

PACS numbers: 62.20.Qp, 62.80.+f, 64.70.D-, 81.05.Bx, 81.10.Fq, 81.30.Fb, 83.60.Np

## Деякі сучасні методи підвищення властивостей заевтектичних силумінів

А. Г. Борисов, Т. Г. Цір

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

В огляді відображено останні досягнення в основних напрямках впливів на заевтектичні силуміни, що дають змогу істотно підвищити комплекс їхніх механічних властивостей, як у традиційних напрямках типу модифікування або умов лиття, так і енергетичних, що з'явилися порівняно недавно. Відзначається характерне для останнього часу комплексне застосування різних методик.

**Ключові слова:** заевтектичні силуміни, модифікування, ультразвук, спеціальні методи лиття, вплив заліза.

The review reflects the latest achievements in the main areas of influence on hypereutectic silumins, which make it possible to significantly increase the complex of their mechanical properties, both in traditional areas such as modification or casting conditions and in relatively recent energy ones. The complex application of various methods, characteristic of recent times, is noted.

**Key words:** hypereutectic Al–Si alloys, modification, ultrasonics, special casting methods, iron-content impact.

*(Отримано 18 серпня 2022 р.; остаточн. варіант — 4 жовтня 2022 р.)*

---

Corresponding author: Taras Grygorovych Tsir  
E-mail: [jknd-t@ukr.net](mailto:jknd-t@ukr.net)

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

Citation: A. G. Borysov and T. G. Tsir, Some Modern Methods of Improving the Properties of Hypereutectic Al–Si alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 1: 95–110 (2023) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.45.01.0095](https://doi.org/10.15407/mfint.45.01.0095)

## 1. ВСТУП

Алюмінійово-кремнійові стопи знайшли широке застосування в сучасному світі, зокрема, наприклад, в автомобільних двигунах завдяки їхнім перевагам у порівнянні з чавунними, які на цей час майже застаріли. Кремній, що має більш високу твердість, ніж алюміній, за використання стопів з високим його вмістом поліпшує їхні механічні властивості, включаючи твердість, зносостійкість і т.п. [1, 2]. Тут слід відзначити, що механічні властивості стопів Al–Si значним чином є функцією мікроструктури, форми та розміру частинок Si в первинній фазі [3–5].

Заевтектичні системи Al–Si в дійсності являють собою композиційні матеріали на основі металевої матриці з включеннями твердих кристалів кремнію; таким чином вони поєднують у собі легку вагу і чудові зносостійкі властивості з високими модулями міцності, низьким тепловим розширенням і виключною стійкістю до підвищених температурних умов експлуатації.

Традиційно проблеми лиття таких стопів пов'язані з певними труднощами, регулюванням розміру і розподілом первинної кремнійової фази і з високою теплою топлення кремнію. Основним недоліком використання заевтектичних стопів Al–Si є утворення крупних частинок Si через низькі швидкості охолодження або погані умови тверднення [1, 6–9]. Наприклад, м'який Al швидко зношується (порівняно з набагато більш твердим Si), що приводить до «виходу» крупних частинок Si на поверхню [10]. Ці крупні частинки легко викришуються, а також становляться джерелом виникнення тріщин [1, 4, 11]. У цих же випадках, коли появи крупних частинок кремнію вдається уникнути за розрахунку різного роду впливів (див. далі), має місце підвищення як механічних, так і трибологічних властивостей [12, 13].

## 2. МОДИФІКУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ

Традиційним модифікатором кремнію в заевтектичних силумінах є Фосфор. Прийнято стверджувати, що його дія зводиться до утворення в розтопі неметалічних частинок AlP, які служать підкладами для гетерогенного зародження первинного Si. Хоча P у вигляді частинок AlP зазвичай спостерігається в центрі первинного Si, інтерес також являє детальний розподіл P по всьому об'єму відливка. В роботі [14] відзначається, що не було виявлено значної кількості P у первинному Si, евтектичному Si та Al-матриці. Замість цього P спостерігався на межі між матрицею Al і евтектикою Si, що вказує на те, що фосфоровмісні частинки AlP (або «пластини» AlP, в залежності від концентрації P) могли зародитися на поверхні матриці Al і тим самим посилити гетерогенне зародження для утво-

рення евтектичного Si.

Для усунення забруднення навколишнього середовища та забезпечення високоефективного і недорогого модифікатора для рафінування первинного Si в заевтектичних стопах Al–Si були розроблені лігатури Al–Fe–P, що містять 2,0–5,0% фосфору (тут і далі для хемічного складу стопів маються на увазі масові %). Лігатури Al–Fe–P можуть бути легко одержані, а ефективна модифікація може бути досягнута шляхом додавання 0,3–0,8% мас. лігатури Al–Fe–P в стопи Al–Si, що містить 12–25% Si. При цьому кількість первинного Si збільшується, а середній розмір зерна первинного Si значно зменшується (менше 50 мкм). Крім того, лігатури Al–Fe–P мають багато переваг, таких як низька вартість, зручна технологія експлуатації, відсутність забруднення, стабільний і довготривалий ефект модифікування, простота зберігання і т.д. [15].

В роботі [16] повідомляється про успішну синтезу нової лігатури Al–6Zr–2P з частинками ZrP. Дослідження за допомогою автоемісійного сканувального електронного мікроскопа (FESEM) фази, вилученої з лігатури, показало, що луската фаза  $ZrAl_3$  приєднується до часток ZrP, що вказує на те, що фаза ZrP спочатку виділяється в процесі твердіння, а потім фаза  $ZrAl_3$  приєднується до попередньо сформованих частинок ZrP і росте. Причина високої ефективності рафінування лігатури Al–6Zr–2P мабуть полягає в тому, що кластери Si можуть сприяти перетворенню ZrP в AlP, і в останньому фаза AlP діяла як центр гетерогенного зародкоутворення первинної фази Si. Застосування лігатури Cu–14P для стопу Al–24Si–Cu–Mg досліджено в роботі [17]. Спостерігалось подрібнення як первинного, так і евтектичного кремнію. Оптимальний ефект був досягнутий додаванням 0,4% лігатури, при цьому середній розмір первинного кремнію зменшувався від 51,9 мкм (не модифікований) до 21,5 мкм. Механічні властивості також покращилися — межа міцності на розрив підвищилася від 174 МПа до 211 МПа, відносне подовження з 0,94% до 1,56%, твердість за Віккерсом — з 138 HV до 160 HV.

Крім P, досліджувалася також можливість застосування рідкоземельних елементів, таких як Самарій, Церій і Лантан, для модифікування заевтектичної кремнійової фази та поліпшення властивостей [18]. Відзначається, що якщо P «подрібнює» первинний Si, то РЗМ в основному модифікують евтектичну кремнійову фазу — великі голкоподібні структури змінюються тонковолокнистими або пластинчастими структурами. З іншого боку, добавки Лантану і Церію, по окремої та в поєднанні, позитивного ефекту не принесли [19], а добавки Самарію сприяли подрібненню дендритів алюмінію та евтектичного кремнію, що дало деяке поліпшення механічних властивостей [20]. Позитивний ефект також спостерігався при додаванні Mn [21]. Модифікувальний ефект широкого спектру рідкісноземельних металів (La, Ce, Pr, Nd, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er,

Tm, Yb і Lu) на евтектику Al–Si відзначається в [22]; при цьому найбільш помітний ефект спричиняє додавання Європію.

Застосовуються також інші модифікатори; наприклад, в роботі [23] заевтектичний стоп Al–18Si модифікували за допомогою лігатури Al–3В. Результати показують, що розмір первинного Si при додаванні лігатури спочатку зменшувався, а потім збільшувався; при цьому мінімум спостерігався при 0,2% мас. лігатури. Також в якості «модифікатора» використовувалися наночастинки  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [24], які вводилися в стоп Al–16Si. В результаті спостерігалось поліпшення як зносостійкості, так і твердості. За даними рентгеноструктурної аналізи причиною цього було утворення фаз SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та інтерметалідних сполук з високим вмістом Алюмінію. Величина твердості стопу збільшується майже на 6% у поєднанні зі збільшенням густини всього на 0,8%. Сумісне додавання 4% мас.  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> і 0,1% Sr для стопу Al–20Si було досліджено в [25]; при цьому Стронцій модифікував евтектичний кремній, а  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — первинний. Методика експерименту (з усмоктуванням розтопу) забезпечувала швидкість охолодження  $\approx 563^\circ\text{C}/\text{с}$ . В результаті твердість одержаного зразка перевищила 54% твердості матеріялу, одержаного гравітаційним литвом. Середня межа міцності на розрив складала 355 МПа, а середня пластичність — 7,1%.

### 3. СПЕЦІАЛЬНІ ТЕМПЕРАТУРНІ РЕЖИМИ

Швидкості охолодження та твердіння мають вирішальне значення для формування мікроструктури і збереження гетерогенності. Так, для стопу Al–16Si було відзначено [6], що через перегрів розтопу стоп має тенденцію бути менш чутливим до швидкостей охолодження та твердіння, в результаті чого формується більш однорідна та дрібна мікроструктура. У роботі [26] при дослідженні стопів Al–15, 18 і 25Si виявлено, що підвищення швидкості охолодження та температури перегріву зменшують виділення первинного Si і його об'ємну фракцію, а його морфологія змінюється від дендритної та октаедричної фасетованої до пластинчастої структури. Вплив швидкості охолодження для стопу Al–16Si було вивчено в роботі [27]. Різні швидкості охолодження досягалися за рахунок використання чотирьох різних метод лиття — гравітаційне (GC), лиття під тиском (DC), безперервне лиття (WC) і швидке гартування (RWC). Крім традиційного висновку, що розмір частинок первинного кремнію зменшується зі збільшенням швидкості охолодження (рис. 1), було зроблено цікавий висновок: первинні частинки кремнію не можуть повністю сформуватися, коли швидкість охолодження перевищує  $20^\circ\text{C}/\text{с}$ , дрібні частинки первинного кремнію, що зародилися та не «умерзли» в матрицю, мігрують в області, де швидкість охолодження менше, і можуть агрегуватися з утворенням крупних частинок.

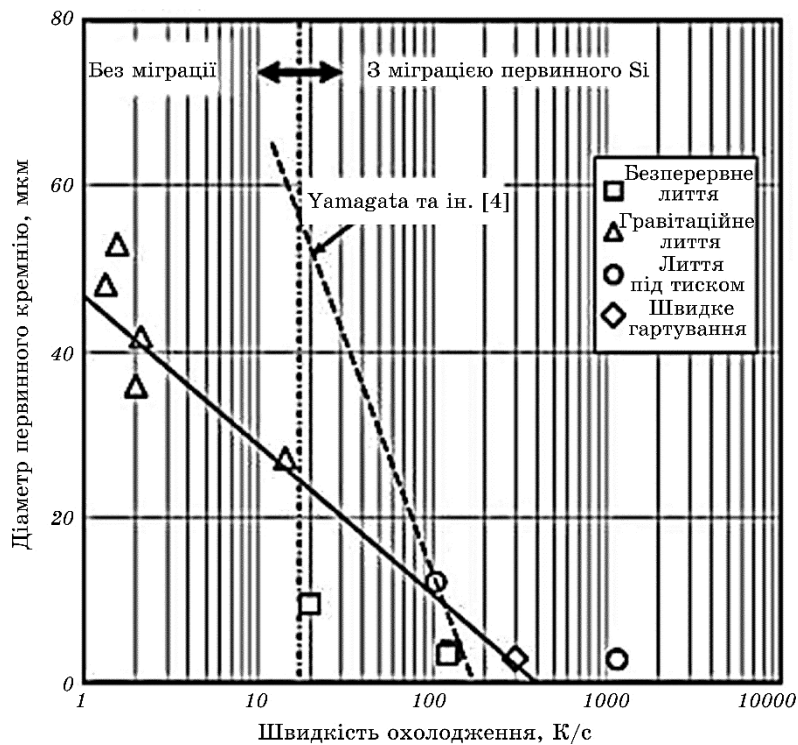


Рис. 1. Залежність діаметра первинного кремнію від швидкості охолодження.

Fig. 1. Primary silicon diameter *versus* cooling rate.

Твердження розтопів заевтектичних стопів Al–Si з різним вмістом Si (між 27 і 50% мас.), перегрітих на 70°C вище ліквідусу, й охолоджених зі швидкостями від 50 до 300°C/хв. вивчалось в [28]. Встановлено, що розмір первинної фази Si зменшувався зі збільшенням швидкості охолодження від 50 до 300°C/хв. і пониженням вмісту Si від 50 до 27% мас. Було виявлено значне підвищення макротвердості із збільшенням вмісту Si від 27 до 50% мас. Зносостійкість стопів постійно поліпшувалася зі збільшенням швидкості охолодження та зменшенням вмісту Si. Аномальний зв'язок був тому, що твердість і зносостійкість змінилися в протилежних напрямках.

Метою роботи [29] було вивчення впливу сильного перегріву на механічні властивості та мікроструктуру первинних кристалів кремнію в литому стопі Al–17Si–5Cu–1Mg. Було проведено чотири експерименти (значення  $T_L$  і  $T_E$  одержано за допомогою термічної аналізи): 1 — заливка вихідного стопу,  $T_{зал} = 806^\circ\text{C}$ ,  $T_L = 648^\circ\text{C}$ ,  $T_E = 570^\circ\text{C}$ ; 2 — стоп, модифікований 0,05% P,  $T_{зал} = 802^\circ\text{C}$ ,  $T_L = 668^\circ\text{C}$ ,  $T_E = 572^\circ\text{C}$ ; 3 — заливка вихідного стопу,  $T_{зал} = 921^\circ\text{C}$ ,  $T_L = 641^\circ\text{C}$ ,  $T_E = 568^\circ\text{C}$ ; 4 — стоп, модифікований 0,05% P,

$T_{\text{зал}} = 919^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{L}} = 668^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{E}} = 574^{\circ}\text{C}$ .

Одержані наступні значення механічних властивостей: твердість за Бринеллем — 109, 133, 148, 165; межа міцності [МПа] — 176, 237, 240, 239; межа плинності [МПа] — 136, 168, 178, 180. Показано, що спільний вплив високого перегріву та модифікування Фосфором дає найкраще поєднання властивостей і дрібної структури.

Зразки стопу Al–20Si, одержані методом спінінгування на мідному диску [30] (швидкість охолодження  $1,11 \cdot 10^6$  °C/с), показали, що морфологія первинного кремнію у сформованій із розтопу стрічці суттєво змінилася і набула форми дрібних блоків (максимальний розмір первинного кремнію складав 5 мкм, мінімальний — 0,5 мкм, а середній — 2 мкм). Евтектичний кремній також істотно подрібнився.

В [31] з порошку Al–17Si, одержаного швидким гартуванням розпорошенням (швидкість охолодження  $105^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ), були скомпоновані під одновісним тиском 400 МПа за кімнатної температури циліндричні зразки, які спікалися за температур 623–773 К протягом 360–20400 с. Середній діаметер частинок кремнію в одержаних компактах збільшувався як із зростанням температури, так і часу спікання від 0,01–0,03 мкм (у вихідному порошку) до 0,85 мкм (спікання 773 К, 20400 с). Твердість за Віккерсом змінювалася зворотнім чином від 250 HV для скомпактованого, але неспеченого зразка, до 120 HV (спікання 773 К, 20400 с).

#### 4. ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗТОПУ

Морфологія частинок кремнію істотним чином змінюється внаслідок наявності перемішування в процесі кристалізації розтопу. В [32] вивчався стоп Al–17Si–0,3Mg, одержаний методом реолиття SSM (подробіці методи див., наприклад, [33]). При дослідженні зносу литого стопу встановлено, що зразки, одержані із перемішуванням показали меншу втрату ваги порівняно зі звичайним литим стопом. Оптична мікроскопія показала зменшення розміру частинок первинного кремнію та модифікування кремнію евтектичного внаслідок перемішування в процесі тверднення. В роботі [34] розтоп Al–22Si–0,4Mg перемішувався в процесі охолодження протягом 12 хв. при 400 об./хв. і заливався в циліндричний кокіль. У результаті розподіл первинного кремнію став більш рівномірним як по краю, так і по центру зразків з відносним зменшенням середнього розміру частинок кремнію на 34% і 37% відповідно в порівнянні з відливкою без перемішування. Дослідження впливу швидкості перемішування на морфологію первинного кремнію в стопі Al–25Si в діапазоні швидкостей перемішування 100–500 об./хв. проведено в [35]. Встановлено, що однаковій долі твердої фази зі збільшенням швидкості перемішування відповідають більш дрібні та округлені частинки кремнію. Аналогічний ефект спостерігався в [36]. Дослі-

джувався стоп  $\text{Al-15\% ваг. Si}$ ; при цьому відзначається, що інтенсивне перемішування в розтопі привело до більшого подрібнення та більш посиленого зародження первинного Si, ніж було досягнуто з додаванням Фосфору. Порівняння властивостей відлитого традиційного та відлітного при перемішуванні 400 об./хв. стопу  $\text{Al-20Si-0,5Mg-1,2Fe}$  показало, що межа міцності збільшилася з 160 до 171 МПа, а відносне подовження з 1,2 до 2,3% [37]. Використання електромагнетного поля для перемішування приводило до специфічних результатів [38]. Стоп  $\text{Al-20Si-1,8Cu-0,5Mn-0,7Mg}$  перемішувався в процесі охолодження за рахунок магнетної індукції різної інтенсивності, яка визначалася силою струму в установці. Виявлено, що розмір частинок кремнію залежав від величини струму немонотонно — у вихідному (без перемішування) він складав порядку 150 мкм, при збільшенні струму до 8–12 А він був порядку 50 мкм, а при подальшому збільшенні струму до 32 А збільшився до 250 мкм. Однак автори пов'язують це не зі збільшенням розміру окремих частинок, а з їхнім «злипанням» у великі блоки.

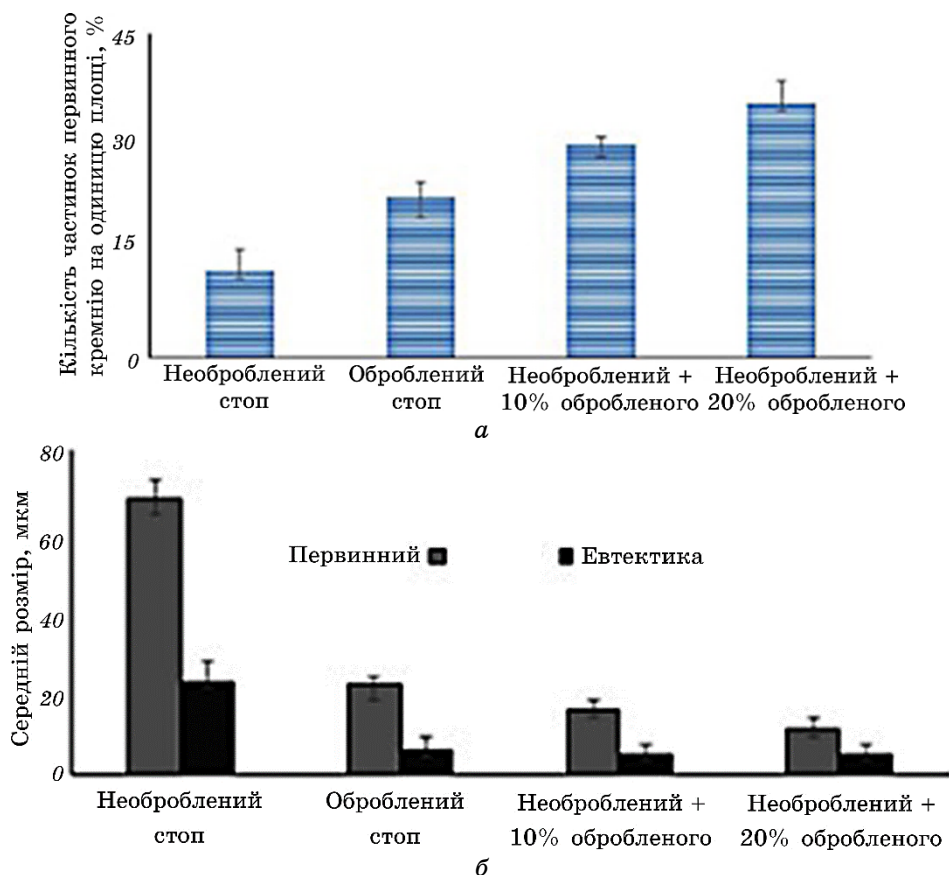
## 5. ОБРОБЛЕННЯ УЛЬТРАЗВУКОМ

В роботі [39] досліджено вплив оброблення розтопу ультразвуком (20 кГц, потужність — 50 Вт, амплітуда — 4 мкм) для стопу  $\text{Al-23Si}$ . В результаті оброблення розмір частинок первинного кремнію зменшився в 2–2,5 рази, а відстань між лямелями кремнію в евтектиці збільшилася, що автори пов'язують з тим, що під впливом ультразвуку збільшилася концентраційна однорідність розтопу перед фронтом евтектики, що зростає. Ультразвукове оброблення стопу  $\text{Al-17Si}$  в процесі охолодження проводилося в різних діапазонах температур [40]. При цьому спостерігався цікавий ефект: в необробленому стопі розмір частинок первинного Si становив 45 мкм. Після оброблення розтопу в рідкому стані в інтервалі 720–690°C середній розмір частинок кремнію зменшився до 18 мкм. У той же час оброблення у більш широкому інтервалі температур, 720–620°C (аж до кристалізації) приводило до формування первинного кремнію з середнім розміром 35 мкм. Високу ефективність оброблення ультразвуком за температур вище ліквідусу автори пов'язують зі збільшенням кількості підкладинок для гетерогенного зародження за рахунок перетворення незмочуваних підкладинок у змочувані під дією ультразвуку. Пониження ефективності оброблення за температури нижче ліквідусу зв'язується з тим, що поява частинок твердої фази ускладнює поширення ультразвуку (кавітації).

Двостадійну технологію з використанням ультразвуку запропоновано в [41]. Суть полягає в тому, що частина стопу  $\text{Al-18Si-5Cu}$  обробляється ультразвуком (30 с, 18 кГц, 1 кВт) за температури у 690°C ( $T_L = 650^\circ\text{C}$ ), яка додається в необроблений розтоп.

Одержані результати представлено на рис. 2. Автори пов'язують ефект, що спостерігається, з тим, що додавання обробленого розтопу приводить до формування двійників з вхідним кутом, внаслідок чого має місце зміна лускатого кремнію волокнистим для евтектики. Для первинного кремнію такий механізм приводить до дефектності граней та уповільнення росту, що дає можливість появи нових дрібних кристалів.

Співставлення ефективності ультразвукового оброблення та електромагнетного перемішування проведено в [42]. Визначався



**Рис. 2.** Результати металографічних досліджень виливків Al-18Si-5Cu: кількість частинок первинного кремнію на одиницю площі (а), середній розмір частинок кремнію, сірий стовпчик — первинний кремній, чорний — евтектика (б).

**Fig. 2.** Results of metallographic studies of Al-18Si-5Cu castings: number of primary silicon particles per unit area (a), average particle size of silicon, grey column—primary silicon, black—eutectic (b).



розмір частинок кремнію для необробленого стопу Al–18Si–5Cu, обробленого перемішуванням, обробленого ультразвуком і обробленого сумісними змішуванням і ультразвуком. Одержані середні значення частинок становлять відповідно (первинний/евтектичний кремній) в мкм: 42/21, 17/12, 13/6 і 16/6. Вбачається, що у разі одночасного впливу ультразвуку та перемішування останнє послаблює кавітаційний ефект.

В роботі [43], де досліджено вплив ультразвуку практично на такий же стоп Al–18,5Si–4Cu, повідомляється, що оброблення розтопу в діапазоні температур 750–800°C значно поліпшує якість первинного Si, але мало впливає на розмір зерна первинного Al. Передбачається, значне збільшення твердості матриці, а також міцності на розрив литого матеріалу пов'язано зі зміцненням твердого розчину. Лиття під тиском стопу Al–16,5Si, обробленого ультразвуком, розглянуто в [44]. Ефект ультразвукового подрібнення досліджено без і з додаванням Фосфору. Експерименти включали топлення стопу в тиглі, вплив ультразвуку за температур не менше, ніж на 60 K вище температури ліквідусу, витримку розтопу протягом 20–80 с і заливання його в мідну виливницю методом гравітаційного лиття. Було виявлено, що ефект подрібнення залежить від вмісту Фосфору і часу витримки. Встановлено, що ультразвукове випромінення збільшує кількість частинок AlP, діючих як гетерогенні місця для первинного зародкоутворення Si. Ефект рафінування був значним при часі витримки 20–50 с. Потім, ґрунтуючись на наведених вище результатах, були визначені оптимальні умови для лиття під тиском. Ключовим моментом було те, що ефект рафінування та текучість розтопу підтримуються на бажаному рівні протягом періоду часу після оброблення ультразвуком. Мікроструктурні дослідження показали значне подрібнення первинних кристалів Si і сполук Al–Fe–Mn–Si. Відливки під тиском, оброблені ультразвуком, показали поліпшену міцність на розрив.

## **6. ОБРОБЛЕННЯ ВИСОКОЕНЕРГЕТИЧНИМ ПУЧКОМ (СТРУМЕНЕМ)**

Для багатьох практичних застосувань властивості поверхневого шару матеріалу є визначальними. Для формування такого «покриття» здійснюється або оброблення поверхні самого матеріалу, або нагрівання одного матеріалу на інший. В останній час розвиваються технології, які можна назвати «тривимірним друком», коли нанесення шару на шар утворює якийсь виріб.

В роботі [45] поверхня стопу Al–17,5Si оброблялася високоенергетичним пульсувальним електронним променем (10–40 кеВ,  $10^2$ – $10^3$  А/см<sup>2</sup>, тривалість імпульсу — 1 мс, інтервал — 10 с.). Якщо у вихідному матеріалі первинний кремній мав розмір у 30 мкм, а ев-

тектичний — 10 мкм, після оброблення значення становили 100 нм і 50 нм відповідно. Зносостійкість обробленої поверхні збільшилася приблизно в 8 разів.

Вплив п'ятьох доз електронного променя 16,5–36 кВ на поверхні стопу Al–17Si–4,5Cu досліджено в [46]. Було встановлено, що збільшення пришвидшувальної напруги спочатку приводило до зменшення ( $Ra = 1,4$  мкм), а потім — збільшення ( $Ra = 4,0$  мкм) середніх значень шерсткості поверхні, що зв'язувалося з утворенням кратерів через топлення приповерхневих частинок кремнію. Трибологічні випробування були проведені в умовах сухого ковзання з парю підшипникової криці 52100 в умовах зворотно-поступального руху. Середні коефіцієнти динамічного тертя склали більше (0,9) порівняно з необробленою поверхнею стопу (0,6) внаслідок більшого ступеня зчеплення з контртілом.

В [47] досліджено оброблення поверхні стопів Al–17Si і Al–20Si CO<sub>2</sub>-лазером тривалої дії з довжиною хвилі у 10,6 мкм та лазером Trumpf Yb:YAG з довжиною хвилі у 1,03 мкм; діаметр променя — 1 мм, швидкість сканування — від 5 до 100 мм/с. Мікроструктура необроблених стопів аналогічна, середній розмір первинного Si — 70–100 мкм, евтектика нелямелярна, відстань між пластинами — 2–10 мкм, твердість  $HV$  — 60–70. В процесі оброблення в залежності від режиму сформувалася зона протоплення глибиною у 0,3–3 мм, швидкість охолодження (оцінена за дендритним параметром) становила  $6 \cdot 10^3$ – $3 \cdot 10^6$  °C/с. В обробленій зоні формувалася лямелярна евтектика; відстані між лямелями — 15–40 нм. Мікротвердість  $HV$  складала порядку 120 для Al–17% ваг. Si і 150 для Al–20% ваг. Si. Зі збільшенням швидкості охолодження від  $6 \cdot 10^3$  до  $3 \cdot 10^6$  °C/с дендритний параметер  $\alpha$ -Al зменшився з 3 мкм до 0,5 мкм, а міжпластинчата відстань в евтектиці зменшилася з 1000 нм до 30 нм. В результаті оброблення відбулася значна зміна морфології кремнію — від масивного та пластинчато-голчатого до суміші лусочок із закругленими кутами та волокном. Більшість утворених частинок кремнію були сильно розгалужені та містили значну кількість двійників. Швидке охолодження привело до значного збільшення розчинності Силіцію в алюмінії приблизно до 5% мас. у порівнянні з 0,5% мас. за повільного охолодження.

Результати нанесення покриття (метода прямого осадження металу, на поверхню подається порошок, який нагрівається лазером) з порошків Al–11,3Si–0,18Fe–0,03Cu (100 мкм) + SiC (70 мкм) на поверхні алюмінійового стопу 6061 (Al–1Mg–0,6Si) досліджувалися в [48]. Одержано покриття з ультрадисперсним (< 10 мкм) первинним Si. Зі збільшенням швидкості сканування та потужності лазера збільшується об'ємна доля та розмір первинного Si. Що стосується кремнію евтектичного, то із збільшенням швидкості сканування його розмір зменшується. Із збільшенням потужності лазера евтек-

тичний розмір Si досягає мінімального значення за потужности у 850 Вт. Мікротвердість  $HV$  покриття приблизно в 2,5 рази вище, ніж для вихідного порошку ( $100 \text{ кг/мм}^2$ ) і в залежності від режимів становить  $200\text{--}250 \text{ кг/мм}^2$ . Аналогічну методику (хоча автори використовують альтернативну назву — «селективне лазерне топлення») застосовано в [49]. Для покриття використовувалися порошки Al-12Si (30 мкм) і чистий Si (6 мкм). Для досягнення хемічного складу Al-18Si ці два порошки змішували в барабанному змішувачі протягом 60 хв. при масовому співвідношенні Al-12Si до Si = 92,6:7,4. За постійної швидкості лазерного сканування (0,5 м/с) потужність лазерного променя має сильний вплив на мікроструктуру та механічні властивості матеріалу. При збільшенні потужности до 210 Вт мікротвердість зразків постійно збільшується від 80 до  $100 \text{ кг/мм}^2$ , при підвищенні цього значення вона різко знижується до  $60 \text{ кг/мм}^2$ . Автори пов'язують це з тим, що збільшення часу твердіння приводить до того, що збільшується розмір частинок кремнію. Зразки, одержані за потужности у 210 Вт, мають також саму низьку швидкість зносу —  $7,0 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ . В роботі [50] були проведені аналогічні дослідження, застосовані порошки чистого кремнію і чистого алюмінію для одержання складу Al-50Si у співвідношенні 1:1. Найкращі результати були одержані за потужности лазера у 350 Вт: мікротвердість  $HV = 188 \text{ кг/мм}^2$ , швидкість зносу —  $5,5 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ . Приготований за спеціальною методикою порошок Al-22Si-0,2Fe-0,1Cu-Re з оптимізованими властивостями використовувався в [51]. Встановлено, що внаслідок високої швидкості охолодження в процесі формування розчинність Si в Al збільшилася на 8,25%, а розмір первинного кремнію досягає  $\approx 0,5 \text{ мкм}$ . Відносна густина зразків становила  $99,54 \pm 0,25\%$ . Механічні властивості одержаних виробів значно покращуються в порівнянні з вихідним матеріалом. Завдяки дрібній мікроструктурі, що забезпечується високою швидкістю охолодження, твердість за Віккерсом досягає  $\approx 170 HV_{0,2}$ , а міцність на вигин збільшується до  $644,0 \pm 43,7 \text{ МПа}$ .

## 7. ОБРОБЛЕННЯ СТРУМОМ

Досліджувався вплив пропускання постійного струму із густиною близько  $500 \text{ мА/см}^2$  під час тверднення стопів Al-13Si та Al-20Si [52]. Внаслідок цього дендритний параметер у всіх випадках зменшувався, крім нижньої частини виливку Al-20Si. Для цього стопу пропускання електричного потоку не привело до зміни розміру крупних частинок у «популяції» первинного кремнію, але збільшило кількість дрібних кристалів. Для стопу Al-13Si пропускання струму не виявило впливу на розміри первинного Si. Розмір, розподіл за розмірами та морфологія евтектичних частинок кремнію не змінюються під впливом електричного струму для обох стопів.

В роботі [53] в процесі охолодження починаючи з температури ліквідусу ( $710^{\circ}\text{C}$ ), через зразок стопу  $\text{Al-22Si}$ , що твердне, кожні 20 с пропускався електричний імпульс (розрядка конденсатору, напруги розряду були 3 кВ і 6 кВ). Відзначається, що в необробленому стопі первинний кремній дуже крупний, оброблення приводило до його істотного подрібнення. За напруги розряду у 3 кВ первинний Si мав тенденцію збиратися на поверхні зразка, при цьому в центрі накопичувався  $\alpha\text{-Al}$ . За напруги розряду у 6 кВ первинний кремній був більш дрібним і розподілявся по об'єму більш рівномірно.

Помітний ефект спостерігався за електроімпульсного оброблення (1000 В, 22 Гц) розтопу  $\text{Al-22Si}$  перед заливкою протягом 0–15 хв. за температур вище ліквідусу —  $800, 900$  і  $1000^{\circ}\text{C}$  [54]. Лиття відразу після електроімпульсного модифікування дає змогу одержати помітне подрібнення первинного кремнію, його морфологія змінюється від великопластинчатої до компактної з рівномірним розподілом і дисперсністю. Зі збільшенням тривалости оброблення ефект знижується. Така тенденція — пониження модифікувального ефекту зі збільшенням тривалости оброблення — мала місце за всіх досліджуваних температур оброблення:  $800\text{--}1000^{\circ}\text{C}$ . Автори вважають, що за умов сильного перегріву структура розтопу залежить від конкуренції між тепловим рухом у рідкому металі й інокуляцією, викликаній електричним полем. Вплив останнього приводить до зменшення розмірів кластерів кремнію в розтопі, які потім є центрами зародження. Під час тривалої витримки за умов сильного теплового руху дрібні кластери розпадаються.

## 8. СПЕЦІАЛЬНІ МЕТОДИ ЛИТТЯ

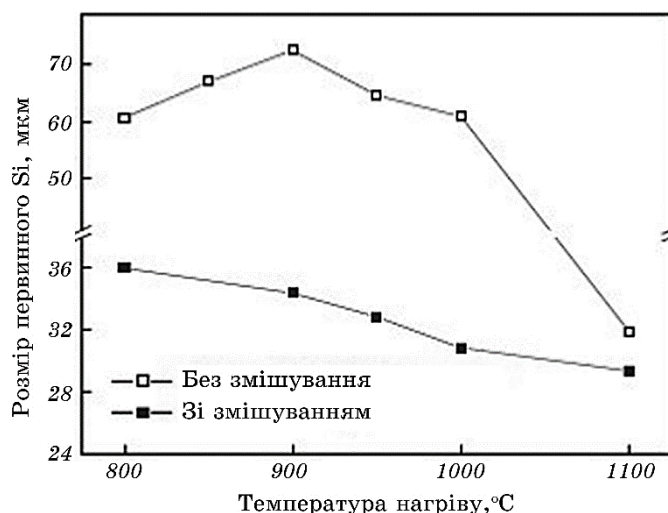
Метода відцентрового лиття застосовувалася в [55] для стопу  $\text{Al-20Si}$ . Розтоп за температури  $800^{\circ}\text{C}$  заливався в крицевий кокіль, попередньо нагрітий до  $800^{\circ}\text{C}$ , що обертається зі швидкістю 1000 об./хв. Після розподілу металу по стінках система охолоджувалася і формувалася виливок зовнішнім діаметром у 100 мм з товщиною стінки у 12 мм. Металографічні дослідження показали, що внутрішні області містили багато первинного кремнію (від 20 до 150 мкм) і грубу евтектику (20 до 50 мкм), у зовнішніх частинах кількість первинного Si (15–100 мкм) понизилася, а евтектика була дрібніше (15–40 мкм). Зразки для механічних випробувань вирізалися в центральній частині зразка, одержані значення: гранична міцність на розтягування — 60 МПа, твердість за Віккерсом — 79, відсоток подовження — 3%, коефіцієнт тертя — 0,3.

Для одержання матеріалу з градієнтними властивостями в роботі [56] було проведено твердіння стопу  $\text{Al-20Si}$ , нагрітого до  $750^{\circ}\text{C}$  ( $T_L = 670^{\circ}\text{C}$ ), в умовах постійного обертання циліндричного тигля (розташованого горизонтально) зі швидкістю у 700 об./хв. в процесі

безперервного охолодження. У внутрішній частині зразка спостерігалось значне число частинок первинного кремнію, оточених грубою евтектикою. Середня частина зразка в основному заповнена дрібною евтектикою, в якій знаходяться кілька частинок первинного Si і кілька дендритів  $\alpha$ -Al. У зовнішній частині зразка в дрібній евтектиці спостерігається значна кількість дендритів  $\alpha$ -Al. Твердість за Бринеллем змінюється від 78 на внутрішній поверхні до 54 HB на зовнішньому краю зразка. Припускається, що первинний кремній впливає на твердість істотноше, ніж кремній в евтектиці.

Метода рідкої штамповки використовувався для лиття стопу Al-18Si-4,5Cu за різних тисків: 0–180 МПа [57]. Встановлено, що з підвищенням тиску штамповки розмір первинного кремнію практично лінійно зменшується від 42 мкм до 18 мкм. Об'ємна доля евтектичного кремнію також зменшилася з підвищенням тиску. Пропорційно цьому зменшенню збільшувалася міцність на розрив і відсоток подовження відповідно від 185 МПа і 0% до 380 МПа і 0,75% за тиску у 180 МПа. Твердість за Бринеллем досліджувалася в інтервалі тиску штамповки від 90 до 180 МПа і зростала від 78 до 84.

Для того, щоб уникнути такого недоліку, як низька пластичність заевтектичних стопів Al-Si, зумовлена великими частинками первинного кремнію у мікроструктурі, що обмежує можливості їх застосування, в роботі [58] було запропоновано нову методику лиття, яка передбачає змішування двох стопів. Були використані два стопи — Al-6Si (стоп А) і Al-30Si (стоп В) рівної маси. Стоп А перед змішуванням мав температуру у 850°C. Стоп В у графітовому тиглі охолоджувався від 950°C зі швидкістю у 20°C/хв. до температури 700°C; з досягненням цієї температури в цей тигель до стопу В вливався стоп А; результат цього позначався як стоп С. Стоп С заливався в попередньо нагрітий до 250°C стандартний крицевий кокіль, загальна концентрація стопу С становила Al-18Si. Якщо розмір первинного Si в «звичайному» стопі Al-18Si становив порядку 100 мкм, то в стопі С — 30–40 мкм. Автори зв'язують цей факт з частковим розтопленням первинного кремнію, що утворився через охолодження стопу В з додаванням високотемпературного стопу А. Також у стопі С спостерігався  $\alpha$ -Al трьох видів — дендрити, «гало» навколо кристалів кремнію й окремі сферичні частинки. Об'ємна доля первинного Si в «звичайному» стопі Al-18Si складала 7,5% а  $\alpha$ -Al — 0%; в стопі С — 11,1% і 20,1% відповідно. Механічні властивості стопу С істотно перевищували «звичайні» стопи (через дріб /), відповідно твердість за Бринеллем — 72/65 HBW, межа міцності — 172/159 МПа, відносне подовження — 1,98/0,95%. Схожа методика застосовувалася в [59]: змішувалися в рівних долях два стопи — Al-30Si, нагрітий до 900°C, і Al-10Si, охолоджений до 580°C, Si («гарячий» вливався у «холодний»); при цьому одержувався стоп Al-20Si. Одержаний «змішаний» стоп нагрівався до різних темпе-



**Рис. 3.** Залежність розмірів первинного кремнію від умов оброблення. Вертикальна вісь — розмір первинного Si, горизонтальна вісь — температура нагріву, порожністі квадрати — без змішування, зачорнені — зі змішуванням.

**Fig. 3.** Dependence of primary silicon dimensions on processing conditions. Vertical axis—size of primary Si, horizontal axis—heating temperature, hollow squares—without mixing, curled—with mixing.

ратур (800, 900, 1000 і 1100°C) і витримувався 15 хвилин. Аналогічно нагрівався «звичайний» Al–20Si. Залежність розмірів первинного кремнію від умов оброблення наведена на рис. 3.

Зменшення розмірів первинного кремнію в змішаному стопі зі збільшенням перегріву автори пов'язують з рекомбінацією хемічних зв'язків Al–Al, Si–Si і Al–Si в розтопі залежно від температури.

## 9. ВИСНОВКИ

Найбільш успішним на сучасному етапі розвитку виробництва виробів із заевтектичних силумінів у подоланні проблеми «крупного кремнію» є підхід, який передбачає комплексне поєднання різноманітних способів впливу. Для цього представляється необхідним подальше поглиблене вивчення складних механізмів процесів зародження та формування кремнійвмісних фаз.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. F. Alshmri, H. V. Atkinson, S. V. Hainsworth, C. Haidon, and S. D. A. Lawes,

- Wear*, **313**, Iss. 1–2: 106 (2014).
2. A. Wang, L. Zhang, and J. Xie, *J. Rare Earths*, **31**, Iss. 5: 522 (2013).
  3. Z. Cai, C. Zhang, R. Wang, C. Peng, K. Qiu, and Y. Feng, *Mater. Design*, **87**: 996 (2015).
  4. K. G. Basava Kumar, *Adv. Mater. Res.*, **685**: 112 (2013).
  5. P. Li, V. I. Nikitin, E. G. Kandalova, and K. V. Nikitin, *Mater. Sci. Eng. A*, **332**, Iss. 1–2: 371 (2002).
  6. Z. Cai, R. Wang, C. Zhang, C. Peng, L. Xie, and L. Wang, *J. Mater. Eng. Perform.*, **24**: 1226 (2015).
  7. H. S. Kang, W. Y. Yoon, K. H. Kim, M. H. Kim, and Y. P. Yoon, *Mater. Sci. Eng. A*, **404**, Iss. 1–2: 117 (2005).
  8. M. Okayasu, S. Takeuchi, and T. Shiraishi, *Int. J. Cast Met. Res.*, **26**, Iss. 2: 105 (2013).
  9. L. Lasa and J. M. Rodriguez-Ibabe, *Mater. Sci. Eng. A*, **363**, Iss. 1–2: 193 (2003).
  10. B. K. Prasad, K. Venkateswarlu, O. P. Modi, A. K. Jha, S. Das, R. Dasgupta, and A. H. Yegneswaran, *Metall. Mater. Trans. A*, **29**: 2747 (1998).
  11. S. Bhattacharya and A. T. Alpas, *Wear*, **301**, Iss. 1–2: 707 (2013).
  12. T. M. Chandrashekharaiyah and S. A. Kori, *Tribol. Int.*, **42**, Iss. 1: 59 (2009).
  13. S. A. Kori and T. M. Chandrashekharaiyah, *Wear*, **263**, Iss. 1–6: 745 (2007).
  14. J. Li, F. S. Hage, X. Liu, Q. Ramasse, and P. Schumacher, *Sci. Rep.*, **6**: 25244 (2016).
  15. G. H. Qi, *Adv. Mater. Research*, **721**: 282 (2013).
  16. M. Zuo, K. Jiang, and X. Liu, *J. Alloys Comp.*, **503**, Iss. 2: L26 (2010).
  17. B. Ganiger, T. M. Chandrashekharaiyah, and T. B. Prasad, *4th International Conference on Advances and Management Sciences (Feb. 12–14, 2017)* (Barcelona: ICAMS: 2017), p. 1.
  18. A. N. K. Jadoon and R. A. Mufti, *Tribol.—Mater. Surf. Interfaces*, **4**, Iss. 2: 61 (2010).
  19. C. Chen, Z.-X. Liu, B. Ren, M.-X. Wang, Y.-G. Weng, and Z.-Y. Liu, *Trans. Nonferr. Metal. Soc. China*, **17**, Iss. 2: 301 (2007).
  20. S. A. Alkahtani, E. M. Elgallad, M. M. Tash, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, *Materials*, **9**, Iss. 1: 45 (2016).
  21. Z. Hu, H. Yan, and Y.-S. Rao, *Trans. Nonferr. Metal. Soc. China*, **23**, Iss. 11: 3228 (2013).
  22. Z. Qian, X. Liu, D. Zhao, and G. Zhang, *Mater. Lett.*, **62**, Iss. 14: 2146 (2008).
  23. K. Nogita, S. D. McDonald, and A. K. Dahle, *Mater. Trans.*, **45**, Iss. 2: 323 (2004).
  24. C. Gong, H. Tu, C. Wu, J. Wang, and X. Su, *Materials*, **11**, Iss. 3: 456 (2018).
  25. J. Majhi, S. K. Sahoo, S. C. Patnaik, B. Sarangi, and N. K. Sachan, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **338**: 012048 (2018).
  26. M. Acharya, S. Mondel, and A. Mandal, *Mater. Sci. Technol.*, **36**: Iss. 5: 623 (2020).
  27. B. Korojy and H. Fredriksson, *Trans. Indian Inst. Met.*, **62**: 361 (2009).
  28. J. Zeng, C. Zhu, W. Wang, X. Li, and H. Li, *Phil. Mag. Lett.*, **100**, Iss. 12: 581 (2020).
  29. J. Piatkowski, *Metallurgija*, **3**: 511 (2015).
  30. C. L. Xu, H. Y. Wang, F. Qiu, Y. F. Yang, and Q. C. Jiang, *Mater. Sci. Eng. A*, **417**, Iss. 1–2: 275 (2006).
  31. K. Matsuura, M. Kudoh, H. Kinoshita, and H. Takahashi, *Mater. Chem. Phys.*, **81**, Iss. 2–3: 393 (2003).

32. T. V. S. Reddy, D. K. Dwivedi, and N. K. Jain, *Wear*, **266**, Iss. 1–2: 1 (2009).
33. A. G. Borisov, *Protsessy Lit'ya*, No. 4: 33 (2013) (in Russian).
34. A. S. Alghamdi, M. Ramadan, K. S. Abdel Halim, and N. Fathy, *Eng., Techn. Applied Sci. Res.*, **8**, Iss. 1: 2514 (2018).
35. Q. Wang, L. Li, R. Zhou, Y. Li, F. Xiao, and Y. Jiang, *J. Mater. Res.*, **34**: 2105 (2019).
36. Z. Zhang, H-T. Li, I. C. Stone, and Z. Fan, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **27**: 012042 (2012).
37. P. K. Sood, R. Sehgal, and D. K. Dwivedi, *Sādhanā*, **42**: 365 (2017).
38. D. Lu, Y. Jiang, G. Guan, R. Zhou, Z. Li, and R. Zhou, *J. Mater. Process. Technol.*, **189**, Iss. 1–3: 13 (2007).
39. H. K. Feng, S. R. Yu, Y. L. Li, and L. Y. Gong, *J. Mater. Process. Technol.*, **208**, Iss. 1–3: 330 (2008).
40. L. Zhang, D. G. Eskin, A. Miroux, and L. Katgerman, *Light Metals 2012* (Ed. C. E. Suarez) (Springer Cham: 2012), p. 999.
41. R. Haghayeghi, E. J. Zoqui, and G. Timelli, *J. Mater. Process. Technol.*, **252**: 294 (2018).
42. R. Haghayeghi, L. C. De Paula, and E. J. Zoqui, *J. Mater. Eng. Perform.*, **26**: 1900 (2017).
43. Y. H. Cho, J. M. Lee, W. H. Yoon, and J. G. Jung, *Mater. Sci. Forum*, **794–796**: 89 (2014).
44. K. Oda, S. Komarov, and Y. Ishiwata, *J. Japan Institute of Light Metals*, **61**, Iss. 4: 149 (2011).
45. B. Gao, Liang Hu, Shi-wei Li, Yi Hao, Yu-dong Zhang, Gan-feng Tu, Thierry Grosdidier, *Appl. Surf. Sci.*, **346**: 147 (2015).
46. J. C. Walker, J. Murray, S. Naranja, and A. T. Clare, *Tribol. Lett.*, **45**: 49 (2012).
47. J. Abboud and J. Mazumder, *Sci. Rep.*, **10**: 12090 (2020).
48. L. Z. Zhao, M. J. Zhao, L. J. Song, and J. Mazumder, *Mater. Des.*, **56**: 542 (2014).
49. N. Kang, P. Coddet, H. Liao, T. Baur, and C. Coddet, *Appl. Surf. Sci.*, **378**: 142 (2016).
50. N. Kang, P. Coddet, C. Chen, Y. Wang, H. Liao, and C. Coddet, *Mater. Des.*, **99**: 120 (2016).
51. C. Yin, Z. Lu, X. Wei, B. Yan, and P. Yan, *Metals*, **11**, Iss. 4: 528 (2021).
52. [https://www.gvsu.edu/cms4/asset/777A03CA-E5D1-90B3-8FF97B7EA6E9ECB3/engineering\\_thesis\\_1.pdf](https://www.gvsu.edu/cms4/asset/777A03CA-E5D1-90B3-8FF97B7EA6E9ECB3/engineering_thesis_1.pdf) Refinement of the Cast Microstructure of Hypereutectic Aluminum-Silicon Alloys with an Applied Electric Potential.
53. C. Y. Ban, Y. Han, Q. X. Ba, and J. Z. Cui, *Mater. Sci. Forum*, **546–549**: 723 (2007).
54. Z. F. Zhao, J. Z. Wang, J. G. Qi, S. Dai, and D. J. Zhang, *Adv. Mater. Research*, **299–300**: 566 (2011).
55. K. Raju, A. P. Harsha, and S. N. Ojha, *Trans. Indian Institute of Metals*, **64**: 1 (2011).
56. E. Oveisi and F. Akhlaghi, *Adv. Mater. Research*, **47–50**: 865 (2008).
57. F. F. Wu, S. T. Li, G. A. Zhang, and F. Jiang, *Bull. Mater. Sci.*, **37**: 1153 (2014).
58. S. Luo and X. Wei, *Int. J. Mater. Research*, **107**, Iss. 5: 422 (2016).
59. L. D. Wang, D. Y. Zhu, Z. L. Wei, Y. L. Chen, L. G. Huang, Q. J. Li, and Y. S. Wang, *Adv. Mater. Research*, **146–147**: 79 (2010).