

Формування структури алюміній-кремнієвих лігатур для отримання заевтектичних силумінів

В. П. Гаврилюк, доктор технічних наук, професор, чл.-кор. НАН України

В. М. Бондаревський, кандидат технічних наук

К. В. Гаврилюк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Досліджено умови формування структури алюміній-кремнієвих лігатур (майстер-сплавів) для використання їх в технологіях отримання заевтектичних силумінів з регламентованою дисперсністю кристалів первинного кремнію. Встановлено, що визначальними факторами диспергування кристалів кремнію є швидкість кристалізації розплаву Al – Si лігатури і структурний стан модифікатора Cu – P.

Виробництво лиття з заевтектичних силумінів вимагає використання в шихті значної кількості Al – Si лігатур для отримання регламентованого вмісту кремнію. Використовувані в даний час Al – Si лігатури містять грубі включення первинного кремнію від декількох сотень до декількох тисяч мікрометрів. Структурно-спадковий вплив таких лігатур суттєво ускладнює технологічний процес отримання якісних заевтектичних силумінів, вимагаючи підвищеного перегріву розплаву, збільшення часу витримки, а також подальших дегазації та модифікування розплаву.

При виробництві литих виробів з заевтектичних силумінів, що входять до переліку циліндропоршневої групи (поршні, гільзи що інсталиуються, монолітні блоки циліндрів) передові світові виробники для цієї мети використовують тільки первинні матеріали (алюмінієві сплави і лігатури), оскільки інакше неможливо гарантувати якість продукції. Тому їх роль як носія спадкового чинника структури є визначальною.

Для модифікування сплавів в останні роки розширюється напрямок використання мікрокристалічних лігатур, в тому числі і для алюмінієвих сплавів з високим вмістом кремнію, на основі стандартної лігатури з фосфористої міді. За даними [1] структура мікрокристалічної фосфористої міді (стрічка товщиною 50 – 100 мкм) містить наночастинки Cu_3P , носія фосфору, для отримання в розплаві «in-situ» («за місцем») сполуки AlP , яка є зародкотворною для кристалів первинного кремнію.

Перспективним з точки зору ефективності, економічності, екологічності, використання спадкового чинника [2, 3], створення більш нерівноважних умов формування структури заевтектичних силумінів може бути спеціальна технологічна підготовка алюміній-кремнієвих майстер-сплавів, що пов'язана з їх модифікуючою обробкою і прискореною кристалізацією на стадії виробництва.

Дослідження щодо впливу модифікування мікрокристалічними лігатурами і швидкості кристалізації на структуру майстер-сплавів $AlSi30Cu3P$, $AlSi40Cu3P$, $AlSi50Cu3P$ (табл. 1) проводили на базових сплавах Al – Si, приготовлених з первинного алюмінію А7 (ГОСТ 11069-2001) і кристалічного кремнію Кр0 (ГОСТ 2169-69). Плавки

Таблиця 1

Хімічний склад майстер-сплавів

Майстер-сплав	Хімічний склад (% по масі)			
	Алюміній	Кремній	Мідь	Фосфор
AlSi30Cu3P	67,9	29,1	2,79	0,21
AlSi40Cu3P	58,2	38,8	2,79	0,21
AlSi50Cu3P	48,5	48,5	2,79	0,21

здійснювали в електричній тигельній печі опору з алундовим тиглем ємністю 1 кг. Маса розплаву кожної плавки становила 600 г. Розплав нагрівали до температури 1100 °С, витримували 30 хв, потім піддавали модифікуванню стандартним або мікрокристалічним мідь-фосфористим модифікатором в кількості 3 % від маси розплаву, витримували 30 хв і розливали в ступінчасту чавунну пробницю перерізом 25x6, 25x12, 25x20 мм. Кількісну оцінку мікроструктури проводили з використанням програмного забезпечення AxioVision rel. 4.7.

У структурі базового майстер-сплаву стандартного складу (AlSi50) зі збільшенням швидкості кристалізації відбувається подрібнення кристалів первинного кремнію. Лінійний розмір по більшій стороні зменшується від 700 – 1500 мкм до 200 – 700 мкм і 150 – 500 мкм в зразках товщиною, відповідно, 20, 12 і 6 мм. Розташування кристалів первинного кремнію рівномірне, має вигляд щільного жорсткого каркасу з візуально помітним зростанням міжфазних границь при збільшенні швидкості кристалізації. Евтектика при всіх швидкостях кристалізації має високу щільність включень евтектичного кремнію у вигляді характерних компактних завивистих пластинок із заокругленими кінцями.

Як самостійна структурна складова α -Al фаза присутня в абсолютно незначних кількостях і розташовується переривчастими тонкими смужками (з нерозвиненими дендритами) на кристалах первинного кремнію. Морфологія α -Al фази зі збільшенням швидкості охолодження не змінюється, товщина пластинок не перевищує 5 – 10 мкм.

Вплив структурного стану мідь-фосфористого модифікатора і швидкості кристалізації на трансформацію (подрібнення) кристалів первинного кремнію досить суттєвий. Середній розмір кристалів первинного кремнію в майстер-сплавах різного базового вмісту кремнію оброблених стандартною і мікрокристалічною лігатурами в залежності від товщини зразка наведено на рис. 1. Вплив від зазначених параметрів на статистичний розподіл кристалів первинного кремнію за розмірними рядами показано на рис. 2. Статистично кумулятивна частка кристалів [4] первинного кремнію з умовним допуском до 30 мкм відображена в табл. 2.

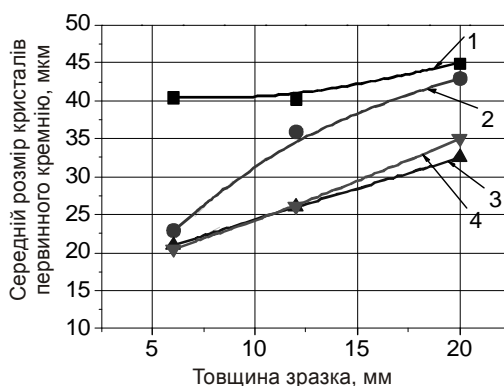


Рис. 1. Середній розмір кристалів первинного кремнію в майстер-сплавах різного базового вмісту кремнію, модифікованих стандартною (1) та мікрокристалічною (2, 3, 4) мідь-фосфористими добавками, залежно від товщини зразка. 1 – майстер-сплав AlSi50Cu3, 2 – майстер-сплав AlSi50Cu3, 3 – майстер-сплав AlSi40Cu3, 4 – майстер-сплав AlSi30Cu3.

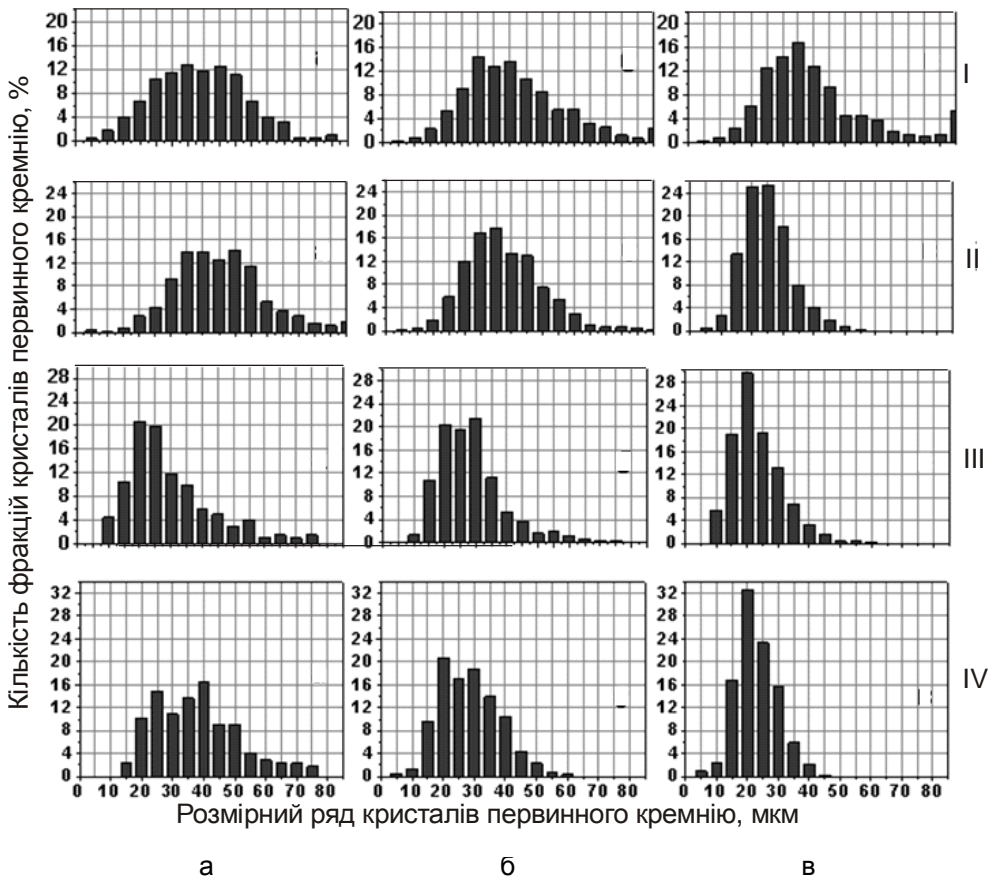


Рис. 2. Кількість фракцій кристалів первинного кремнію в мастер-сплавах, модифікованих стандартною (I) та мікрокристалічною (II, III, IV) мідь-фосфористою добавкою. I – мастер-сплав AlSi50Cu3, II – мастер-сплав AlSi50Cu3, III – мастер-сплав AlSi40Cu3, IV – мастер-сплав AlSi30Cu3. Товщина зразка: а – 20 мм; б – 12 мм; в – 6 мм.

Підвищення швидкості кристалізації при використанні ступінчастої проби перерізом 25x6, 25x12, 25x20 мм призводить до зменшення розмірів кристалів первинного кремнію для всіх складів мастер-сплавів і структурних станів модифікатора. Кристали первинного кремнію розподілені рівномірно, мають вигляд досить компактних включень зі зменшенням співвідношення сторін при збільшенні швидкості кристалізації.

Таблиця 2

Статистично кумулятивна частка кристалів первинного кремнію з умовним допуском до 30 мкм в структурі досліджених мастер-сплавів

Номер зразка	Товщина зразка, мм	Стандартна лігатура AlSi50Cu3P	Мікрокристалічна лігатура		
			AlSi50Cu3	AlSi40Cu3P	AlSi30Cu3P
1	20	23,8 %	17,3 %	55,5 %	38,3 %
2	12	32,5 %	37,3 %	75,6 %	67,8 %
3	6	36,7 %	85,3 %	87,2 %	91,5 %

Порівняно з немодифікованим станом змінюється характер евтектики. Матриця, що розташована між кристалами первинного кремнію, схожа зі структурою доевтектичного силуміну зі ступенем евтектичності 0,5 – 0,6 і розташуванням включень евтектичного кремнію і Al_2Cu в міждендритному просторі $\alpha-Al$ фази. З ростом швидкості кристалізації морфологія структурних складових ($\alpha-Al$ фази, включень евтектичного кремнію і Al_2Cu) не змінюється. Як самостійна структурна складова $\alpha-Al$ фаза розташована навколо кристалів первинного кремнію, а також в матричному просторі між кристалами первинного кремнію.

Застосування мікрокристалічного мідь-фосфористого модифікатора підвищує дисперсність кристалів первинного кремнію в структурі зразків майстер-сплаву $AlSi50Cu3$ більшою мірою, ніж при використанні стандартного мідь-фосфористого модифікатора.

Оброблення мікрокристалічною лігатурою майстер-сплавів $AlSi40Cu3P$, $AlSi30Cu3P$ показало, що при змінах мікроструктури майстер-сплавів залежно від швидкості кристалізації спостерігаються такі ж тенденції, що і для майстер-сплаву $AlSi50Cu3P$. Зі збільшенням вмісту кремнію в майстер-сплавах зменшується частка евтектичної складової структури і співвідношення фаз в евтектиці.

За даними диференціальної скануючої калориметрії виплавлених майстер-сплавів за технологією з використанням мікрокристалічної мідь-фосфористої добавки (на рис. 3) показано реальні температури фазових перетворень, температурні інтервали двофазних зон, приховану теплоту кристалізації евтектики і переохолодження під час кристалізації евтектики для досліджених складів майстер-сплавів.

Таким чином, цілеспрямована технологічна підготовка алюміній-кремнієвих лігатур (майстер-сплавів), що полягає в їх модифікуючій обробці мікрокристалічними фосфорвмісними лігатурами і прискореній кристалізації на стадії виробництва, створює передумови ефективного використання явища структурної спадковості при подальшому застосуванні такого класу майстер-сплавів для виготовлення деталей циліндропоршневої групи двигунів внутрішнього згорання.

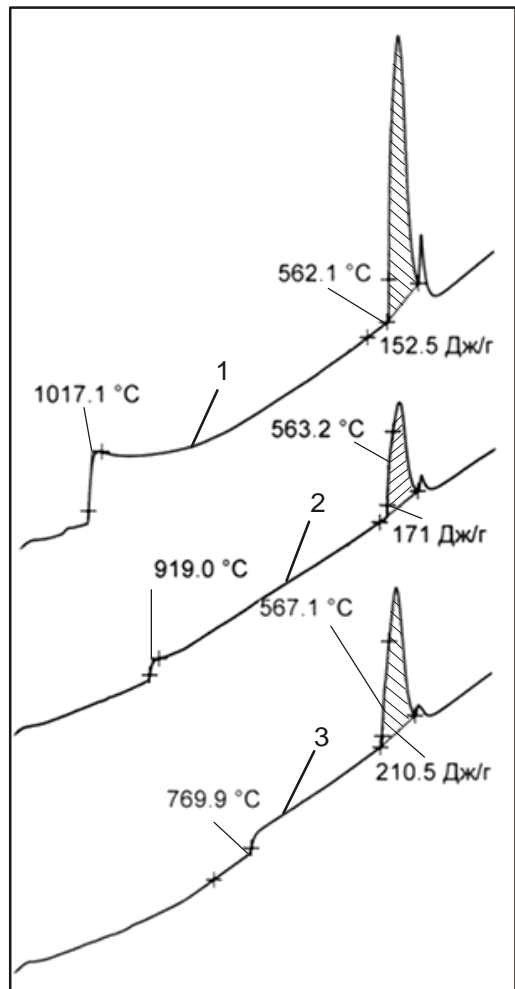


Рис. 3. Дані диференційно-скануючої калориметрії для майстер-сплавів різного базового вмісту кремнію. 1 – $AlSi50Cu3$, 2 – $AlSi40Cu3$, 3 – $AlSi30Cu3$.

Література

1. Dong Tian-shun, Cui Chun-xiang, Liu Shuang-Jin. Preparation of nanocrystal modifier and its modification mechanism. // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2007. – 17. – P. 823 – 827.
2. Никитин В.И., Никитин К.В. Создание инновационных технологий на основе явления структурной наследственности в цветных сплавах. // Информационный бюллетень СО РАЛ № 5 (февраль, 2010).
3. Гарин А.Д. Лигатуры и алюминиевые сплавы – долгий путь к наноструктурам. // Информационный бюллетень СО РАЛ № 5 (февраль, 2010).
4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

Одержано 06.03.12

В. П. Гаврилюк, В. Н. Бондаревский, К. В. Гаврилюк

Формирование структуры алюминий-кремниевых лигатур для получения заэвтектических силуминов

Резюме

Исследованы условия формирования структуры алюминий-кремниевых лигатур (мастер-сплавов) для использования их в технологиях получения заэвтектических силуминов с регламентированной дисперсностью кристаллов первичного кремния. Установлено, что определяющими факторами диспергирования кристаллов кремния являются скорость кристаллизации расплава Al – Si лигатуры и структурное состояние модификатора Cu – P.

V. P. Gavriliuk, V. N. Bondarevsky, K. V. Gavriliuk

The formation of the structure of aluminum-silicon master alloys for making hypereutectic silumin

Summary

The conditions of formation of the structure of aluminum-silicon alloys (master alloys) for their use in manufacturing processes of hypereutectic silumin with controlled dispersion of the primary silicon crystals. It is found that the determinants of the dispersion of silicon crystals is a sufficient rate of Al – Si master alloy solidification and the structural state of the Cu – P modifier.