

УДК 621.745.4

Могилатенко В. Г., Євтушенко Н. С., Власюк І. А.

КІНЕТИКА КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ КС740 ПРИБ МОДИФІКУВАННІ РОЗПЛАВУ ФТОРЦИРКОНАТОМ КАЛІЮ І НІТРИДАМИ ТИТАНУ

Прискорений розвиток техніки вимагає розробки матеріалів з покращеними експлуатаційними характеристиками. Підвищуються температурні умови експлуатації виробів, зростають питомі навантаження та агресивність робочого середовища. Гостро стоїть питання про зниження маси конструкцій за рахунок збільшення їх міцності, а також підвищення надійності, довговічності матеріалів та стабілізації їх властивостей.

Поршень – одна з найбільш відповідальних деталей двигунів внутрішнього згорання. Він працює з великими механічними і тепловими навантаженнями. Матеріал поршнів повинен бути жаростійким, мати низький коефіцієнт лінійного розширення, високу зносостійкість, підвищену міцність, високу теплопровідність, достатню твердість при нормальних і підвищених температурах. Вказаному комплексу властивостей відповідають заевтектичні сплави алюмінію з кремнієм. Одержання якісних конкурентоспроможних виливків з заевтектичних силумінів неможливе без модифікування їх мікроструктури [1–3]. Одним із перспективних напрямків отримання литого металу з заданою структурою є модифікування сплавів добавками дисперсних порошків тугоплавких сполук.

Метою даної роботи є дослідження впливу дисперсних частинок нітриду титану на кристалізацію розплаву та структуру виливків.

Розплав готували в муфельній печі типу СНОЛ. В якості шихти використовували заевтектичний силумін марки КС740, що містить: 16,5–19,0 % Si; 1,8–2,4 % Cu; 0,7–1,2 % Mg; 0,6–1,0 % Mn; 1,1–1,7 % Ni; 0,5 % Fe і залишок – Al.

Отримували вихідний сплав і сплави, що модифіковані K_2ZrF_6 та сумішшю K_2ZrF_6 з TiN. Модифікування проводили при температурі розплаву 700...750 °С. Фторцирконат калію (K_2ZrF_6) в кількості 3 % від маси металу або суміш K_2ZrF_6 + TiN (кількість нітриду титану – 7 % від маси флюсу) наносили на поверхню розплаву і витримували протягом 15 хв.

Термічний аналіз заевтектичного силуміну марки КС740 проводили при нагріванні і охолодженні. Використовували термопару «хромель-алюмель», яка встановлювалась в пробовідбірник, що представляє собою графітовий тигель, крізь отвір в якому проходить двокавальна соломка з оксиду алюмінію, що направляє та ізолює електроди термопари. Для усунення перемикання електродів термопари рідким металом вимірювальний спай покривається захисним покриттям. Отримані термічні криві фільтрували для зменшення шумової складової на термограмі ще до початку розрахунків першої похідної. Після цього проводили диференціювання відфільтрованих кривих для одержання функцій dT/dt .

Перший мінімум похідної від температури за часом (рис. 1) відповідає початку, так званого, регулярного режиму охолодження коли, перехідний процес утворення профілю розподілу температури по перерізу проби завершився. Кінець цієї ділянки приблизно відповідає різкому перегибу та підйому першої похідної і ця точка є точкою початку перетворення, тобто кристалізації. Слід зауважити, що тривалість регулярного режиму охолодження зменшується з 5 с до 3,5 с та 2,2 с при модифікуванні фторцирконатом калію і сумішшю його з нітридами, відповідно. Це може бути пов'язано з інкубаційним періодом утворення первинних центрів кристалізації, який зменшується при модифікуванні.

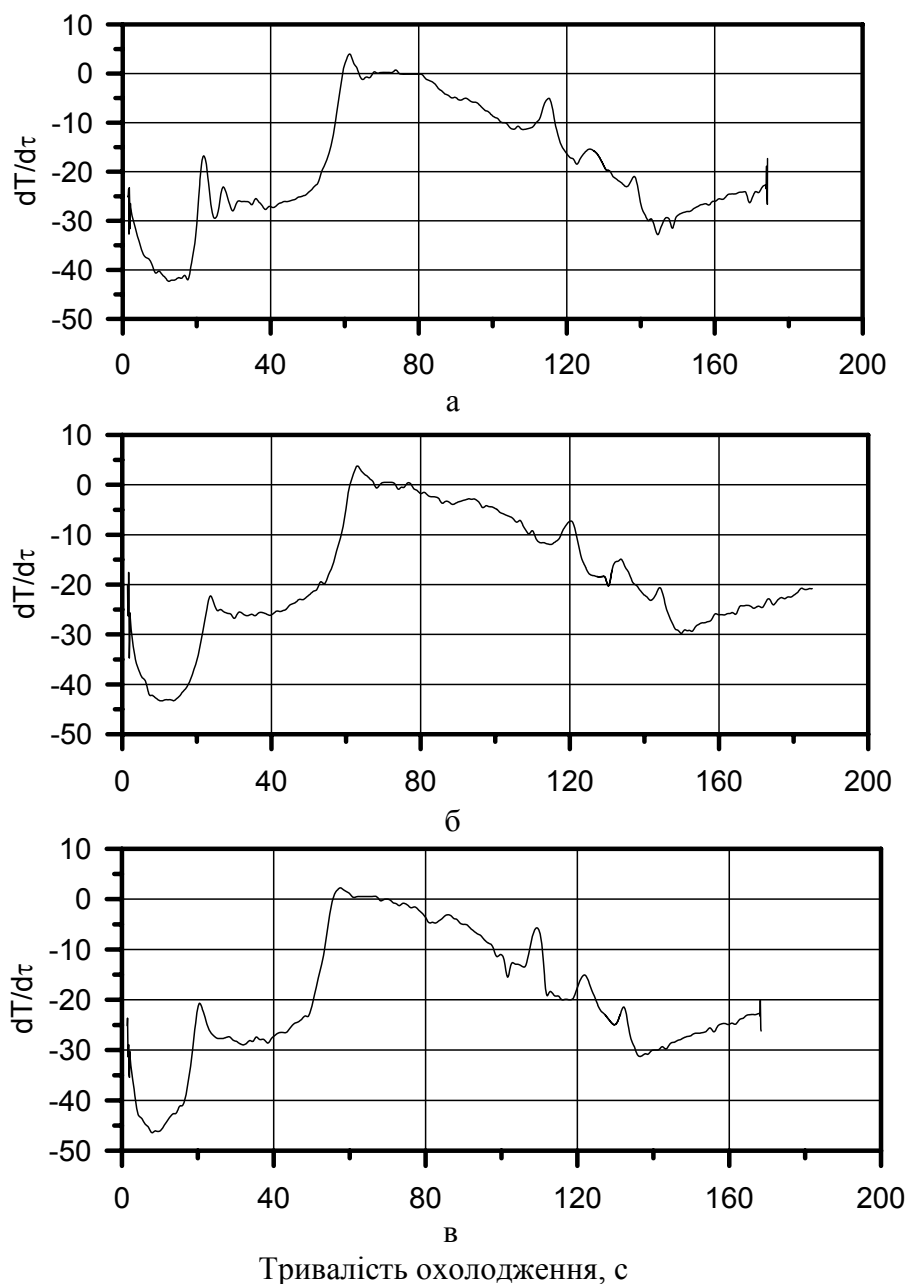


Рис. 1. Перша похідна від температури за часом кривої охолодження:
а – вихідного сплаву; б – сплаву, модифікованого фторцирконатом калію; в – сплаву, модифікованого фторцирконатом калію та нітридом титану

При кристалізації заевтектичних силумінів першим починає виділятися первинний кремній. У вихідному сплаві це відбувається при температурі ~ 660 °С, у сплаві, модифікованому фторцирконатом калію при ~ 680 °С і у сплаві, модифікованому сумішшю фторцирконату і нітриду титану при ~ 690 °С. Тобто, при додаванні модифікаторів сплав починає кристалізуватись при більш високих температурах.

При модифікуванні нітридами ці перед кристалізаційні ефекти, які ініціюються модифікаторами, чітко виявляються. Можна вважати, що процес кристалізації в цілому починається тоді, коли на термограмах проявляються теплові ефекти передкристалізації первинної фази. Велика кількість тугоплавких частинок в цьому випадку нібито стабілізує розплав, заважає дифузійному перерозподілу атомів і сприяє утворенню первинної фази більшої дисперсності, ніж у вихідному сплаві.

Осциляція першої похідної за часом у випадку вихідного сплаву (рис. 2) може бути пов'язана із забрудненням первинного кремнію домішками. При модифікуванні в результаті зв'язування домішок нітридами при перед кристалізаційних температурах відбувається підвищення чистоти кремнію за домішками і осциляція зменшується.

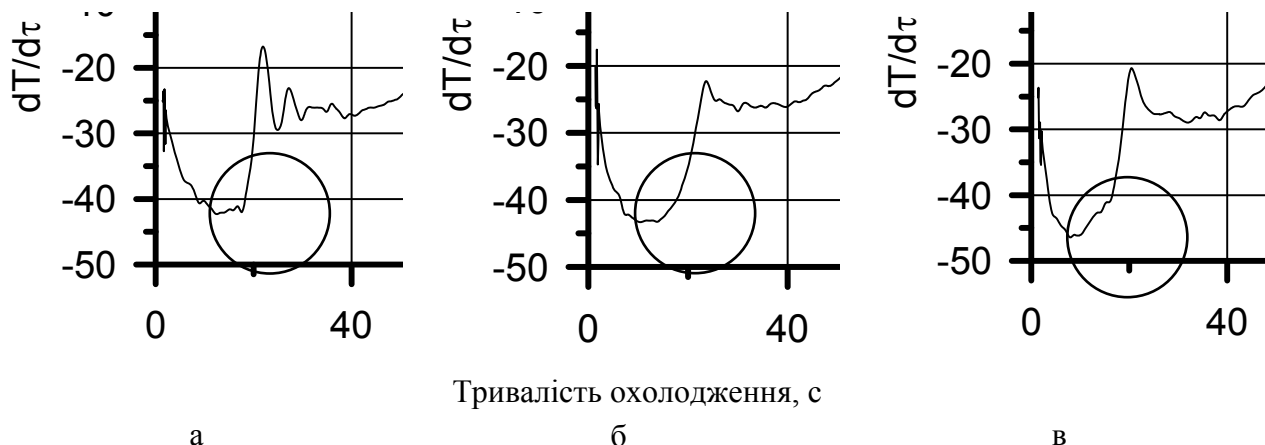


Рис. 2. Передкристалізаційні ефекти у заевтектичному силуміні (виділені на рис.):

а – для вихідного сплаву; б – для сплаву, модифікованого фторцирконатом калію; в – для сплаву, модифікованого фторцирконатом калію та нітридом титану

Наступний мінімум (див. рис. 1) є моментом, коли закінчилося формування первинного кремнію та почалось формування подвійної евтектики, а подальший мінімум свідчить про закінчення її кристалізації [4]. При модифікуванні фторцирконатом калію та сумішшю фторцирконату з нітридами відбувається підвищення температури початку формування подвійної евтектики порівняно з вихідним сплавом на 5 та 10 °С, відповідно, при майже незмінній евтектичній температурі. Тобто евтектична точка зсувається у бік меншого вмісту кремнію.

При температурі 550 °С починає кристалізуватись потрійна евтектика. Можна припустити, що це евтектика системи Al–Mg–Si (за участю М – фази – Mg₂Si), оскільки теоретична температура її кристалізації становить 555 °С. При температурі 530 °С можливо кристалізується потрійна евтектика системи Al–Cu–Si за участю Θ-фази (Al₂Cu), теоретична температура кристалізації якої становить 525 °С, а температура ~ 500 °С може бути температурою початку кристалізації найбільш легкоплавкої чотирикомпонентної евтектики системи Al–Cu–Mg–Si за участю Θ, М і Q (Al₅Cu₂Mg₈Si₆) фаз, теоретична температура кристалізації якої складає 503...507 °С.

Важливою характеристикою термічного аналізу є рекалесценція. Є підстави вважати, що з моменту досягнення максимальної температури рекалесценції утворення зародків нової фази при кристалізації фактично припиняється і надалі відбувається тільки ріст кристалів, які сформувалися. Тобто з цього моменту часу кількість зростаючих кристалів постійна. Перший максимум похідної dT/dt відповідає приблизно середині рекалесценції при утворенні нової фази. Наступний мінімум є моментом кінця формування однієї фази і початком формування наступної. Чим більша рекалесценція, тим більше виникає центрів кристалізації і тим дрібніша буде фаза, що утворюється.

При кристалізації первинного кремнію інтервал температур рекалесценції для вихідного сплаву становить близько 20 °С, при модифікуванні фторцирконатом – 38 °С, а при додаванні нітридів – 53 °С (рис. 3). Тобто, при модифікуванні збільшується кількість центрів кристалізації, а розміри первинного кремнію зменшуються.

Інтервал температур рекалесценції, який відповідає утворенню подвійної евтектики, дещо зростає від 40 °С до 55 °С. Отже, модифікування повинно привести до подрібнення евтектичної фази Al–Si.

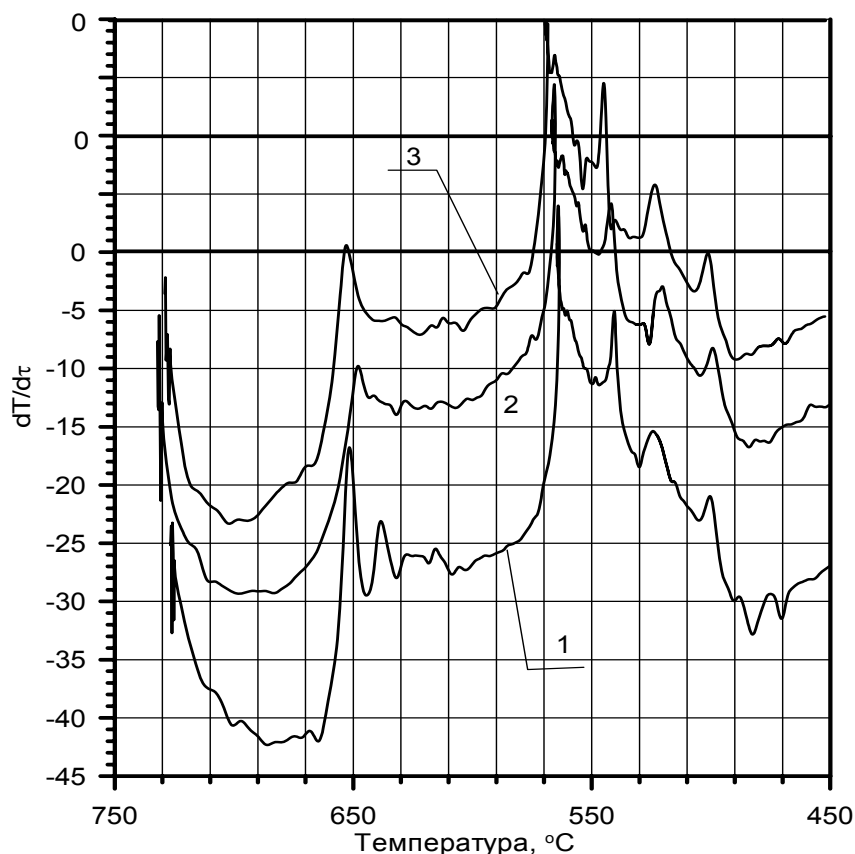


Рис. 3. Співставлення температури з першою похідною від кривої охолодження за часом: 1 – вихідного сплаву; 2 – сплаву, модифікованого фторцирконатом калію; 3 – сплаву, модифікованого фторцирконатом калію та нітридом титану

При модифікуванні відбувається збільшення центрів кристалізації і багатокомпонентних евтектик. Зафіксовано зростання інтервалу температур рекалесценції на 3–5 °С.

ВИСНОВКИ

Виходячи з одержаних результатів при застосуванні модифікаторів:

- збільшується температурний інтервал кристалізації сплаву КС740 від 181 °С до 197 °С і 203 °С, відповідно до позначень 1, 2, 3 на рис. 3;
- кристалізація модифікованих сплавів за рахунок ефектів передкристалізації починається при більш високих температурах;
- зростає інтервал температур рекалесценції всіх фаз і, в тому чи іншому ступені, відбувається їх модифікування;
- модифікування приводить до зсуву евтектичної точки у бік меншого вмісту кремнію.

ЛІТЕРАТУРА

1. Управление структурой и свойствами эвтектических силуминов при помощи микродобавок / В. П. Гаврилюк, В. В. Ласковец, К. В. Гаврилюк, К. Ю. Гзовский // Процессы литья. – 2005. – № 2. – С. 55–60.
2. Получение плотных отливок из модифицированных силуминов / Б. М. Немененко, С. П. Задрецкий, А. М. Галушко, А. П. Бежок, И. И. Баешко // Литейное производство. – 2006. – № 3. – С. 17–20.
3. Некоторые особенности модифицирования эвтектических силуминов стронцием / В. П. Головаченко, А. А. Смольский, В. М. Дука, А. Г. Вернидуб // Процессы литья. – 2007. – № 3. – С. 24–27.
4. Бялік О. М. Прогнозування властивостей металів і сплавів методом комп'ютерного термічного аналіз / О. М. Бялік, О. М. Доній, Л. В. Голуб. – К. : Політехніка, 2005. – 116 с.