просочували рідким алюмінієм, а SiC — рідким кремнієм. На другому етапі в розтоп АК15 вводили відповідну лігатуру. Після введення лігатури на основі кремнію в розтоп додатково додавали алюміній, а після лігатури на основі алюмінію — лігатуру Al-50\% Si для витримання постійного складу стопу АК15.

Інжекцію попередньо відпалених у вакуумі дисперсних частинок в алюмінієвий розтоп проводили в потоці Аргону. Технологічні режими процесу підбирали таким чином, щоб, з одного боку, не допустити утворення небажаних хімічних сполук, а з іншого, забезпечити максимальний відсоток засвоєння частинок. Засвоєння частинок контролювали за залишком порошку на поверхні розтопу.

Введена кількість всіх типів частинок становила від 0,5 до 5% мас. Швидкість охолодження всіх зразків становила $\approx 2^\circ\text{C}/\text{с}$.

Випробування фізико-механічних властивостей проводили за стандартною методикою (ГОСТ 1497-84). Структуру стопу досліджували за допомогою оптичного мікроскопа, вимірювали дендритний параметр (відстань між дендритними осями другого порядку твердого розчину алюмінію), середній розмір евтектичного кремнію та середній розмір первинного кремнію.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Технологічні фазові діаграми матричного стопу АК15 та композиту АК15 + 5% SiC представлено на рис. 1. З рисунка слідує, що у стопі окрім кремнію та α -твердого розчину на основі алюмінію утворюються також потрібні інтерметаліди AlFeSi і AlMnSi за рахунок домішок Заліза та Марганцю. У рідкому стопі АК15 карбід кремнію починає взаємодіяти з алюмінієм при 875°C . Тому вводити лігатуру з карбідом кремнію в розтоп на основі алюмінію треба при порівняно низьких температурах.

Вплив розміру дисперсних частинок на структурні параметри матричного стопу показано на рис. 2. Розміри частинок карбиду кремнію та твердого стопу слабо впливають на дендритний параметр. Відповідні залежності мають екстремальний характер з максимумом при 100 та 150 мкм, відповідно. На залежності дендритного параметра для частинок Al_2O_3 , а також на залежностях розміру евтектичного та первинного кремнію для всіх досліджених армувальних компонентів спостерігається загальна тенденція росту струк-

турних складових матричного стопу при збільшенні розміру частинок.

Але по мірі збільшення розміру частинок залежності стають пологішими для Al_2O_3 та ВК6 і, навпаки, більш різкими для SiC. Найбільша чутливість усіх структурних параметрів проявляється відносно розміру частинок оксиду алюмінію. Вплив розміру частинок карбиду кремнію менш істотний, що добре узгоджується з даними, наведеними у роботі [7].

Результати дослідження впливу способу одержання і кількості дисперсної фази на структуру матричного стопу КМ представлено на рис. 3. Для зразків, отриманих методом інжекції, дендритний параметр матричного стопу зі збільшенням кількості введених частинок не змінюється, а розміри евтектичного та первинного кремнію монотонно зменшуються. Для КМ, отриманих лігатурним методом, виявлено дві концентраційні області: перша — від 0 до 1%, де спостерігається різке зменшення структурних параметрів, друга — від 1 до 5%, де зміни менш помітні. Вплив кількості частинок на дендритний параметр значно менший, ніж на розміри евтектичного та первинного кремнію. Однак оксид алюмінію порівняно з іншими частинками, введеними лігатурним методом, на дендритний параметр впливає значно більше, а на розмір евтектичного та первинного кремнію — менше.

Оскільки в якості дисперсної фази використали частинки розмі-

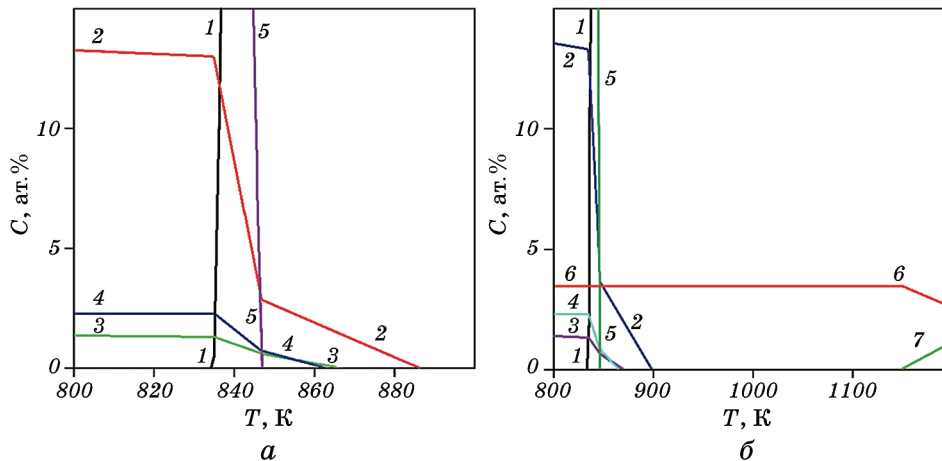


Рис. 1. Фрагменти технологічних фазових діаграм силуміну АК15 (а) та АК15 + 5% мас. SiC (б): 1 — розтоп, 2 — Si, 3 — AlMnSi, 4 — AlFeSi, 5 — твердий розчин на основі Al, 6 — SiC, 7 — Al_4C_3 .

Fig. 1. Fragments of the technological phase diagrams of AK15 silumin (a) and AK15 + 5% wt. SiC (b): 1—melt, 2—Si, 3—AlMnSi, 4—AlFeSi, 5—Al-based solid solution, 6—SiC, 7— Al_4C_3 .

ром 200 мкм, то згідно літературних даних [8, 9], при їх введенні необхідно очікувати погіршення фізико-механічних властивостей вихідного стопу. Результати випробувань наведено на рис. 4.

Залежності міцності та відносного подовження досліджених стопів для зразків, отриманих як лігатурним методом, так методом інжекції, носять екстремальний характер. Пластичність КМ з карбідом кремнію, одержаного методом інжекції, помітно вища, ніж для подібного композиту, отриманого лігатурним методом, тоді як міцність композиту з SiC менше залежить від способу введення мікрочастинок. Екстремальних значень механічні властивості досягають при 0,5% дисперсних частинок SiC, введених лігатурним ме-

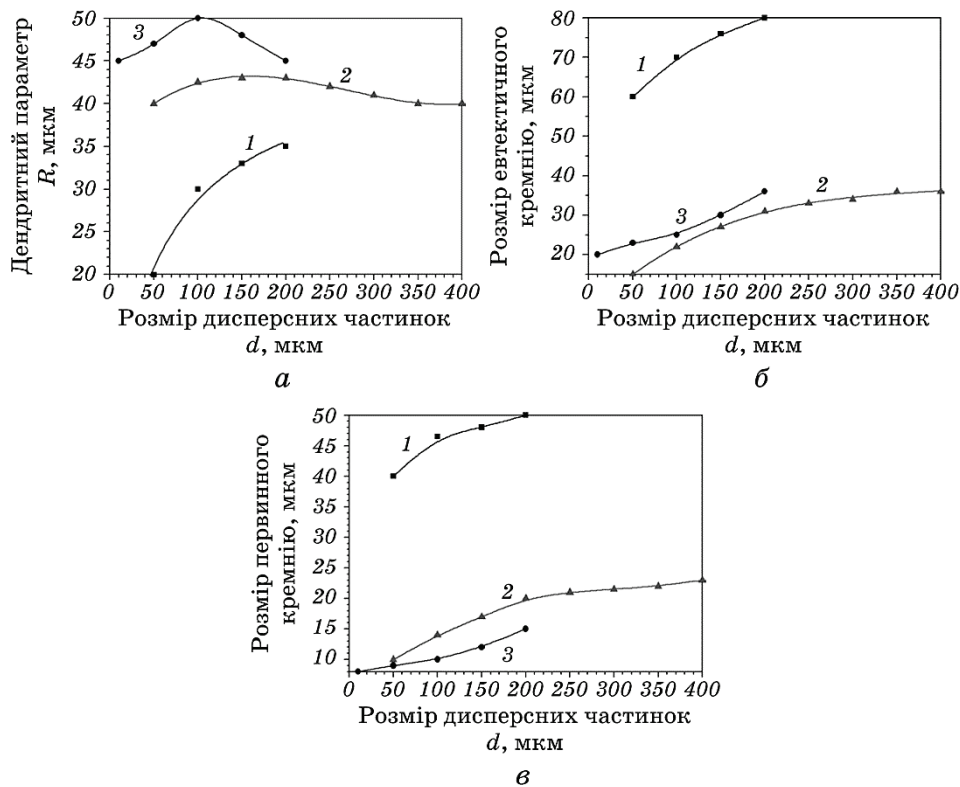


Рис. 2. Вплив дисперсності армувальних часток Al₂O₃ (1), VK6 (2) та SiC (3), введених лігатурним методом у кількості 1% мас., на дендритний параметр (а), розмір евтектичних (б) та первинних (в) кристалів кремнію композитів на основі матричного стопу АК15.

Fig. 2. Effect of dispersion of 1% wt. reinforcing Al₂O₃ (1), VK6 (2) and SiC (3) particles introduced by the master alloy method on dendritic parameter (a), size of eutectic (б) and primary (в) silicon crystals in the AK15 alloy based composites.

тодом, а також при 1% SiC, введених методом інжекції, та 1% ВК6 або Al_2O_3 , що введені лігатурним методом. Дворазове збільшення зазначеного вмісту частинок призводить до зниження механічних властивостей до рівня вихідного стопу. Подальше зростання їхнього вмісту сприяє погіршенню властивостей базового стопу.

Зміцнення стопу при малих добавках дисперсних частинок, можливо, пов'язано з ефектом модифікування і відповідною зміною структури матричного стопу. При цьому введення $\cong 1\%$ дисперсних частинок сприяє значному подрібненню структури (рис. 3). Негати-

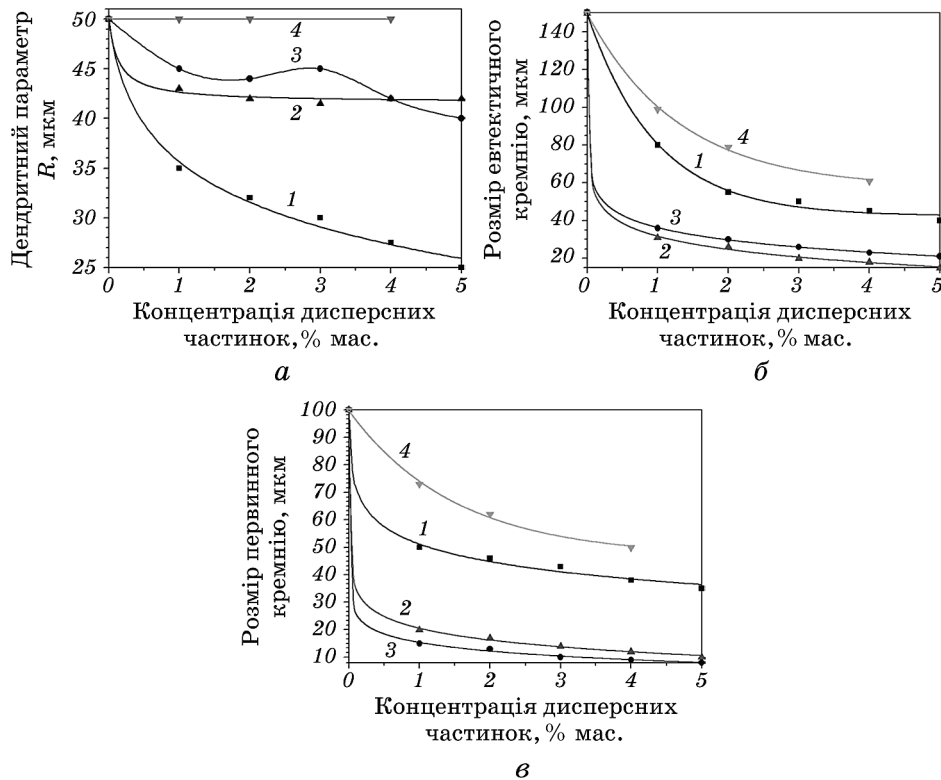


Рис. 3. Вплив способу введення та концентрації частинок з дисперсністю 200 мкм на дендритний параметр (а), розмір евтектичних (б) та первинних (в) кристалів кремнію композитів на основі силуміну АК15: 1 — Al_2O_3 , лігатурне введення, 2 — твердий стоп ВК6, лігатурне введення, 3 — SiC, лігатурне введення, 4 — SiC, інжекція.

Fig. 3. Effect of doping method and concentration of 200 μm dispersed particles on dendritic parameter (a), size of eutectic (b) and primary (c) silicon crystals of the AK15-based silumin composites: 1— Al_2O_3 , master alloy method, 2—VK6, master alloy method, 3—SiC, master alloy method, 4—SiC, injection.

вна дія частинок при цьому незначна. Але при введенні частинок понад 1,5% ефект погіршення властивостей стопу стає досить великим: він повністю нейтралізує ефект зміцнення за рахунок процесу модифікування.

Максимальне значення границі міцності характерне для силуміну, зміцненого твердим стопом. Трохи менше екстремум σ_v для стопу, армованого карбідом кремнію лігатурним способом. Мінімальне значення σ_v в екстремумі властиве для композиту з оксидом алюмінію. Навпаки, оксид алюмінію сприяє максимальному збільшенню відносного подовження, тоді як введений лігатурним способом карбід кремнію збільшує δ у найменшому ступені. Очевидно, що така відмінність відносно впливу дисперсних частинок на механічні властивості обумовлена різною їхньою дією на структурні характеристики. Наприклад, введені лігатурним способом карбід кремнію та твердий стоп дуже сильно подрібнюють евтектичний і первинний кремній, що призводить до підвищення міцності стопу. Оксид алюмінію більшою мірою, у порівнянні з іншими частинками, зменшує дендритний параметр твердого розчину на основі алюмінію, що й призводить до зростання пластичності стопу.

Металографічні дослідження показали, що більш рівномірний розподіл частинок в об'ємі матриці спостерігається при використанні методу інжекції. Тоді як при використанні лігатурного методу дисперсні частинки розподілені нерівномірно незалежно від їх-

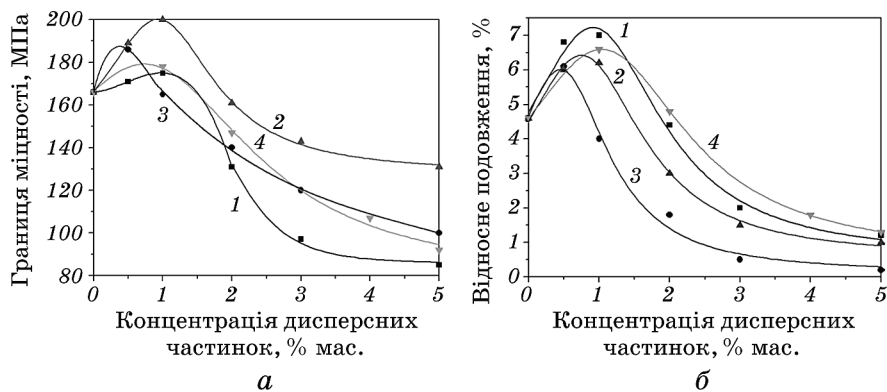


Рис. 4. Вплив способу введення та концентрації частинок з дисперсністю 200 мкм на границю міцності (а) та відносне подовження (б) композитів на основі силуміну АК15: 1 — Al_2O_3 , лігатурне введення, 2 — твердий стоп ВК6, лігатурне введення, 3 — SiC, лігатурне введення, 4 — SiC, інжекція.

Fig. 4. Effect of doping method and concentration of 200 μm dispersed particles on ultimate tensile strength (a) and specific elongation (b) of the AK15-based silumin composite: 1— Al_2O_3 , master alloy method, 2—VK6, master alloy method, 3—SiC, master alloy method, 4—SiC, injection.

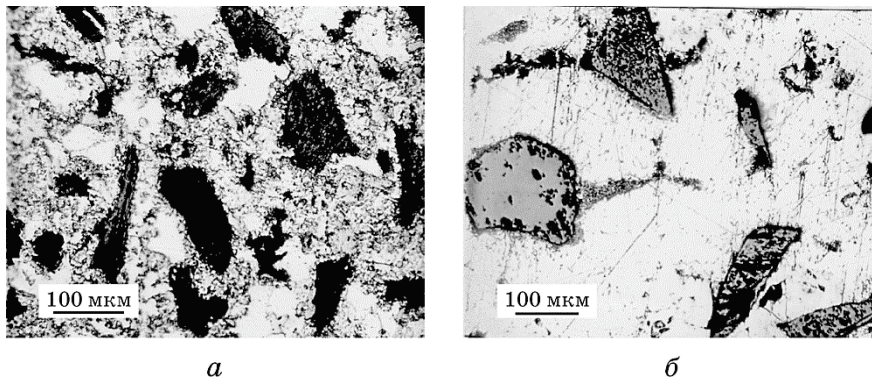


Рис. 5. Мікроструктура силуміну АК15, армованого лігатурним методом 5% мас. частинок твердого стопу ВК6 (а) та SiC (б) з дисперсністю 200 мкм; ділянки скупчення частинок.

Fig. 5. Microstructure of the AK15 silumin reinforced by the 5% wt. VK6 (a) and SiC (б) 200 μm dispersed particles using the master alloy method; the particles agglomeration areas.

ньої природи (рис. 5), а на деяких ділянках зустрічаються скупчення частинок, пори та неметалічні включення. Саме рівномірністю розподілу частинок пояснюється те, що екстремальне значення механічних властивостей та початок погіршення міцності і пластичності на рис. 4 мають місце при більш високих концентраціях частинок SiC, якщо останні вводили методом інжекції, а не лігатурним.

З іншого боку встановлено, що зразки, отримані лігатурним методом, мають значно меншу кількість включень складних силіцидів AlMnSi та AlFeSi. Тобто під час інжекційного введення частинок вони більш інтенсивно взаємодіють з розтопом. Це може пояснити вище екстремальне значення σ_b композиту з SiC, одержаного лігатурним методом. Виявлено, що дисперсні частинки всіх досліджуваних типів у процесі кристалізації стопу виштовхуються в міждендритні проміжки, де розтоп кристалізується в останню чергу. Таким чином, дисперсні частинки не є центрами кристалізації для матричного стопу, а їх модифікувальний вплив на структуру матриці скоріше за все пов'язаний з механічним блокуванням росту фаз і створенням специфічних температурних режимів кристалізації за рахунок низької їх теплопровідності порівняно з алюмінієвим розтопом.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. A. Ureña, M. D. Escalera, P. Rodrigo, J. L. Baldonado, and L. Gil, *J. Microsc.*, 201, Iss. 2: 122 (2001).

2. K. Suganuma, *J. Mater. Res.*, **8**, Iss. 10: 2569 (1993).
3. Е. И. Курбаткина, Д. В. Косолапов, Л. Г. Ходыкин, М. С. Нигметов, *Авиационные материалы и технологии*, № S6: 35 (2014).
4. О. А. Щерецкий, *Металознавство та обробка металів*, № 2: 40 (2009).
5. *COST 507: Definition of Thermochemical and Thermophysical Properties to Provide a Database for the Development of New Light Alloys* (Eds. I. Ansara, A. T. Dinsdale, and M. H. Rand), European Cooperation in the Field of Scientific and Technical Research, European Commission. Vols. 1–3 (Luxembourg: Office for Official Publications of the European Communities: 1998).
6. О. А. Щерецкий, Д. С. Каниболоцкий, А. М. Верховлюк, *Процеси лиття*, № 3: 68 (2018).
7. Т. А. Чернышева, А. П. Панфилов, Л. И. Кобелева, М. И. Тылкина, *Физика и химия обработки материалов*, № 3: 129 (1993).
8. S. Towata and S. Yamada, *Trans. Jap. Inst. Metals.*, **27**, Iss. 9: 709 (1986).
9. S. Ushigome, L. Yamamoto, and T. Soeda, *Tetsu-to-Hagane*, **75**, Iss. 9: 1549 (1989).

REFERENCES

1. A. Ureña, M. D. Escalera, P. Rodrigo, J. L. Baldonado, and L. Gil, *J. Microsc.*, **201**, Iss. 2: 122 (2001).
2. K. Suganuma, *J. Mater. Res.*, **8**, Iss. 10: 2569 (1993).
3. Е. И. Курбаткина, Д. В. Косолапов, Л. Г. Ходыкин, and М. С. Нигметов, *Авиационные материалы и технологии*, No. S6: 35 (2014) (in Russian).
4. О. А. Shcheretskiy, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 2: 40 (2009).
5. *COST 507: Definition of Thermochemical and Thermophysical Properties to Provide a Database for the Development of New Light Alloys* (Eds. I. Ansara, A. T. Dinsdale, and M. H. Rand), European Cooperation in the Field of Scientific and Technical Research, European Commission. Vols. 1–3 (Luxembourg: Office for Official Publications of the European Communities: 1998).
6. О. А. Shcheretskiy, D. S. Kanibolotskiy, and A. M. Verkhovlyuk, *Protsesy Littya*, No. 3: 68 (2018) (in Ukrainian).
7. Т. А. Chernysheva, А. P. Panfilov, L. I. Kobeleva, and M. I. Tylkina, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 3: 129 (1993) (in Russian).
8. S. Towata and S. Yamada, *Trans. Jap. Inst. Metals.*, **27**, Iss. 9: 709 (1986).
9. S. Ushigome, L. Yamamoto, and T. Soeda, *Tetsu-to-Hagane*, **75**, Iss. 9: 1549 (1989).