

ЦЕНТРАЛЬНОУКРАЇНСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Механіко-технологічний факультет

Кафедра матеріалознавства та ливарного виробництва

«ДОПУЩЕНО ДО ЗАХИСТУ»

Зав. кафедрою МЛВ

к.т.н. доцент

_____ Олександр КУЗИК

“ ____ ” _____ 2025 року

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА

за другим (магістерським) рівнем
вищої освіти

на тему:

**«Оптимізація технологічних параметрів плавки та лиття
заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів з
підвищеними експлуатаційними характеристиками»
«Optimization of technological parameters for melting and casting
hypereutectic aluminum-silicon alloys with improved performance
characteristics»**

Виконав здобувач вищої освіти:

II курсу, групи ПМ-24М-1

ОПП «Прикладна механіка»

спеціальності 131 Прикладна механіка

_____ Максим ПРИЛУЦЬКИЙ

Керівник роботи:

к.т.н., доцент _____ Олександр КУЗИК

Рецензент: _____

Центральноукраїнський національний технічний університет

Механіко-технологічний факультет

Кафедра матеріалознавства та ливарного виробництва

Рівень вищої освіти _____ магістр _____

Галузь знань _____ 13 Механічна інженерія _____

Спеціальність _____ 131 "Прикладна механіка" _____

Освітньо-професійна програма «Прикладна механіка»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувача кафедри _____

к.т.н. доцент, Олександр КУЗИК

“ _____ ” _____ 2025 року

ЗАВДАННЯ НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ ЗА ДРУГИМ (МАГІСТЕРСЬКИМ) РІВНЕМ ВИЩОЇ ОСВІТИ ЗДОБУВАЧА ВИЩОЇ ОСВІТИ

Прилуцького Максима Олександровича

1. Тема роботи: "Оптимізація технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів з підвищеними експлуатаційними характеристиками"

2. Керівник роботи Кузик Олександр Володимирович, кандидат технічних наук, доцент

Затверджені наказом вищого навчального закладу від "07"серпня 2025 року № 30-13

3. Строк подання роботи до захисту "9" грудня 2025 року _____

4. Метою кваліфікаційної роботи є оптимізація технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів шляхом керування процесами модифікування розплаву фосфоровмісними лігатурами Cu–P з метою формування стабільної мікроструктури, подрібнення кристалів первинного кремнію та підвищення експлуатаційних характеристик виливків.

Для реалізації поставленої мети в роботі вирішували наступні завдання:

– проаналізувати сучасний стан наукових досліджень щодо впливу технологічних параметрів плавки та лиття на формування структури і властивостей заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів;

– дослідити вплив швидкості охолодження при кристалізації фосфоровмісних лігатур Cu–P на їх мікроструктуру, фазовий склад і вміст фосфору в твердому розчині міді;

– встановити закономірності впливу температури введення лігатури Cu–P у розплав на ефективність модифікування та розмір кристалів первинного кремнію в заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавах.

- дослідити вплив кількості введеного фосфору та типу лігатури Cu–P (пруток, стрічка, фольга) на формування структури заевтектичних сплавів системи Al–Si–Cu–Ni;
- визначити оптимальну тривалість витримки розплаву після введення фосфоромісної лігатури для забезпечення стабільного модифікувального ефекту.

5. Консультанти по роботі, із зазначенням розділів

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Розділ 1	доц., Олександр КУЗИК		
Розділ 2	доц., Олександр КУЗИК		
Розділ 3	доц., Олександр КУЗИК		

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів магістерської роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1	Розділ 1	02.10	
2	Розділ 2	23.10	
3	Розділ 3	22.11	
4	Графічний матеріал	05.12	

Дата видачі завдання

«2» 09 2025 року

Керівник роботи

_____ Олександр КУЗИК

Завдання прийнято до виконання

«_____» _____ 2025 року

_____ Максим ПРИЛУЦЬКИЙ

АНОТАЦІЯ

Кваліфікаційну магістерську роботу виконав здобувач вищої освіти Прилуцький Максим Олександрович студент II курсу, групи ПМ-24М-1, ОПП «Прикладна механіка» спеціальності 131 Прикладна механіка на тему "Оптимізація технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів з підвищеними експлуатаційними характеристиками", яка складається з пояснювальної записки та ілюстративного матеріалу. Пояснювальна записка містить 67 сторінок тексту, формату А4, рисунків та таблиць. Ілюстративний матеріал містить 10 слайдів.

У кваліфікаційній роботі досліджено та оптимізовано технологічні параметри плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів з підвищеними експлуатаційними характеристиками. Основну увагу зосереджено на керуванні процесами модифікування розплаву фосфоровмісними лігатурами Cu–P як ефективному інструменті формування стабільної мікроструктури виливків.

У роботі встановлено закономірності впливу структурного стану лігатур Cu–P, швидкості їх кристалізації, температури введення у розплав та тривалості витримки після модифікування на формування структури заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів системи Al–Si–Cu–Ni. Показано, що зі зростанням швидкості охолодження лігатури підвищується вміст фосфору, розчиненого в твердому розчині міді, що забезпечує інтенсивніше та стабільніше утворення модифікувальних частинок AlP і кероване подрібнення кристалів первинного кремнію.

Експериментально доведено, що оптимальний температурний інтервал введення лігатури Cu–P у розплав становить 800–900 °С, при якому досягається максимальний модифікувальний ефект без негативного впливу на морфологію евтектичної складової. Встановлено, що використання швидкоохолоджених лігатур у вигляді стрічки та фольги дозволяє зменшити витрату фосфору при збереженні мінімального розміру кристалів первинного кремнію на рівні 20–22 мкм.

Показано, що оптимальна тривалість витримки розплаву після введення модифікатора становить 10–20 хв, після чого процес модифікування насичується. Застосування оптимізованих режимів модифікування забезпечує зниження коефіцієнта лінійного розширення заевтектичного сплаву AlSi21CuNi на 10–13 % у порівнянні з немодифікованим металом, що свідчить про підвищення його термостійкості та стабільності розмірів.

На основі отриманих результатів сформульовано комплекс раціональних технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів, який може бути рекомендований для використання у промислових умовах при виготовленні відповідальних ливарних деталей.

Ключові слова: заевтектичні силуміни, модифікування, фосфор, лігатури Cu–P, первинний кремній, мікроструктура, коефіцієнт лінійного розширення.

ABSTRACT

The qualification master's thesis was completed by the higher education applicant Prylutsky Maksym Oleksandrovych, a second-year student, group PM-24M-1, OPP "Applied Mechanics", specialty 131 Applied Mechanics, on the topic "Optimization of technological parameters for melting and casting of hypereutectic aluminum-silicon alloys with increased performance characteristics", which consists of an explanatory note and illustrative material. The explanatory note contains 67 pages of text, A4 format, figures, tables. The illustrative material contains 10 slides.

The qualification thesis investigated and optimized the technological parameters for melting and casting of hypereutectic aluminum-silicon alloys with increased performance characteristics. The main attention is focused on controlling the processes of modifying the melt with phosphorus-containing Cu–P alloys as an effective tool for forming a stable microstructure of castings.

The work establishes the regularities of the influence of the structural state of Cu–P ligatures, their crystallization rate, the temperature of introduction into the melt and the duration of holding after modification on the formation of the structure of hypereutectic

aluminum-silicon alloys of the Al–Si–Cu–Ni system. It is shown that with an increase in the cooling rate of the ligature, the content of phosphorus dissolved in the solid copper solution increases, which ensures a more intensive and stable formation of modifying AlP particles and controlled grinding of primary silicon crystals.

It has been experimentally proven that the optimal temperature interval for introducing the Cu–P ligature into the melt is 800–900 °C, at which the maximum modifying effect is achieved without a negative impact on the morphology of the eutectic component. It has been established that the use of rapidly cooled ligatures in the form of tape and foil allows reducing the consumption of phosphorus while maintaining the minimum size of primary silicon crystals at the level of 20–22 μm.

It is shown that the optimal duration of the melt holding time after the introduction of the modifier is 10–20 min, after which the modification process is saturated. The use of optimized modification modes provides a decrease in the coefficient of linear expansion of the hypereutectic alloy AlSi21CuNi by 10–13% compared to the unmodified metal, which indicates an increase in its heat resistance and dimensional stability.

Based on the results obtained, a set of rational technological parameters for melting and casting hypereutectic aluminum-silicon alloys has been formulated, which can be recommended for use in industrial conditions in the manufacture of critical casting parts.

Keywords: hypereutectic silumins, modification, phosphorus, Cu–P ligatures, primary silicon, microstructure, coefficient of linear expansion.

ЗМІСТ

	стор.
Вступ.....	9
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПЛАВКИ ТА ЛИТТЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ Al–Si СПЛАВІВ.....	12
1.1 Технологічні особливості плавки заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.....	12
1.2 Методи рафінування та модифікування силумінів.....	14
1.3 Вплив технологічних параметрів плавки на якість матеріалу.....	16
1.4 Підвищення експлуатаційних властивостей заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.....	18
1.5 Сучасні тенденції підвищення експлуатаційних властивостей відливок..	20
1.5.1. Технологічні аспекти модифікування та вибір оптимальних параметрів плавки заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.....	22
1.6 Вплив структури на коефіцієнт лінійного розширення заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.....	23
1.7 Вплив складу силумінів з їхньої коефіцієнт лінійного розширення.....	26
Висновки по першому розділу, мета і завдання досліджень.....	29
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	32
2.1 Вихідні матеріали дослідження.....	32
2.1.1. Лігатура Cu-P (МФ7), отримана при різних швидкостях охолодження.	33
2.2 Методика плавки та модифікування дослідного сплаву AlSi21CuNi.....	34
2.3 Методи дослідження хімічного складу та структури.....	37
2.4 Вимірювання коефіцієнта лінійного розширення.....	38
2.5 Висновки до розділу 2.....	40
РОЗДІЛ 3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ МОДИФІКУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ.....	41

3.1 Вплив швидкості охолодження при кристалізації лігатур Cu–P на їх структуру та ефективність модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.....	41
3.2 Вплив температури введення лігатури Cu–P на розчинення фосфору та модифікування структури заевтектичного сплаву Al–Si.....	45
3.3 Вплив кількості введеного фосфору та типу лігатури Cu–P на модифікаційний ефект.....	49
3.4 Визначення оптимальної тривалості витримки розплаву заевтектичного силуміну під час модифікування лігатурою МФ7.....	51
3.5 Вплив обробки розплаву на коефіцієнт лінійного розширення заевтектичного силуміну AlSi21CuNi.....	56
3.6 Оптимізація технологічних параметрів модифікування заевтектичних силумінів фосфоровмісними лігатурами Cu–P.....	57
Висновки до розділу 3.....	62
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ.....	64
Список використаних джерел.....	66

ВСТУП

Заевтектичні алюмінієво-кремнієві сплави належать до важливого класу ливарних матеріалів, які широко застосовуються у машинобудуванні, зокрема при виготовленні деталей, що працюють в умовах підвищених температур і циклічних термічних навантажень. До таких деталей належать поршні двигунів внутрішнього згорання, елементи компресорної техніки, вузли теплових машин та інші відповідальні виливки. Основними перевагами заевтектичних силумінів є висока зносостійкість, теплостійкість, стабільність розмірів при нагріванні та добрі ливарні властивості.

Разом з тим, експлуатаційні характеристики заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів значною мірою визначаються морфологією та розміром кристалів первинного кремнію, а також рівномірністю їх розподілу в металевій матриці. Формування крупних, нерівномірно розподілених кристалів первинного кремнію призводить до підвищення крихкості, зниження термостійкості та погіршення експлуатаційної надійності виливків. У зв'язку з цим одним із ключових напрямів удосконалення технології плавки та лиття заевтектичних силумінів є керування процесами їх модифікування.

Найбільш поширеним способом модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів є введення фосфору, який сприяє утворенню в розплаві частинок фосфіду алюмінію (AlP), що виступають ефективними центрами кристалізації первинного кремнію. Однак ефективність модифікування фосфором залежить не лише від загальної кількості введеного елемента, а й від умов його надходження в розплав, кінетики розчинення та розподілу, а також від структурного стану фосфоровмісної лігатури.

Аналіз літературних джерел свідчить, що більшість досліджень зосереджена на підборі оптимального вмісту фосфору в заевтектичних сплавах, тоді як вплив структурного стану лігатур Cu–P, швидкості їх кристалізації, температури введення у розплав і тривалості витримки після модифікування залишається недостатньо вивченим. Це обмежує можливості цілеспрямованої оптимізації

технологічних параметрів плавки та лиття і знижує відтворюваність модифікувального ефекту в промислових умовах.

Особливо актуальним є комплексний підхід до оптимізації технології, який поєднує керування структурним станом фосфоровмісних лігатур, параметрами їх введення у розплав та режимами витримки з оцінкою впливу цих факторів на мікроструктуру і експлуатаційні характеристики виливків. Такий підхід дозволяє не лише забезпечити ефективне подрібнення кристалів первинного кремнію, але й підвищити термостійкість та стабільність розмірів заевтектичних силумінів при експлуатації.

У зв'язку з викладеним, дана кваліфікаційна робота присвячена оптимізації технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів шляхом керування процесами модифікування розплаву фосфоровмісними лігатурами Cu-P з метою формування стабільної структури та підвищення експлуатаційних характеристик виливків.

Метою кваліфікаційної роботи є оптимізація технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів шляхом керування процесами модифікування розплаву фосфоровмісними лігатурами Cu-P з метою формування стабільної мікроструктури, подрібнення кристалів первинного кремнію та підвищення експлуатаційних характеристик виливків.

Завдання кваліфікаційної роботи:

1. Проаналізувати сучасний стан наукових досліджень щодо впливу технологічних параметрів плавки та лиття на формування структури і властивостей заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.

2. Дослідити вплив швидкості охолодження при кристалізації фосфоровмісних лігатур Cu-P на їх мікроструктуру, фазовий склад і вміст фосфору в твердому розчині міді.

3. Встановити закономірності впливу температури введення лігатури Cu-P у розплав на ефективність модифікування та розмір кристалів первинного кремнію в заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавах.

4. Дослідити вплив кількості введеного фосфору та типу лігатури Cu–P (пруток, стрічка, фольга) на формування структури заевтектичних сплавів системи Al–Si–Cu–Ni.

5. Визначити оптимальну тривалість витримки розплаву після введення фосфоровмісної лігатури для забезпечення стабільного модифікувального ефекту.

6. Оцінити вплив оптимізованих режимів плавки та модифікування на експлуатаційні характеристики заевтектичних сплавів, зокрема на коефіцієнт лінійного розширення.

7. На основі експериментальних даних виконати багатокритеріальну оптимізацію технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів і сформулювати практичні рекомендації для їх промислового застосування.

Об'єктом дослідження є технологічні процеси плавки, модифікування та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів системи Al–Si–Cu–Ni.

Предметом дослідження є закономірності впливу технологічних параметрів плавки та лиття, а також структурного стану фосфоровмісних лігатур Cu–P на формування мікроструктури та експлуатаційних характеристик заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.

Основною науковою новизною роботи є встановлення визначальної ролі структурного стану мідно-фосфорної лігатури Cu–P у формуванні кінетики надходження фосфору в розплав Al–Si, що дозволило знизити витрату модифікатора, стабілізувати процес утворення частинок AlP та забезпечити кероване подрібнення первинного кремнію з одночасним зниженням коефіцієнта лінійного розширення сплаву.

РОЗДІЛ 1

АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПЛАВКИ ТА ЛИТТЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ Al-Si СПЛАВІВ

1.1 Технологічні особливості плавки заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів

Заевтектичні алюмінієво-кремнієві сплави системи Al-Si-Cu-Ni відносяться до категорії силумінів, які характеризуються високою твердістю, зносостійкістю, стабільністю розмірів при нагріванні та добрими антифрикційними властивостями. Їх використовують для виготовлення деталей, що працюють за умов підвищених теплових і механічних навантажень, зокрема поршнів, головок циліндрів, компресійних кілець, корпусних елементів. Основною перевагою таких сплавів є наявність у структурі первинного кремнію, що підвищує зносостійкість, але ускладнює оброблюваність і може знижувати в'язкість та пластичність виливок.

Особливістю плавки заевтектичних силумінів є необхідність забезпечення стабільності хімічного складу та контролю вмісту газів і неметалевих включень. Надлишок водню в розплаві призводить до утворення пористості, а оксидні плівки Al_2O_3 стають зародками дефектів. Тому процес плавки супроводжується обов'язковим рафінуванням – обробленням розплаву флюсами або інертними газами для видалення водню й оксидів. Ефективність рафінування залежить від температури розплаву (як правило 750...780 °C), тривалості витримки та рівномірності перемішування.

Температура плавлення заевтектичних сплавів дещо вища, ніж евтектичних, і залежить від вмісту кремнію: при 15...18 % Si інтервал кристалізації становить 590...620 °C. Для забезпечення повного розчинення легувальних елементів (Cu, Ni, Mg) температуру перегріву розплаву підвищують до 780...800 °C. Перегрівання понад 820 °C посилює взаємодію алюмінію з футеровкою і сприяє насиченню розплаву газами.

Під час плавки силумінів у ливарному виробництві застосовують дегазаційні флюси на основі хлоридів і фторидів (NaCl , KCl , Na_3AlF_6), які знижують поверхневий натяг і сприяють видаленню оксидів. Одним із сучасних підходів є вакуумне або інертне рафінування з використанням аргону чи азоту, що забезпечує глибше очищення без забруднення розплаву шлаковими залишками.

Для стабілізації структури перед модифікуванням розплав витримують 5...10 хв при температурі 760...780 °С, після чого вводять модифікуючу лігатуру. Модифікування є ключовим етапом технології плавки заевтектичних сплавів, оскільки визначає морфологію первинного кремнію та рівномірність його розподілу у металі. Використання мікроструктурних фосфоровмісних лігатур Cu-P , отриманих із контрольованою швидкістю охолодження, дозволяє формувати у розплаві дрібнодисперсні частинки AlP , які виступають ефективними центрами зародження кристалів кремнію.

Важливою технологічною особливістю є контроль швидкості охолодження розплаву під час лиття. Занадто повільне охолодження призводить до росту великих пластинчастих кристалів кремнію, що погіршує механічні властивості. збільшення швидкості охолодження формує дрібну рівномірну евтектичну структуру, а розмір первинного кремнію зменшується в декілька разів. Тому для виливків середнього розміру оптимальною швидкістю охолодження є 20...40 °С/с, що забезпечує найкраще співвідношення міцності й пластичності.

Отже, процес плавки заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів вимагає дотримання комплексу технологічних параметрів: правильного підбору температури перегріву, режимів рафінування, часу витримки перед модифікуванням і швидкості охолодження при литті. Їх оптимальне поєднання забезпечує отримання розплаву з мінімальною газонасиченістю, рівномірним розподілом фаз і стабільними експлуатаційними властивостями готових відливок.

1.2 Методи рафінування та модифікування силумінів

Одним із визначальних етапів технології плавки заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів є рафінування – процес очищення розплаву від шкідливих домішок, неметалевих включень і газів, що негативно впливають на якість виливків. Водень, оксиди алюмінію та шлакові частинки, що утворюються під час плавлення, спричиняють газову пористість, утворення мікротріщин і зниження щільності сплаву. Ефективне рафінування забезпечує однорідність хімічного складу, зменшує схильність до ліквідації та сприяє формуванню дрібнозернистої структури.

Найпоширенішим є флюсове рафінування, яке здійснюють за допомогою спеціальних сумішей хлоридів і фторидів лужних металів (NaCl , KCl , Na_3AlF_6 , CaF_2 тощо). Такі флюси розчиняють оксидну плівку Al_2O_3 , зменшують поверхневий натяг і забезпечують коагуляцію газових бульбашок. Під час перемішування розплаву флюс абсорбує гази та неметалеві включення, які спливають на поверхню у вигляді шлакової кірки. Рафінування виконують при температурі $730\dots 760\text{ }^\circ\text{C}$, тривалість оброблення становить 8–10 хв.

Більш ефективним є газове рафінування – продування розплаву інертним газом (аргоном або азотом) через графітовий або керамічний барботер. Газ, що проходить крізь розплав, створює численні дрібні бульбашки, на поверхні яких адсорбуються молекули водню й неметалеві включення. За правильно підібраного режиму продування концентрацію водню можна знизити у 2–3 рази. Такий метод забезпечує високу якість металу, але потребує точного контролю витрати газу, щоб уникнути турбулентності й вторинного насичення розплаву.

Інноваційним напрямом є вакуумне рафінування або комбіновані методи, де інертне продування поєднується з низьким тиском. Це дає змогу інтенсивніше видаляти гази і леткі домішки без використання солей, що знижує шлакові втрати алюмінію та екологічне навантаження.

Для невеликих обсягів плавки часто застосовують механічне перемішування з флюсами, яке сприяє швидкому видаленню неметалевих включень і

рівномірному прогріванню розплаву. Оптимальний вибір методу залежить від призначення сплаву, типу обладнання і вимог до чистоти металу.

Модифікування силумінів є завершальним етапом підготовки розплаву перед литтям і полягає у введенні невеликої кількості активних елементів або їхніх сполук, які змінюють характер кристалізації, морфологію та розмір фазових складових. Для заевтектичних сплавів основним завданням модифікування є диспергування первинного кремнію та зменшення міжфазної різниці під час росту кристалів.

Найбільш поширеними модифікаторами є фосфор, натрій, стронцій, церій, кальцій та лігатури на їх основі. Фосфор має унікальну здатність утворювати в розплаві сполуки типу AlP, які служать центрами зародження первинного кремнію. Це сприяє переходу структури з грубопластинчастої в тонкодисперсну, що забезпечує підвищення міцності, пластичності та ударної в'язкості сплаву. Оптимальний вміст фосфору становить 0,005...0,015 %.

Натрій і стронцій діють переважно на евтектичний кремній, змінюючи його форму з голчастої на волокнисту. Проте ці елементи мають недолік – високу летючість, що знижує стабільність ефекту при тривалому зберіганні розплаву. Тому останнім часом усе більшого поширення набуває використання мікроструктурних лігатур Cu-P, які відзначаються стабільною активністю фосфору, низькою швидкістю окиснення та можливістю точного дозування.

Технологічно модифікування проводять після рафінування, коли розплав очищено від газів і оксидів. Лігатуру вводять у тигель при температурі 760...780 °C, витримують 10...20 хв для рівномірного розподілу активних елементів, після чого розплав одразу розливають у форми. Тривале витримання знижує ефект модифікування через часткову реакцію AlP з оксидами, тому час контакту розплаву з лігатурою необхідно обмежувати.

Важливим фактором є структура самої лігатури, яка залежить від швидкості її охолодження під час виготовлення. За швидкого охолодження (до 10^3 K/c) формується дрібнокристалічна евтектична структура, що сприяє швидкому розчиненню активних фаз у розплаві та підвищенню модифікуючої ефективності.

Отже, поєднання ефективного рафінування з подальшим модифікуванням дозволяє суттєво покращити якість відливок, забезпечити стабільність кристалізаційних процесів і отримати сплави з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями.

1.3 Вплив технологічних параметрів плавки на якість матеріалу

Якість заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів визначається сукупністю структурних, хімічних та фізико-механічних характеристик, що формуються на всіх етапах технологічного процесу – від плавлення до затвердіння (рис. 1.1). Серед них ключову роль відіграють температура перегрівання, тривалість витримки, умови рафінування, ступінь перемішування розплаву та швидкість охолодження під час лиття. Невідповідність хоча б одного з цих параметрів може спричинити суттєве погіршення властивостей металу, підвищення пористості або розвиток ліквіційних дефектів.



Рисунок 1.1 – Основні технологічні фактори, що визначають якість заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів

Температурний режим є базовим фактором, який визначає ступінь розчинення легувальних елементів, однорідність розплаву та стабільність структури. Для сплавів системи Al–Si–Cu–Ni оптимальна температура перегріву становить 770...800 °С. Недостатній перегрів призводить до неповного розчинення інтерметалідів типу Al₇Cu₄Ni, утворення шлакових включень та нерівномірного розподілу кремнію в об'ємі розплаву. Перегрів понад 820 °С спричиняє інтенсивне насичення металу воднем, посилює реакцію алюмінію з футерівкою тигля і призводить до утворення грубих оксидних плівок.

Після розплавлення металу проводиться витримка при робочій температурі для вирівнювання хімічного складу та видалення газів. Оптимальна тривалість становить 5...10 хв. Занадто коротка витримка не забезпечує достатньої дегазації, а надмірна понад 20 хв сприяє вторинному насиченню воднем та окисненню поверхні розплаву. Особливо чутливими до тривалості витримки є сплави, що містять фосфоровмісні або лужноземельні елементи, які схильні до летючості й зниження активності при тривалому нагріванні.

Рівномірний розподіл легувальних і модифікувальних компонентів у розплаві забезпечується інтенсивністю перемішування. В промислових умовах застосовують ручне або електромагнітне перемішування, яке покращує теплообмін і сприяє однорідності температурного поля. Недостатнє перемішування призводить до утворення зон із різним вмістом кремнію, а надмірне – до втрати частини модифікатора через його випаровування або окиснення. Тому режим перемішування слід підбирати з урахуванням маси розплаву й типу застосованої лігатури.

Швидкість охолодження після заливання визначає морфологію та розміри кристалів первинного кремнію. При низьких швидкостях (5...10 °С/с) формується грубопластинчаста структура, характерна для лиття у металеві форми великої товщини. За підвищення швидкості охолодження до 30...40 °С/с структура стає дрібнозернистою, а межі зерен рівномірно насичуються евтектикою. Це забезпечує підвищення твердості, міцності та в'язкості сплаву. Оптимальні умови

оохолодження досягаються при використанні металевих або графітових кокілів із контролем температури стінок.

Рафінування та модифікування істотно впливають на якість металу, оскільки зменшують кількість неметалевих включень і формують більш рівномірну кристалічну структуру. Введення мікроструктурних лігатур Cu–P після рафінування сприяє утворенню в розплаві фаз AlP, які виступають центрами зародження кристалів кремнію. Це дозволяє знизити ймовірність росту крупних пластинчастих включень Si та забезпечує більш стабільну мікроструктуру під час подальшого оохолодження.

Таким чином, оптимізація технологічних параметрів плавки має вирішальне значення для отримання металу високої якості. Дотримання температурного режиму, регулювання тривалості витримки та контроль швидкості оохолодження забезпечують мінімізацію дефектів, покращення фізико-механічних властивостей і підвищення стабільності структури заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.

1.4 Підвищення експлуатаційних властивостей заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів

Підвищення експлуатаційних властивостей заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів можливе шляхом оптимізації технологічних процесів плавки, рафінування та модифікування.

Одним із найважливіших напрямів є зміна морфології й розмірів кристалів первинного та евтектичного кремнію, які суттєво впливають на зносостійкість, теплопровідність і міцність виливків.

Згідно з сучасними уявленнями, модифікування розплавів базується на кількох теоретичних підходах [12]: поверхнево-активне блокування граней центрів кристалізації; теорія переохолодження; донорно-акцепторна взаємодія між фазами; компенсація перитектичних і голчастих виділень шляхом зміни їх хімічної природи.

Зазначені механізми забезпечують зміни умов кристалізації розплаву, що призводить до подрібнення структурних складових та зменшення внутрішніх напружень. Для заевтектичних силумінів це має вирішальне значення, оскільки саме кристали кремнію у вигляді видовжених голчастих або пластинчастих включень є концентраторами напружень, які знижують пластичність і тріщиностійкість сплавів.

Відомо понад 40 елементів, які здатні впливати на морфологію кристалів кремнію, однак практичне значення мають лише Na, Sr, Sb, P, Ce, Y, Be та ін. [15]. Серед них найбільш ефективним є фосфор, що проявляє стабільний модифікувальний ефект у невеликих концентраціях (рис. 1.2).

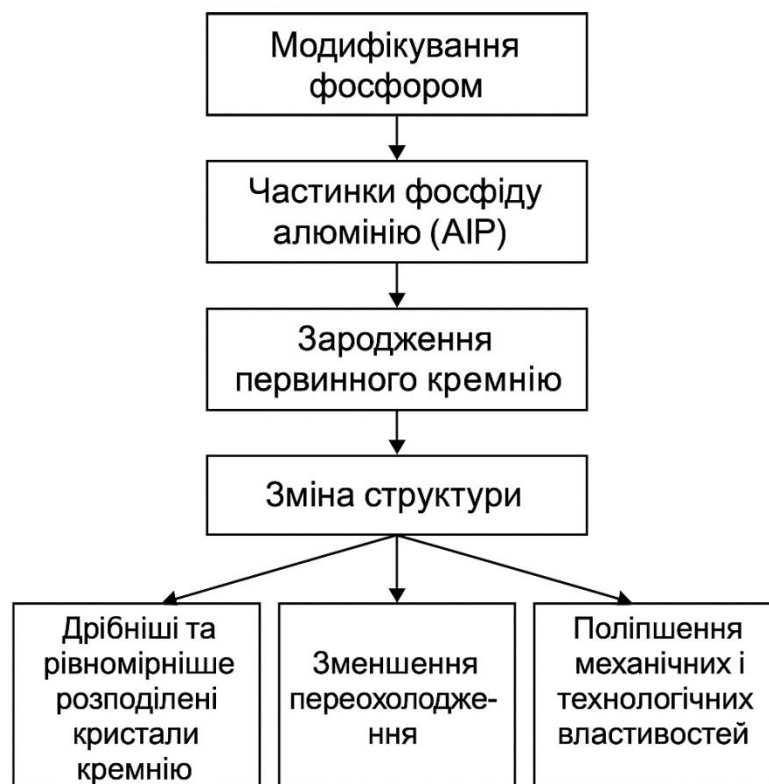


Рисунок 1.2 – Схема впливу модифікування фосфором на структуру та властивості сплаву

Дія фосфору полягає в утворенні у розплаві тугоплавких частинок фосфіду алюмінію (AlP), які є центрами кристалізації первинного кремнію. Завдяки цьому відбувається подрібнення зерен Si, рівномірний розподіл фаз у структурі та підвищення технологічних властивостей литва. Мікрорентгеноспектральні

дослідження показали наявність частинок AlP у кристалах кремнію, що підтверджує їх роль у зародженні нових зерен.

У результаті модифікування фосфором: кількість кристалів первинного кремнію зростає, а їх розподіл у структурі стає рівномірним; зменшується ступінь переохолодження сплаву, що полегшує зародження кристалів; міцність при розтягуванні зростає на 20...100 %, а відносне подовження – на 50...100 %; зменшується шорсткість обробленої поверхні та підвищується стійкість ріжучого інструменту.

Таким чином, модифікування фосфором є технологічно простим і високоефективним способом оптимізації властивостей заевтектичних сплавів, оскільки воно забезпечує підвищення експлуатаційних характеристик виливків без ускладнення процесу плавки.

Комбіноване використання фосфору з рідкісноземельними елементами (Ce, Y) сприяє стабілізації структури та подальшому підвищенню зносостійкості та теплостійкості литих деталей.

1.5 Сучасні тенденції підвищення експлуатаційних властивостей відливок

Підвищення експлуатаційних характеристик виливків із заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів є одним із головних напрямів розвитку сучасного ливарного виробництва. Конструктивне вдосконалення деталей сьогодні нерозривно пов'язане з технологічними інноваціями, які спрямовані на контроль кристалізаційних процесів, покращення структури та мінімізацію дефектів.

Останніми роками у виробництві силумінів набувають поширення комбіновані методи очищення та модифікування, які поєднують газове або вакуумне рафінування з ультразвуковим або електромагнітним впливом на розплав.

Ультразвукова обробка (20...25 кГц) сприяє інтенсивній дегазації, руйнуванню оксидних плівок і рівномірному розподілу частинок модифікатора.

При цьому утворюється дрібнозерниста структура з мінімальною пористістю, а коефіцієнт варіації твердості зменшується в 1,5...2 рази.

Електромагнітне перемішування, у свою чергу, покращує теплообмін і сприяє однорідності розподілу легувальних елементів, що особливо важливо для масивних виливків.

Традиційні елементи-модифікатори (Na, Sr, Ca) все частіше замінюють на комплексні лігатури, які містять кілька активних елементів. Серед найбільш перспективних є системи Cu-P-Ce, Al-Ti-B, Al-Sr-P. Вони поєднують ефект диспергування первинного кремнію з модифікуванням евтектичної складової, забезпечуючи підвищення межі міцності σ_b до 220...240 МПа та зниження коефіцієнта термічного розширення на 10...15 %.

Особливу увагу приділяють мікроструктурним фосфоровмісним лігатурам Cu-P, які, завдяки керованій швидкості охолодження під час їх виготовлення, містять активні фази AlP і Cu_3P , що забезпечують стабільний модифікуючий ефект навіть після багаторазового переплавлення сплаву.

Розвиток технологій лиття спрямований на забезпечення контрольованого охолодження і кристалізації. Для цього застосовують регульовані температурні поля у формах, використання теплоакумулювальних вставок або комбінованих систем охолодження. Це дозволяє підтримувати швидкість охолодження в межах 20...40 °C/c і формувати більш рівномірну структуру без грубих зон ліквіації.

Перспективним напрямом є лиття під тиском і напівтвердотільне лиття (thixo-casting), при якому частина металу кристалізується ще до заповнення форми, що забезпечує низьку пористість і високу точність геометрії деталей.

Удосконалюються технології модифікування в струмені — введення лігатури безпосередньо під час розливання металу. Такий підхід дозволяє уникнути передчасного згорання модифікатора та забезпечити рівномірний розподіл активних елементів по об'єму розплаву. При цьому скорочується час контакту металу з повітрям, що позитивно впливає на газонасиченість і якість поверхні відливок.

Сучасна тенденція полягає у використанні комп'ютерного моделювання теплових і кристалізаційних процесів при литті заевтектичних сплавів. Програми типу ProCAST, SolidCast, Thermo-Calc дозволяють розрахувати температурні поля, швидкість фронту кристалізації та прогнозувати утворення ліквідаційних зон або усадкових дефектів. Це відкриває можливість для цілеспрямованої оптимізації параметрів плавки та лиття ще на етапі проектування технології.

Отже, сучасні підходи до вдосконалення технології плавки й лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів базуються на комплексній оптимізації всіх стадій процесу — від очищення та модифікування розплаву до контролю кристалізації та охолодження. Поєднання мікроструктурних лігатур Cu–P з новітніми фізико-технологічними методами оброблення дозволяє отримати метал з підвищеною структурною стабільністю, зносостійкістю та довговічністю.

1.5.1. Технологічні аспекти модифікування та вибір оптимальних параметрів плавки заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів

Підвищення ефективності технологічного процесу плавки заевтектичних силумінів значною мірою залежить від правильно підбраного модифікатора та режиму його введення у розплав. Мета модифікування полягає у зменшенні розмірів кристалів первинного кремнію, сфероїдизації евтектики та забезпеченні рівномірного розподілу фаз, що безпосередньо визначає експлуатаційні характеристики литва. Найбільш ефективними модифікаторами для сплавів системи Al–Si є фосфор, натрій, стронцій, сірка та берилій, а також комплексні фосфоровмісні лігатури типу Cu_3P або Al–Ce–P. При виборі модифікатора необхідно враховувати не лише його активність у розплаві, але й технологічну безпечність, тривалість дії та вплив на газонасичення (рис. 1.3).

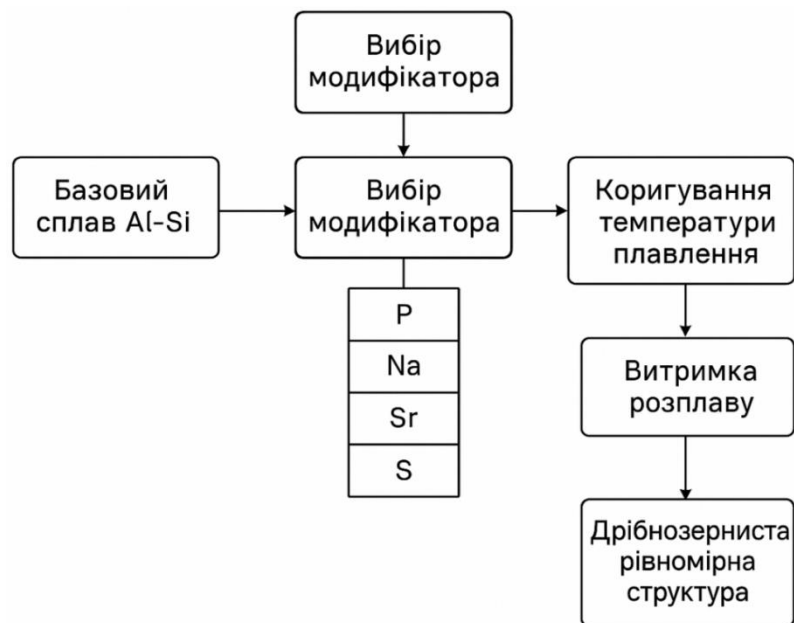


Рисунок 1.3 – Схема вибору модифікатора та технологічного режиму плавки заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів

На рисунку 1.3 наведено узагальнену схему, що відображає взаємозв'язок між складом сплаву, вибором модифікатора і технологічними параметрами плавки. Оптимізація процесу передбачає поетапне визначення типу модифікатора (P, Na, Sr, S) відповідно до хімічного складу базового сплаву Al-Si, коригування температури плавлення та тривалості витримки розплаву.

Згідно з дослідженнями Мондольфо, співвідношення між натрієм і фосфором (Na:P) істотно впливає на морфологію евтектики. При низьких концентраціях натрію структура сплаву залишається нерегулярною, а з підвищенням вмісту Na вона переходить у дрібнозернисту, рівномірно модифіковану евтектику.

Температура кристалізації змінюється відповідно: при модифікуванні знижується на 10...20 °С, що свідчить про зростання ступеня переохолодження та збільшення кількості центрів зародження. При цьому провідною фазою стає алюміній, а кристали кремнію набувають тонкої округлої форми замість голчастої, властивої немодифікованим сплавам.

Оптимальний результат досягається, коли модифікатори діють комплексно – наприклад, фосфор формує центри кристалізації для первинного кремнію, а натрій чи стронцій впливають на структуру евтектики. При правильному поєднанні їх

вмісту спостерігається зменшення швидкості росту кристалів Si, сфероїдизація їх граней і рівномірне розподілення фаз по перетину виливка.

Серед інших модифікаторів слід відзначити сірку, яка проявляє активність, подібну до фосфору, але при цьому утворює в розплаві газоподібний SO₂ що легко видаляється і частково очищує метал.

Берилій також забезпечує помітне подрібнення кремнію, проте через високу токсичність не використовується у промислових масштабах.

Окрему увагу приділяють термовреміній обробці розплавів – регулюванню температури перегріву та витримки розплаву у зоні критичних температур. Такі технологічні прийоми дозволяють отримати ефект, аналогічний модифікуванню, без введення сторонніх реагентів. Цей метод базується на існуванні у розплаві областей ближнього порядку, що відповідають структурі твердих фаз, і можуть слугувати центрами гомогенного зародження. Хоча метод дає добрі результати, він вимагає високої точності контролю температури та значних енергетичних витрат.

Таким чином, вибір оптимального модифікатора та режиму обробки має базуватись на складі сплаву, умовах плавки й типі лиття.

Нині немає універсальних рекомендацій щодо дозування та технологічних параметрів для всіх заевтектичних силумінів, тому підбір режиму проводиться експериментально, орієнтуючись на забезпечення найкращої комбінації міцності, пластичності, зносостійкості та стабільності структури.

Такі технологічні дії забезпечують формування дрібнозернистої рівномірної структури, що сприяє підвищенню механічної міцності, пластичності, зносостійкості й теплостійкості готових виливків.

1.6 Вплив структури на коефіцієнт лінійного розширення заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів

Коефіцієнт лінійного розширення (КЛР) є однією з найважливіших експлуатаційних характеристик заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів, оскільки саме від нього залежить величина теплового зазору між поршнем і

гільзою циліндра, а отже, теплова ефективність і потужність двигуна внутрішнього згорання.

Як відомо, значення КЛР сплавів системи Al–Si визначається фазовим складом, структурою і вмістом кремнію. Для орієнтовних розрахунків КЛР силуміна використовується правило адитивності:

$$\alpha_{\text{спл}} = \alpha_{\text{Al}} \cdot x_{\text{Al}} + \alpha_{\text{Si}} \cdot x_{\text{Si}}$$

де, $\alpha_{\text{спл}}$ – коефіцієнт лінійного розширення сплаву, α_{Al} , α_{Si} – коефіцієнти лінійного розширення алюмінію та кремнію, x_{Al} , x_{Si} – їхні масові частки у сплаві відповідно.

Відомо, що для алюмінію $\alpha_{\text{al}} \approx 28,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, а для кремнію $\alpha_{\text{si}} \approx 3,68 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [10]. Із збільшенням вмісту кремнію у сплаві КЛР зменшується, однак перевищення концентрації 25 % Si призводить до суттєвого погіршення механічних властивостей і підвищення крихкості, що робить таке легування недоцільним.

Під час експериментальних досліджень [6, 9] встановлено, що навіть за однакового хімічного складу значення КЛР може відрізнятися в залежності від структури сплаву. Аналіз мікроструктури зразків показав, що вирішальний вплив мають розмір і об'ємна частка кристалів первинного кремнію. Зменшення розміру кристалів первинного кремнію досягається зміною швидкості охолодження або модифікуванням сплаву фосфором та сприяє зниженню КЛР. Так, при введенні 0,01–0,03 % фосфору у сплав Al–16 % Si розмір кристалів первинного кремнію зменшився з 52 мкм до 12 мкм, а КЛР — із $18,9 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ до $16,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

На рисунку 1.4 наведено характерну залежність коефіцієнта лінійного розширення від розміру кристалів первинного кремнію для сплаву Al–16 % Si. На графіку чітко видно, що зі зменшенням розміру кристалів первинного кремнію КЛР сплаву знижується майже лінійно.

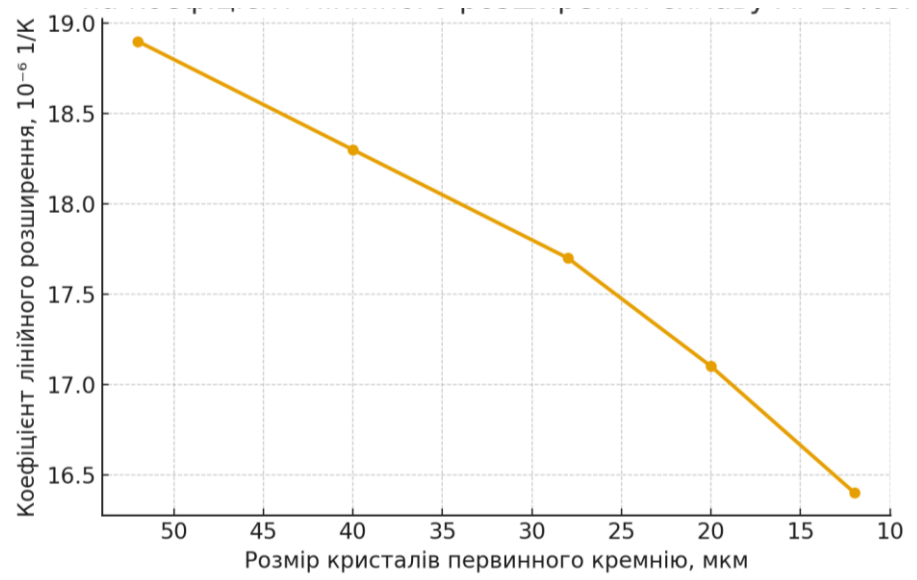


Рисунок 1.4 – Вплив розміру кристалів первинного кремнію на коефіцієнт лінійного розширення сплаву Al–16 % Si.

На рисунку наведено залежність коефіцієнта лінійного розширення (КЛР) сплаву Al–16 % Si від середнього розміру кристалів первинного кремнію. Із графіка видно, що зі зменшенням розміру кристалів з 52 до 12 мкм КЛР сплаву знижується з $18,9 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ до $16,4 \cdot 10^{-6} K^{-1}$. Така тенденція пояснюється зростанням площі міжфазного контакту між α -твердим розчином та кристалами кремнію, що сприяє більш рівномірному розподілу напружень і зменшенню ефективного термічного розширення сплаву.

Залежність має майже лінійний характер, що свідчить про стабільність впливу морфології первинного кремнію на термічні властивості. Отримані результати підтверджують, що модифікування сплавів фосфором або рідкісноземельними елементами, яке приводить до зменшення розміру кристалів Si, є ефективним шляхом зниження КЛР і підвищення термостійкості заевтектичних силумінів.

1.7 Вплив складу силумінів з їхньої коефіцієнт лінійного розширення

Ливарні сплави типу «силумін» є найбільш поширеними сплавами для виробництва машинобудівних виливків широкого спектра застосування від мало-і середньонавантажених (AK12, AK9, AK6M2 та ін.) До деталей відповідального

призначення, що працюють при підвищених температурах (наприклад, поршні ДВС) (AK12MM2, AK5. Однак, наявність у структурі заевтектичних силумінів кристалів первинного кремнію (КПК), досить великих за розміром, знижує механічні та технологічні властивості виливків, особливо їх пластичність. Тому використання виливків із заевтектичних силумінів передбачає обов'язкову технологічну операцію – модифікування. Причому для подрібнення у структурі сплавів евтектичної складової (Al+Si) та КПК застосовують різні способи обробки рідкого металу.

Поршневі силуміни мають недостатньо низький КЛР. Це один із основних їхніх недоліків. На малюнку 1.5 показано вплив легуючих елементів на КЛР сучасних алюмінієвих поршневих сплавів [1,6].

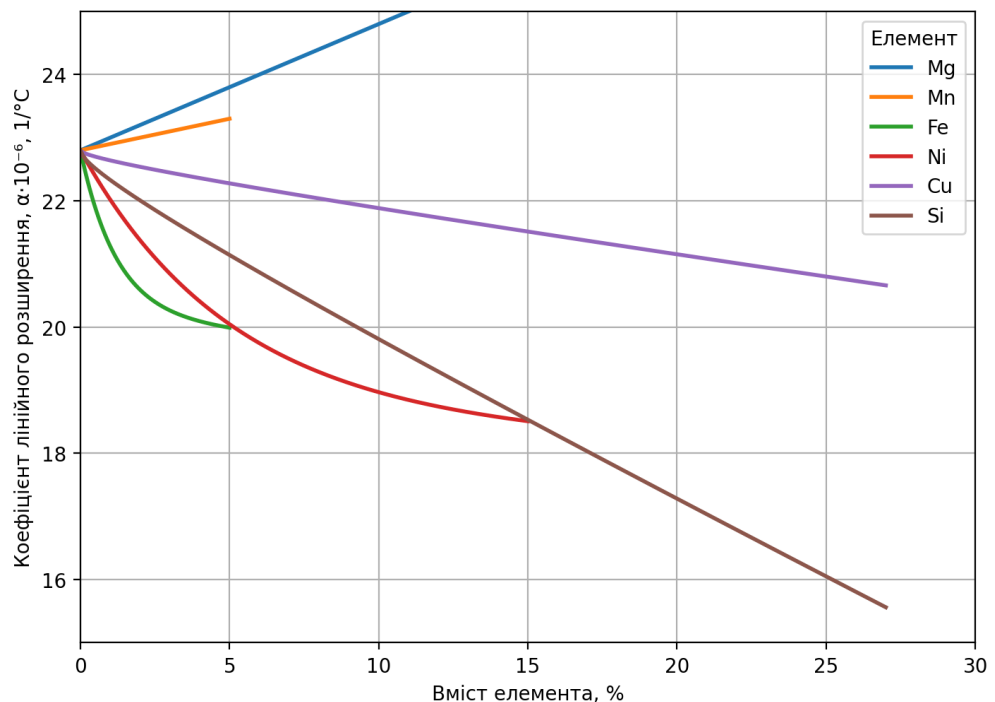


Рисунок 1.5 – Вплив легуючих елементів на коефіцієнт ливарного розширення алюмінію

На графіці (рис. 1.5) видно, що кремній дуже впливає на КЛР. При збільшенні вмісту кремнію в сплаві з 10 до 25% КЛР зменшується з $(20-21) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ до $(16-18) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ в інтервалі температур 20-300 °C. Також на КЛР сплаву при концентрації до 10% впливають такі легуючі елементи, як нікель та мідь. Інші практично не впливають.

Вважається, що перспективними сплавами виготовлення поршнем є заевтектичні силуміни з оптимальним вмістом кремнію від 16 до 25 %. При вмісті кремнію в металі понад 25 % механічні характеристики значно знижуються, також це вигідно економічно. Тому останнім часом йде тенденція до зниження концентрації кремнію у цих сплавах від 16% і менше, але не менше 12%, оскільки КЛР сплаву при цьому збільшується.

Оптимальне легування поршневих силумінів досліджувалося досить багато, але досі ці сплави не досягають необхідного рівня експлуатаційних властивостей [1,6,32,36]. Тому в даний час найважливішим завданням є підвищити моторесурс двигуна, збільшивши тривалість експлуатації поршнів. А це означає, що необхідно підвищити експлуатаційні та механічні властивості поршневих заевтектичних силумінів.

Для підвищення тривалості експлуатації поршнів у літературних джерелах пропонується кілька методів: використання нірезистових вставок [36]; виготовлення поршнів методом рідкого штампування та застосування порошкових сплавів [6]; зміцнення металу керамічними матеріалами у вигляді волокон або частинок [18]

Але треба сказати, що найпростішим і досить ефективним методом для вирішення цього завдання є проведення металургійної обробки розплаву, тим самим покращивши структуру з метою на властивості сплаву [36,34].

Незважаючи на достатньо повне висвітлення механізму модифікувальної дії фосфору в заевтектичних Al-Si сплавах, у більшості робіт основну увагу приділено хімічній природі фосфоровмісних добавок, тоді як питання впливу технологічних параметрів їх введення в розплав залишаються недостатньо дослідженими. Зокрема, потребують уточнення оптимальні інтервали температури введення лігатури, тривалості витримки та умов кристалізації, які визначають ефективність утворення частинок фосфіду алюмінію AlP і стабільність реалізації модифікувального ефекту. Саме вирішення цих питань є необхідним для практичного впровадження фосфорного модифікування у промислових умовах та зумовлює актуальність подальших експериментальних досліджень.

Висновки по першому розділу, мета і завдання досліджень.

1. Аналіз літературних джерел показав, що заевтектичні алюмінієво-кремнієві сплави системи Al–Si–Cu–Ni широко застосовуються для виготовлення відповідальних ливарних деталей, які працюють в умовах підвищених температур і циклічних термічних навантажень, завдяки поєднанню високої зносостійкості, теплостійкості та стабільності розмірів.

2. Встановлено, що ключовим структурним фактором, який визначає експлуатаційні характеристики заевтектичних силумінів, є морфологія, розмір та розподіл кристалів первинного кремнію. Формування крупних і нерівномірно розподілених кристалів первинного кремнію призводить до підвищення крихкості, зниження термостійкості та погіршення експлуатаційної надійності виливків.

3. Показано, що модифікування фосфором є одним з найбільш ефективних способів керування кристалізацією первинного кремнію у заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавах. Модифікувальна дія фосфору реалізується через утворення в розплаві частинок фосфіду алюмінію (AlP), які виступають центрами кристалізації первинного кремнію.

4. Проаналізовано, що ефективність модифікування фосфором істотно залежить не лише від загального вмісту фосфору в сплаві, але й від умов його введення у розплав, кінетики розчинення та розподілу, а також від структурного стану фосфоровмісної лігатури.

5. Встановлено, що у більшості наукових робіт основна увага приділяється підбору оптимальної кількості фосфору, тоді як вплив швидкості кристалізації лігатур Cu–P, температури їх введення у розплав і тривалості витримки після модифікування вивчений недостатньо, що обмежує можливості цілеспрямованої оптимізації технологічних параметрів плавки та лиття.

6. Показано, що технологічні параметри плавки та лиття заевтектичних силумінів безпосередньо впливають на формування їх мікроструктури, а через неї — на експлуатаційні характеристики, зокрема на коефіцієнт лінійного розширення та термостійкість матеріалу.

7. На підставі проведеного аналізу обґрунтовано доцільність комплексного підходу до оптимізації технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів, який поєднує керування структурним станом фосфоровмісних лігатур Cu–P, режимами їх введення у розплав та оцінку впливу цих факторів на формування структури і експлуатаційних характеристик виливків.

Метою кваліфікаційної роботи є оптимізація технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів шляхом керування процесами модифікування розплаву фосфоровмісними лігатурами Cu–P з метою формування стабільної мікроструктури, подрібнення кристалів первинного кремнію та підвищення експлуатаційних характеристик виливків.

Завдання кваліфікаційної роботи:

1. Проаналізувати сучасний стан наукових досліджень щодо впливу технологічних параметрів плавки та лиття на формування структури і властивостей заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.

2. Дослідити вплив швидкості охолодження при кристалізації фосфоровмісних лігатур Cu–P на їх мікроструктуру, фазовий склад і вміст фосфору в твердому розчині міді.

3. Встановити закономірності впливу температури введення лігатури Cu–P у розплав на ефективність модифікування та розмір кристалів первинного кремнію в заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавах.

4. Дослідити вплив кількості введеного фосфору та типу лігатури Cu–P (пруток, стрічка, фольга) на формування структури заевтектичних сплавів системи Al–Si–Cu–Ni.

5. Визначити оптимальну тривалість витримки розплаву після введення фосфоровмісної лігатури для забезпечення стабільного модифікувального ефекту.

6. Оцінити вплив оптимізованих режимів плавки та модифікування на експлуатаційні характеристики заевтектичних сплавів, зокрема на коефіцієнт лінійного розширення.

7. На основі експериментальних даних виконати багатокритеріальну оптимізацію технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних

алюмінієво-кремнієвих сплавів і сформулювати практичні рекомендації для їх промислового застосування.

Об'єктом дослідження є технологічні процеси плавки, модифікування та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів системи Al–Si–Cu–Ni.

Предметом дослідження є закономірності впливу технологічних параметрів плавки та лиття, а також структурного стану фосфоровмісних лігатур Cu–P на формування мікроструктури та експлуатаційних характеристик заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Вихідні матеріали дослідження

У дослідженні використовувався заевтектичний алюмінієвий сплав AlSi21CuNi, який належить до високолегованих силумінів із підвищеним вмістом кремнію. Концентрація Si на рівні ≈ 21 % (мас.) суттєво перевищує евтектичну (12,6 %), що забезпечує формування значної кількості первинного кремнію у структурі сплаву. Саме первинний кремній визначає такі важливі експлуатаційні властивості, як: висока зносостійкість; теплостійкість; стабільність розмірів при циклічному нагріванні; низький коефіцієнт лінійного розширення.

Сплав AlSi21CuNi використовується у відповідальних деталях, що працюють за умов підвищених теплових та механічних навантажень — поршні, компресійні елементи, деталі компресорів та вузли зі значними градієнтами температури.

Орієнтовний склад досліджуваного сплаву (мас. %): Si – 21 %; Cu – 1,5...3,0 %; Ni – 0,8...1,3 %; Fe, Mg, Mn – в межах допустимих домішок; решта – Al.

Головні експлуатаційні властивості забезпечує кремній (Si). Зростання його вмісту до 21 % призводить до: збільшення частки первинних кристалів Si; різкого зниження КЛР сплаву; підвищення твердості та зносостійкості, але зменшує пластичність та може призводити до утворення крупнопластинчастого Si.

Саме через це для сплавів типу AlSi21CuNi модифікування фосфорвмісними лігатурами є обов'язковим технологічним етапом.

Мідь (Cu) сприяє утворенню зміцнювальних фаз: Al₂Cu; Al₇Cu₄Ni. Ці інтерметаліди підвищують жароміцність та стабільність властивостей при високих температурах.

Нікель (Ni) підвищує термостійкість, уповільнює коагуляцію зміцнювальних фаз, стабілізує структуру при довготривалому нагріванні.

Без модифікування структура сплаву містить великі пластинчасті та голчасті кристали первинного кремнію, евтектику Al–Si з нерегулярною морфологією та

інтерметалідні включення на основі Cu та Ni. Такі структурні характеристики негативно впливають на: рівномірність розподілу напружень, механічну тріщиностійкість, технологічність обробки, стабільність КЛР.

Тому саме на сплаві AlSi21CuNi ефект модифікування фосфором проявляється найяскравіше, оскільки він безпосередньо змінює морфологію первинного кремнію.

Сплав AlSi21CuNi є одним із найбільш чутливих до: структури фосфоровмісної лігатури Cu-P, швидкості охолодження під час її виготовлення, умов введення модифікатора та температури модифікування. Саме тому він ідеально підходить для експериментального вивчення: впливу мікроструктури лігатури Cu-P на ефективність модифікування; закономірностей формування первинного кремнію; зміни коефіцієнта лінійного розширення залежно від структури та комплексної оптимізації технології плавки.

2.1.1. Лігатура Cu-P (МФ7), отримана при різних швидкостях охолодження.

У роботі використовувалася промислова фосфоровмісна лігатура МФ7 (Cu-7 % P), яка постачалася у готовому вигляді та застосовувалася без додаткового доопрацювання. Лігатура надходила у трьох стандартних форм-факторах, що відповідають різним технологічним режимам її виготовлення: литий пруток, холоднокатана стрічка та тонка фольга (рис 2.1).

Вказані форми лігатури МФ7 відрізняються умовами охолодження під час їх промислового одержання, що забезпечувало необхідну варіацію вихідних станів модифікатора для проведення порівняльних досліджень.

Лігатура МФ7 є алюмінофільним модифікатором, призначеним для введення у розплав алюмінієвих сплавів з метою забезпечення надходження фосфору у контрольованій кількості. Використання трьох технологічно різних форм лігатури дозволяло оцінити залежність ефективності модифікування від умов її попереднього охолодження та, відповідно, від стану матеріалу, проте сам процес її виготовлення не був предметом дослідження в цій роботі.

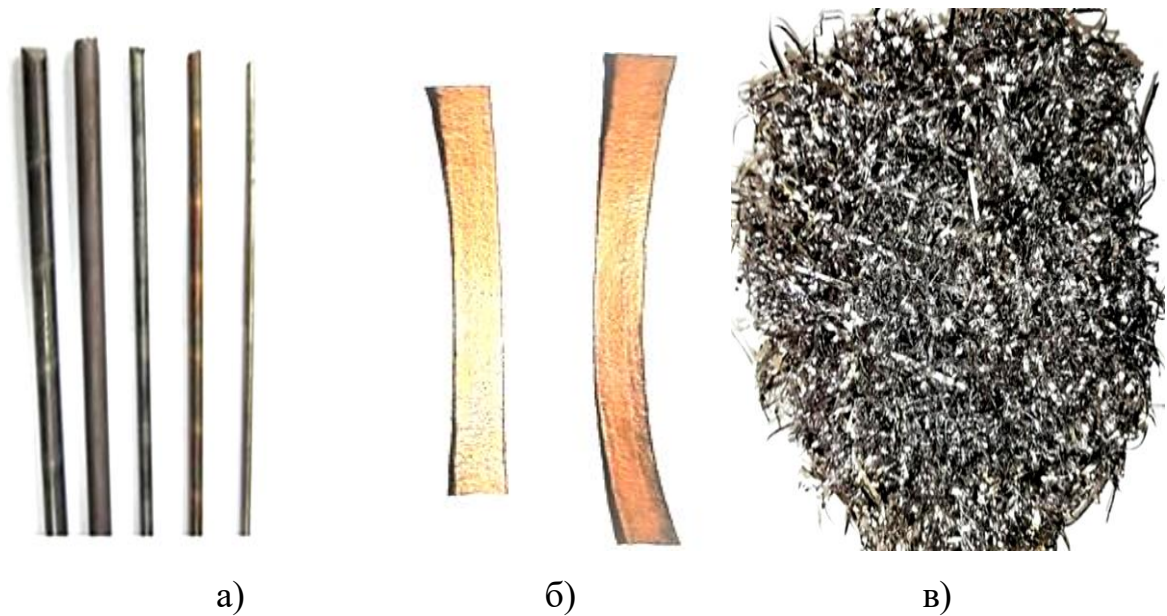


Рисунок 2.1 – Зовнішній вигляд лігатури Cu-P МФ7, виготовленої різними методами: а – пруток, $\text{Ø}10$ мм, швидкість охолодження $50\text{K}/\text{с}$; б) – стрічка, товщина $1,0$ мм, швидкість охолодження $10^3\text{K}/\text{с}$; в) - фольга, товщина $0,02$ мм, швидкість охолодження $10^6\text{K}/\text{с}$

Перед використанням лігатура очищувалася від окисної плівки, зважувалася та її маса узгоджувалася із заданою витратою модифікатора на розплав. Введення МФ7 здійснювалося у рідкий сплав при визначеній технологічній температурі, що забезпечувало рівномірне розчинення і надходження фосфору в метал. Оскільки лігатура була отримана у готовому вигляді, її роль у дослідженні полягала виключно у функції контрольованого джерела фосфору, а відмінності між формами були використані лише як варіативна умова для подальших експериментів.

2.2 Методика плавки та модифікування дослідного сплаву AlSi21CuNi

Плавлення заевтектичного силуміну AlSi21CuNi проводили в електричній печі опору СНОЛ у звичайній атмосфері (рис. 2.2). Піч була оснащена системою автоматичного керування температурним режимом, що включала тиристорний регулятор, потенціометр та термопару, розташовану у робочому просторі. Така

конфігурація забезпечувала стабільність нагрівання та точність підтримання температури протягом усього процесу плавлення.



Рисунок 2.2 – Зовнішній вид електричної печі опору СНОЛ

Метал завантажували шарами: спочатку алюміній, потім кремній і лігатури. Температура перегріву розплаву становила 780...800 °С, після чого здійснювали дегазацію та модифікування. Витримку після введення лігатури проводили протягом 10–15 хв, після чого метал розливали у сталеві кокілі діаметром 30–50 мм і висотою 100 мм.

Температуру рідкого металу контролювали хромель-алюмелевою термопарою, що дозволяло своєчасно визначати момент досягнення заданої температури перегріву та забезпечувати повторюваність умов під час проведення серії плавок.

Для оцінювання ступеня подрібнення кристалів первинного кремнію здійснювали оптимізацію параметрів модифікування за допомогою фосфоровмісної лігатури. Дослідні зразки відливали у металеву форму, при цьому швидкість охолодження становила 33...35 °С/с, що відповідало умовам отримання репрезентативної мікроструктури сплаву AlSi21CuNi та забезпечувало її відтворюваність у всіх серіях експериментів.

Модифікування сплаву AlSi21CuNi здійснювали фосфоровмісною лігатурою Cu–7 % P (МФ7), що використовувалася у трьох промислових форм-факторах:

- литий пруток діаметром 2–10 мм, виготовлений при швидкості охолодження 50 К/с;
- стрічка товщиною 0,2...0,5 мм і шириною 50...200 мм, отримана при швидкості охолодження в інтервалі 10^3 К/с;
- фольга товщиною 0,01...0,03 мм і шириною 2...5 мм, сформована при швидкості охолодження 10^6 К/с.

Перед введенням у розплав лігатуру МФ7 загортали в алюмінієву фольгу з метою зменшення окиснення та покращення занурення у метал. Введення здійснювали під дзеркало розплаву при температурі $790\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, після чого проводили періодичне перемішування та витримку протягом 10–15 хв. Це забезпечувало повне розчинення лігатури та засвоєння фосфору розплавом. Необхідна маса лігатури розраховувалася відповідно до цільових концентрацій фосфору в сплаві, які становили 0,04; 0,05; 0,08 та 0,12 мас. %.

Застосування трьох форм-факторів лігатури МФ7 дозволило дослідити особливості надходження фосфору у розплав, а також провести порівняльний аналіз ефективності модифікування сплаву AlSi21CuNi залежно від початкового фізичного стану модифікатора при однакових умовах плавлення та лиття.

Лігатури Cu–7 % P (МФ7) застосовувалися за методикою, аналогічною до загальноприйнятої для модифікування заевтектичних силумінів. У роботі використовували готові лігатури у вигляді прутка та фольги, які вводили у розплав, попередньо загорнувши в алюмінієву фольгу. Це забезпечувало повне занурення та зменшення інтенсивності окиснення модифікатора на поверхні ванни.

Введення лігатури здійснювали під дзеркало рідкого металу при температурі $790\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Дозування визначали відповідно до необхідної кількості фосфору, що мала надійти у сплав: для пруткової лігатури – 0,08 мас. % P, для фольги – 0,04 мас. % P.

Після внесення модифікатора розплав періодично перемішували та витримували протягом 10–20 хв, що забезпечувало повне розчинення лігатури та рівномірне засвоєння фосфору.

Рафінування сплаву AlSi21CuNi проводили флюсом складу: 62,5 % NaCl + 25 % NaF + 12,5 % KCl, при витраті 0,7–1,0 мас. %. Використання даної шихти дозволяло ефективно видаляти неметалеві включення, знижувати газонасиченість та забезпечувати стабільність структурних і технологічних характеристик розплаву перед модифікуванням та литтям.

2.3 Методи дослідження хімічного складу та структури

Зразки для дослідження структури отримували шляхом заливки розплаву у попередньо підігрітій сталевий кокіль температурою 150...200 °С. Для виготовлення металографічних шліфів відбирали матеріал із середньої частини отриманих литих заготовок, що забезпечувало репрезентативність і відтворюваність результатів. Геометричні розміри заготовок під мікросліфи становили: діаметр 20...25 мм, висота 10...15 мм, що було достатнім для проведення повного циклу підготовки поверхні.

Структурні дослідження проводили на сканувальному електронному мікроскопі РЕМ-106, а також на металографічному мікроскопі МИМ-8. Для оцінювання параметрів мікроструктури здійснювали фотографування найбільш типових ділянок зразків при різних збільшеннях, що дозволяло якісно відобразити особливості морфології структурних складових.

Об'єктами дослідження слугували металографічні шліфи, виготовлені з отриманих злитків. До шліфів висувалися стандартні вимоги: поверхня повинна бути плоскою, без подряпин, вибоїн чи «завалів». Така якість підготовки забезпечує можливість коректного спостереження за мікроструктурою сплаву навіть при високих збільшеннях, а також дозволяє проводити кількісний аналіз структурних елементів.

Для дослідження структури зразків вручну виготовляли металографічні шліфи шляхом механічної обробки поверхні. Після попереднього розкрою злитка ножівкою отримували заготовки необхідних розмірів. Для уникнення пошкодження полірувального сукна на поверхні заготовок знімали фаску.

Подальше шліфування виконували на наждачному папері з абразивною основою з карборунду, поступово переходячи від грубого зерна до більш дрібного, що забезпечувало рівномірне видалення шару металу та зменшення глибини рисок.

Після завершення етапу шліфування проводили полірування на м'якому сукні, змоченому водною суспензією оксиду хрому Cr_2O_3 , до отримання дзеркальної поверхні, придатної для мікроструктурних досліджень. Для виявлення структурних складових поверхню шліфів травили у водному розчині плавикової кислоти концентрацією 1 % HF, що дозволяло чітко розмежувати первинний кремній та інші фазові складові сплаву.

Мікроструктурні дослідження проводили методом оптичної металографії. Оцінювали такі характеристичні параметри структури сплаву: площа первинних кристалів кремнію, мкм^2 ; об'ємна частка первинного кремнію, %; середній розмір кристалів первинного кремнію, мкм .

2.4 Вимірювання коефіцієнта лінійного розширення

Для визначення коефіцієнта лінійного розширення (КЛР) використовувалися циліндричні зразки довжиною 25 ± 1 мм і діаметром 6 мм. Виготовлення зразків здійснювали шляхом заливки розплаву при температурі $780 \text{ }^\circ\text{C} \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ у металеву форму, попередньо підігріту до $150 \text{ }^\circ\text{C} \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$. З метою оцінки впливу обробки розплаву на величину КЛР для кожного режиму виготовляли по чотири зразки — до модифікування та після проведення технологічної обробки.

Вимірювання коефіцієнта лінійного розширення проводили за стандартною методикою на дилатометрі DIL 402 C (рис. 2.3).



Рисунок 2.3 – Дилатометр DIL 402

Дилатометр працює в широкому температурному діапазоні 20...1600 °С, а результати вимірювань автоматично фіксуються, обробляються та візуалізуються програмним забезпеченням на персональному комп'ютері. Прилад оснащений високочутливим перетворювачем переміщення з роздільною здатністю 25 нм/°С та максимальним ходом вимірювання 5 мм, що забезпечує високу точність реєстрації змін довжини зразка під час нагрівання. Температурний режим забезпечується термоаналітичною системою з багатостадійним програматором та контролером збору даних. Конструкція дилатометра дозволяє проводити дослідження в різних середовищах — інертних, окисних, відновних або у вакуумі.

Перед випробуваннями торцеві поверхні зразків ретельно шліфували до плоско-паралельного стану для забезпечення коректної роботи датчика. Вимірювання проводили в температурному інтервалі 20...300 °С при сталій швидкості нагрівання 4 °С/хв, що дозволяло отримувати порівнянні та відтворювані результати.

Коефіцієнт лінійного розширення визначали за формулою:

$$\alpha = \frac{\Delta l}{l_0 \cdot \Delta T}$$

де: α – коефіцієнт лінійного розширення, 1/К; Δl – зміна довжини зразка, м; l_0 – початкова довжина зразка, м; ΔT – температурний інтервал вимірювання, К.

2.5 Висновки до розділу 2

1. У розділі обґрунтовано вибір заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів системи Al–Si–Cu–Ni та фосфоровмісних лігатур Cu–P як об'єктів експериментальних досліджень, що дозволяє цілеспрямовано оцінювати вплив технологічних параметрів плавки, модифікування та лиття на формування структури і властивостей виливків.

2. Описано методику виготовлення та введення лігатур Cu–P у розплав, яка забезпечує відтворюваність умов модифікування та можливість варіювання ключових технологічних параметрів: температури введення, вмісту фосфору, тривалості витримки та структурного стану лігатури.

3. Обґрунтовано застосування різних способів отримання лігатур Cu–P (пруток, стрічка, фольга), що дозволяє формувати широкий діапазон швидкостей охолодження при їх кристалізації та, відповідно, різні структурні стани модифікатора.

4. Визначено комплекс сучасних методів дослідження (оптична та електронна мікроскопія, мікрорентгеноспектральний аналіз, рентгеноструктурний аналіз, дилатометричні вимірювання), використаних для кількісної та якісної оцінки мікроструктури, фазового складу і експлуатаційних характеристик заевтектичних сплавів.

5. Показано, що обрані методи металографічного та фізико-механічного аналізу забезпечують достатню точність визначення розмірів кристалів первинного кремнію, фазового розподілу фосфору та коефіцієнта лінійного розширення, що є необхідною умовою для подальшої оптимізації технологічних параметрів.

6. Обґрунтовано вибір діапазонів варіювання технологічних параметрів плавки та модифікування (температура введення лігатури, вміст фосфору, тривалість витримки), які відповідають промислово реалізованим умовам та дозволяють екстраполювати результати досліджень на практичні технологічні процеси.

РОЗДІЛ 3

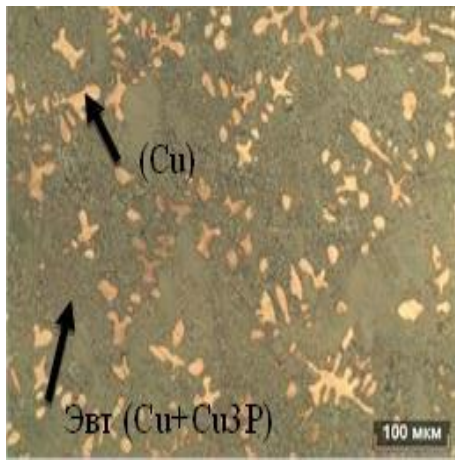
ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ МОДИФІКУВАННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ

3.1 Вплив швидкості охолодження при кристалізації лігатур Cu–P на їх структуру та ефективність модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів

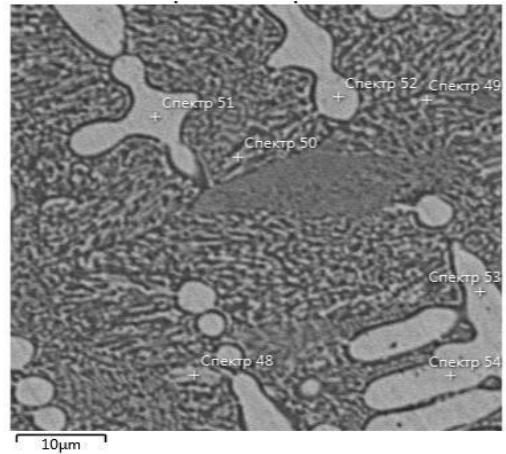
Ефективність модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів фосфоровмісними лігатурами визначається не лише їх хімічним складом, але й структурним станом лігатури, який формується в процесі кристалізації. Ключовим фактором при цьому є швидкість охолодження, що впливає на морфологію фазових складових, дисперсність евтектики та ступінь розчинення фосфору в твердому розчині міді, а отже – на характер його надходження до розплаву Al–Si та умови утворення центрів кристалізації первинного кремнію.

У роботі досліджували лігатуру МФ7 (Cu–7 % P), отриману при швидкостях охолодження 50–10⁶ K/c у вигляді прутка, стрічки та фольги, що забезпечувало формування різних структурних станів модифікатора. Характерні мікроструктури лігатур наведено на рисунку 3.1.

Мікроструктурний аналіз (рис. 3.1) показав, що незалежно від швидкості охолодження структура лігатури МФ7 відповідає діаграмі стану системи Cu–P та складається з твердого розчину α -Cu і евтектики (α -Cu + Cu₃P). При цьому зі зростанням швидкості охолодження спостерігається інтенсивне подрібнення дендритів α -Cu та евтектичних складових, що супроводжується підвищенням однорідності структури. Об'ємна частка фаз у дослідженому інтервалі швидкостей істотно не змінюється.

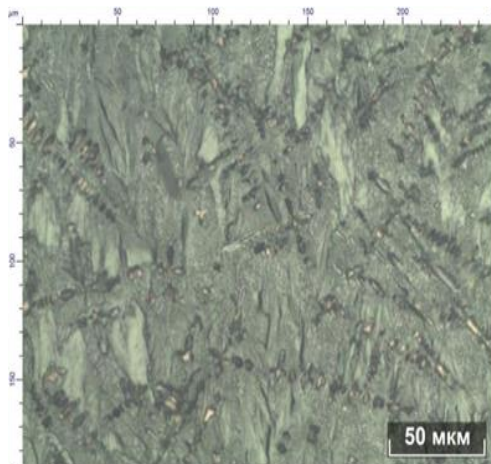


(x200)

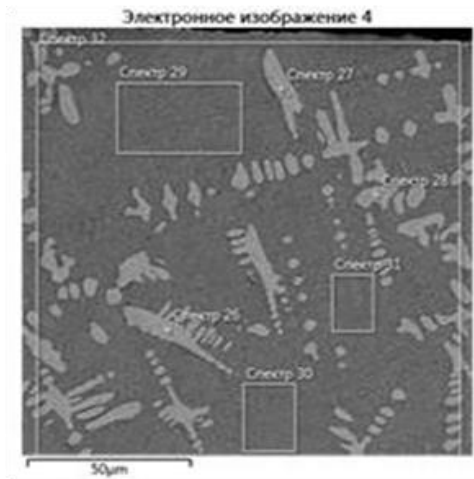


(x1000)

а)

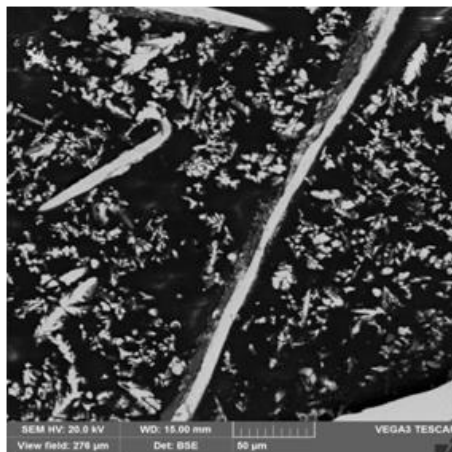


(x500)

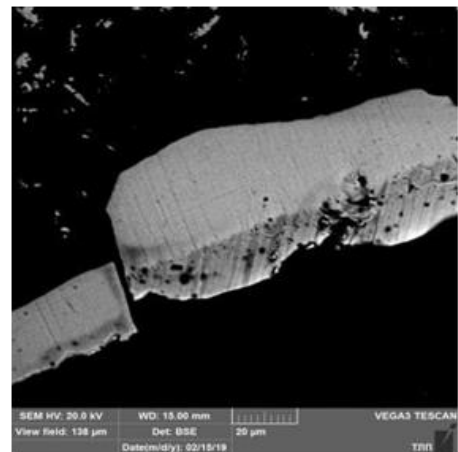


(x1000)

б)



(x1000)



(x2000)

в)

Рисунку 3.1 – Мікроструктура лігатур МФ7 (Cu–7 % P) при різних швидкостях охолодження: а) – пруток, Ø10 мм, швидкість охолодження 50К/с; б) – стрічка, товщина 1,0 мм, швидкість охолодження 10^3 К/с; в) - фольга, товщина 0,02 мм, швидкість охолодження 10^6 К/с.

Кількісний мікрорентгеноспектральний аналіз (табл. 3.1) показав, що зі збільшенням швидкості охолодження від 50 до 10^6 К/с вміст фосфору, розчиненого в твердому розчині α -Cu, зростає з 1,50 до 1,70 мас. %.

Таблиця 3.1 – Результати мікрорентгеноспектрального аналізу лігатури МФ7 мідь-фосфор, виготовлених різними способами лиття.

№ зразку	Швидкість охолодження, К/с	Форма зразку	Спосіб отримання	Вміст P у твердому розчині міді, мас. %
1	50	пруток	Безперервним литтям у графітовий кристалізатор	1,50
2	10^3	стрічка	Методом бокової подачі розплаву на обертаючий валок-кристалізатор	1,64
3	10^6	фольга	Методом литва обертовий мідний диск	1,70

Це свідчить про розширення області твердого розчину в умовах недорівноважної кристалізації та є принципово важливим для модифікувальної здатності лігатури, оскільки саме цей фосфор надходить у розплав у перші моменти після введення модифікатора.

Розчинення лігатури Cu–P у розплаві заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів має комплексний характер і включає надходження фосфору як із твердого розчину α -Cu, так і з фаз фосфіду міді Cu_3P , що підтверджується результатами мікрорентгеноспектрального аналізу фазових складових (табл. 3.2).

Таблиця 3.2 – Усереднені значення вмісту фосфору у фазах лігатури МФ7 при $V_{охол} = 10^3$ К/с (стрічка)

Фаза у структурі	Вміст P, мас. %	Вміст Cu, мас. %	Коментар
α -Cu (твердий розчин міді)	1,64	98,36	Часткове розчинення P у матриці
Евтектика (α -Cu + Cu_3P)	9,80	90,20	Евтектика збагачена фосфором; формування Cu_3P

Дисперсність структурних складових лігатури визначає кінетику цього процесу: чим дрібніші дендрити α -Cu та евтектичні ділянки (α -Cu + Cu_3P), тим швидше та рівномірніше відбувається розчинення модифікатора і надходження фосфору до розплаву Al–Si.

Для лігатури, кристалізованої зі швидкістю охолодження близько 50 К/с, характерна грубодисперсна дендритна структура та неоднорідний розподіл фаз, що зумовлює повільне і нерівномірне надходження фосфору в розплав. У таких умовах утворення частинок AlP є нестабільним у часі, що негативно впливає на відтворюваність модифікувального ефекту.

За швидкості охолодження порядку 10^3 К/с структура лігатури істотно подрібнюється: дендрити α -Cu зменшуються до 10–20 мкм, евтектика набуває рівномірного дрібнодисперсного характеру, а фосфід Cu_3P розподіляється однорідно по об'єму матеріалу. Такий структурний стан забезпечує швидке та передбачуване розчинення лігатури в розплаві Al–Si і стабільне надходження фосфору, що створює оптимальні умови для утворення максимальної кількості частинок AlP — ефективних центрів кристалізації первинного кремнію.

Подальше підвищення швидкості охолодження до надвисоких значень призводить до імпульсного надходження фосфору у перші моменти після введення лігатури, що ускладнює керування процесом модифікування та знижує його відтворюваність у промислових умовах. Такий структурний стан є технологічно нестабільним і не забезпечує переваг при практичному застосуванні.

Таким чином, швидкість охолодження лігатури Cu–P визначає не лише її мікроструктуру, але й характер розчинення у розплаві Al–Si та ефективність формування частинок AlP, що підтверджується сукупністю мікроструктурних та мікрорентгеноспектральних даних. Оптимальне поєднання структурної дисперсності, підвищеного вмісту фосфору в твердому розчині α -Cu та технологічної стабільності забезпечується при швидкості охолодження лігатури порядку 10^3 К/с, що робить такий структурний стан найбільш доцільним для ефективного та відтворюваного модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів системи Al–Si–Cu–Ni.

3.2 Вплив температури введення лігатури Cu–P на розчинення фосфору та модифікування структури заевтектичного сплаву Al–Si

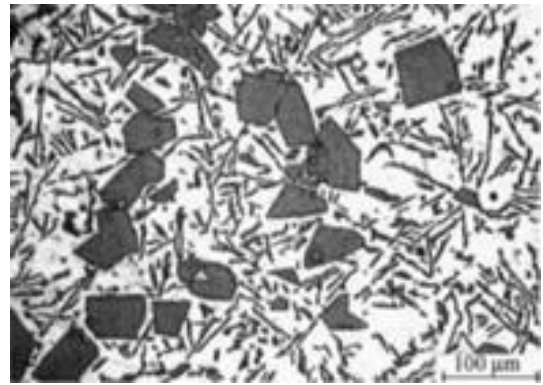
Одним із визначальних технологічних чинників ефективності модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів є температура введення фосфоровмісної лігатури у розплав. Саме температура визначає ступінь розчинення фосфору, інтенсивність його дифузії в рідкому металі та умови утворення модифікувальних частинок типу AlP, які виступають центрами зародження кристалів первинного кремнію. У зв'язку з цим у даному дослідженні оцінено вплив температури введення лігатури Cu–P (марки МФ7) на формування структури модельного заевтектичного сплаву Al–Si з вмістом кремнію близько 20 %, що за характером кристалізації є близьким до промислових сплавів системи Al–Si–Cu–Ni з підвищеною теплостійкістю.

Лігатуру Cu–P (МФ7) з вмістом фосфору 7 мас. % вводили у розплав Al–20 % Si при температурах 700, 800 та 900 °C. Загальна кількість фосфору в усіх випадках становила 0,05 мас. % від маси розплаву. Після введення лігатури розплав ретельно перемішували, видаляли шлак та витримували протягом 20 хв, після чого здійснювали заливання у сталеві кокілі діаметром 20 мм і висотою 90 мм. Мікроструктуру досліджували на зразках після модифікування та порівнювали з немодифікованим металом (рис. 3.3).

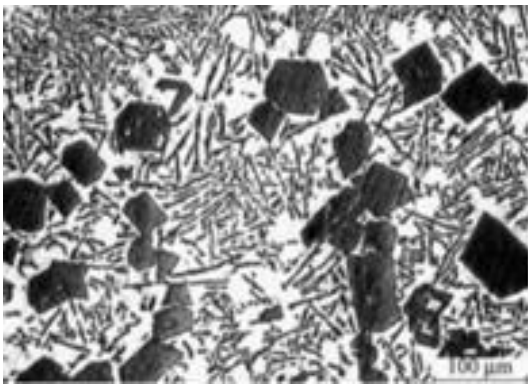
Аналіз мікроструктур, наведених на рис. 3.3, показує, що введення фосфору не чинить помітного впливу на морфологію евтектичної складової Al–Si. Форма та розміри евтектичного кремнію залишаються практично незмінними для всіх досліджених температур, що узгоджується з відомими літературними даними та підтверджує, що дія фосфору проявляється переважно у впливі на кристалізацію первинного кремнію.



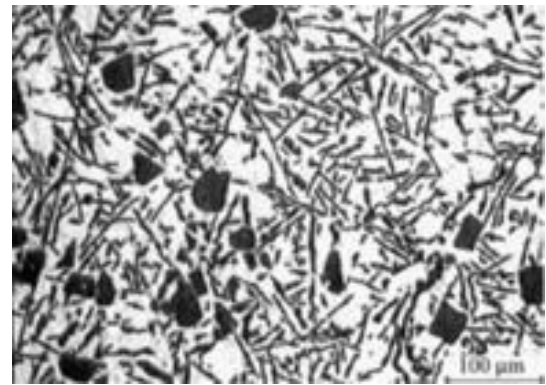
а)



б)



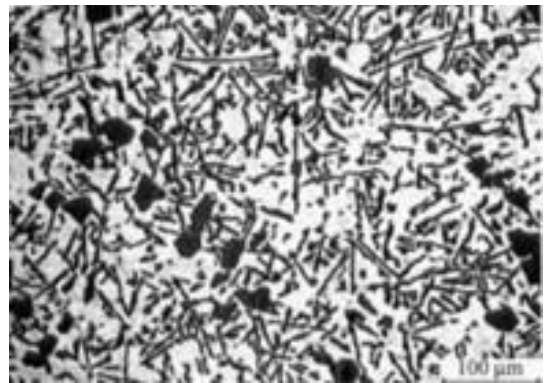
в)



г)



д)



е)

Рисунок 3.3 – Мікроструктура заевтектичного силуміну Al-20% Si залежно від температури введення лігатури МФ7. Тривалість витримки 20 хв. Кількість фосфору, що вводиться 0,05 мас % (x200): 700 °C - без додавання (а) і з додаванням фосфору (б); 800 °C – без додавання (в) та з додаванням фосфору (г); 900 °C – без додавання (д) та з додаванням фосфору (е).

Кількісні результати впливу температури введення лігатури на розмір кристалів первинного кремнію наведено в таблиці 3.4.

Таблиця 3.4 – Залежність розміру кристалів первинного кремнію (КПК) від температури введення лігатури Cu–P (0,05 мас.% P)

Температура введення, °С	Фосфор, мас.%	Розмір КПК, мкм
700	0,00	78,0
	0,05	73,0
800	0,00	78,5
	0,05	21,0
900	0,00	77,5
	0,05	20,6

У немодифікованому стані температура розливання практично не впливає на розмір первинного кремнію: середні значення знаходяться в межах 77–79 мкм і відрізняються лише в межах експериментальної похибки. Після введення лігатури Cu–P спостерігається суттєве подрібнення первинного кремнію, причому ступінь цього ефекту істотно залежить від температури введення.

За температури 700 °С модифікувальний ефект є слабо вираженим: середній розмір кристалів первинного кремнію зменшується лише до ≈ 73 мкм. Підвищення температури введення лігатури до 800 °С призводить до різкого інтенсифікування процесу модифікування — середній розмір кристалів первинного кремнію зменшується більш ніж утричі, до ≈ 21 мкм. Подальше підвищення температури до 900 °С не супроводжується істотним додатковим подрібненням: розмір КПК становить близько 20,6 мкм, що свідчить про досягнення температурної межі ефективності процесу.

Узагальнена залежність розміру кристалів первинного кремнію від температури введення лігатури МФ7 наведена на рисунку 3.4.

Залежність має виражений нелінійний характер: у діапазоні 700...800 °С спостерігається інтенсивне зменшення розміру КПК, тоді як при подальшому підвищенні температури формується характерне «плато», що вказує на насичення модифікувального ефекту.

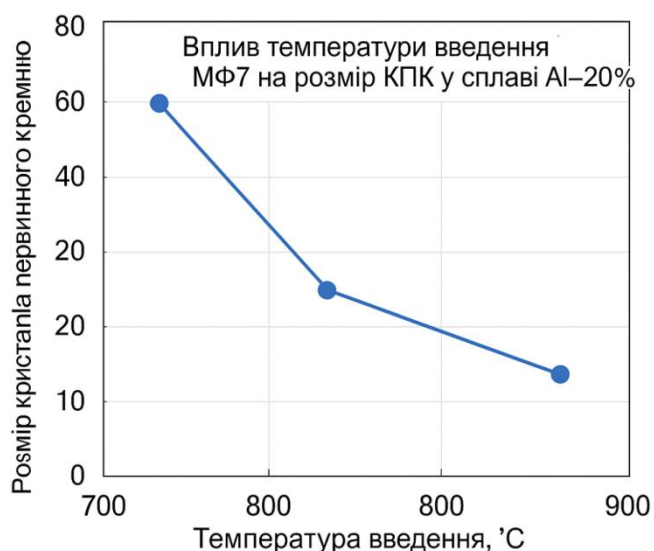


Рисунок 3.4 – Залежність розміру кристалів первинного кремнію від температури введення лігатури Cu–P (МФ7) у розплав Al–20%Si

Встановлені закономірності пояснюються підвищенням розчинності та дифузійної рухливості фосфору в алюмінієвому розплаві зі зростанням температури, що сприяє більш інтенсивному утворенню частинок AlP і зростанню кількості центрів зародження первинного кремнію. За температур вище 800 °C ці процеси досягають практично максимального рівня, і подальше підвищення температури не дає істотного структурного ефекту.

Таким чином, за умов введення лігатури Cu–P (МФ7) у розплав найбільш ефективно модифікування первинного кремнію досягається при температурі не нижче 800 °C. Підвищення температури введення з 700 до 800 °C забезпечує різке зростання модифікувального ефекту (зменшення середнього розміру КПК до $\approx 20\text{--}21$ мкм), тоді як подальше збільшення температури до 900 °C не дає істотного додаткового подрібнення, що свідчить про формування температурного «плато» ефективності процесу. При цьому морфологія евтектичної складової Al–Si залишається практично незмінною, підтверджуючи, що дія фосфору реалізується переважно через вплив на кристалізацію первинного кремнію. Отримані результати можуть бути використані для обґрунтування раціонального температурного режиму модифікування заевтектичних сплавів системи Al–Si–Cu–Ni з підвищеними експлуатаційними характеристиками.

3.3 Вплив кількості введеного фосфору та типу лігатури Cu–P на модифікаційний ефект

Для оцінки ефективності модифікування досліджували вплив різної кількості введеного фосфору (0,04...0,20 % мас.) та типу лігатури Cu–P, отриманої з різними швидкостями охолодження (50 , 10^3 та 10^6 K/c). Основним критерієм ефективності був розмір кристалів первинного кремнію (КПК) у структурі заевтектичного силуміну (рис. 3.5). Модифікування сплаву AlSi21CuNi проводили при температурі 780-800 °C вводючи різну кількість лігатури МФ7, забезпечуючи вміст фосфору в процесі його введення в розплав: 0,04, 0,08, 0,12, 0,20 мас. %.

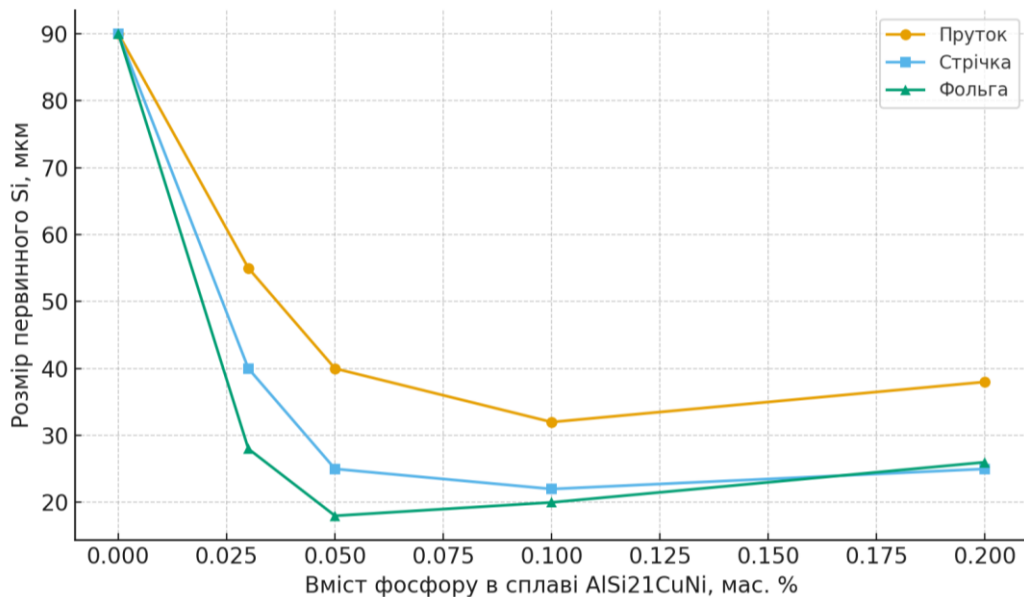


Рисунок 3.5 – Вплив кількості фосфору та типу лігатури Cu–P (пруток, стрічка, фольга) на розмір кристалів первинного кремнію в заевтектичному сплаві Al–Si ($T_{\text{модиф.}} = 790 \pm 10$ °C, $t_{\text{витр.}} = 15-20$ мин, $T_{\text{форми}} = 150$ °C)

З даних, представлених на рис. 3.5 видно, що збільшення швидкості охолодження при кристалізації лігатури позитивно впливає на її модифікуючу здатність.

Так, дрібніші кристали первинного кремнію утворюються при обробці розплаву лігатурою у вигляді фольги (швидкість охолодження 10^6 K/c). Крім того, використання модифікатора з високодисперсною структурою дозволяє зменшити кількість фосфору, що вводиться. Для отримання первинного дрібнокристалічного

кремнію в сплаві $AlSi21CuNi$ при використанні лігатури у вигляді фольги достатньо введення 0,04% P, проти 0,08-0,10% P при введенні його з лігатури у вигляді стрічки або зливка (рис. 3.6-3.7).

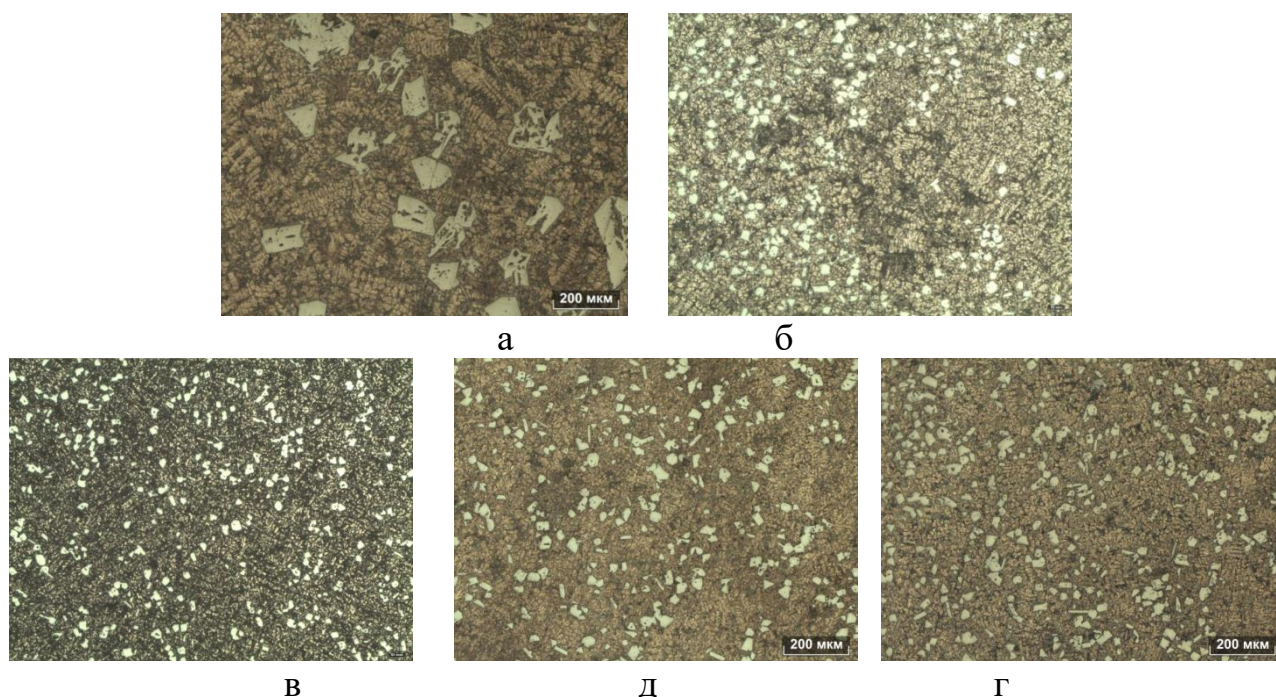


Рисунок 3.6 – Мікроструктура сплаву $AlSi21CuNi$, модифікованого лігатурою МФ7 у вигляді фольги. Кількості фосфору, що вводиться (мас. %). ($\times 100$):
а) вихідний; б) 0,04; в) 0,08; д) 0,12; г) 0,20.

В результаті аналізу даних впливу різних видів і при різних витратах лігатури МФ7 на кристалізацію заевтектичного силуміну $AlSi21CuNi$ при сталій температурі модифікування (790 ± 10 °C) та ливарної форми (150 °C) і тривалості витримки розплаву при її введенні (15...20 мин), встановлено, що введення в розплав заевтектичного силуміну $AlSi21CuNi$ лігатури МФ7 у вигляді фольги дозволяє отримувати максимальний модифікуючий ефект в порівнянні з іншими її видами. При цьому розмір кристалів первинного кремнію досягає 21,2 мкм при введенні фосфору в кількості 0,04 мас. %, що, наприклад, у два рази менше, ніж при його введенні лігатурою у вигляді стрічки.

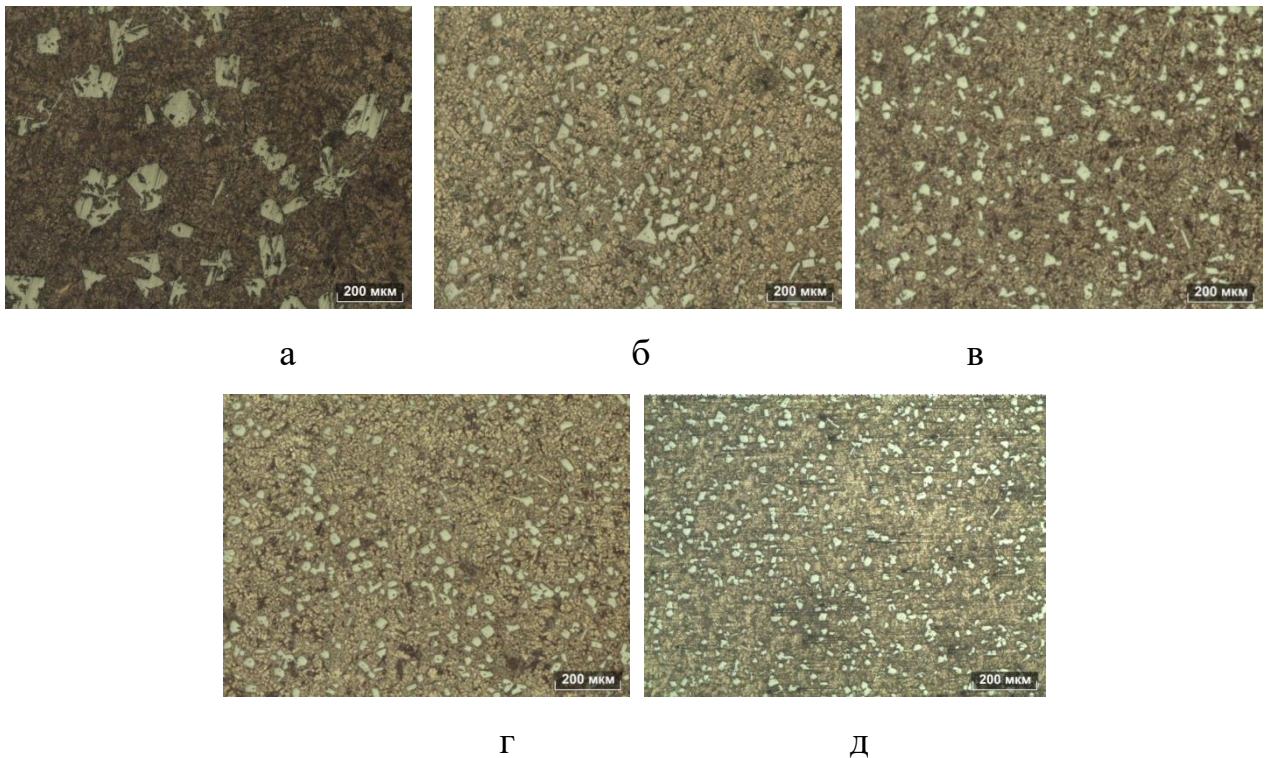


Рисунок 3.7 – Мікроструктура сплаву AlSi21CuNi, модифікованого лігатурою МФ7 різного виду (x100): а) вихідний; б) пруток, Ø10 мм; в) пруток, Ø 2 мм; г) фольга, товщина 0,02 мм. д) стрічка, товщина 0,3 мм; витрата Р 0,08 мас. %.

Показано, що зі збільшенням швидкості охолодження сплаву МФ7 у процесі кристалізації зростає вміст фосфору в розчині міді до 1,65...1,70 мас %, що зумовлює підвищення їх модифікуючого ефекту при введенні в заевтектичний силумін AlSi21CuNi. Технологія модифікування заевтектичних силумінів швидкоохолодженою лігатурою з наддрібнодисперсною структурою у вигляді фольги або стрічки може бути рекомендована для промислового застосування за умови оптимізації її параметрів.

3.4 Визначення оптимальної тривалості витримки розплаву заевтектичного силуміну під час модифікування лігатурою МФ7

Заевтектичні силуміни для виготовлення виливків застосовують у модифікованому стані, що забезпечує підвищення їхніх механічних та експлуатаційних характеристик. Одним із важливих технологічних параметрів процесу модифікування є тривалість витримки розплаву після введення

модифікатора до моменту розливання у форми. Витримка потрібна для завершення розчинення лігатури, рівномірного розподілу модифікуючого елемента (фосфору) в об'ємі металу та формування зародків росту кристалів первинного кремнію.

З огляду на те, що досліджувані різновиди лігатури МФ7 (пруток, стрічка, фольга) мають різну дисперсність і морфологію фаз, час їх повного «освоєння» розплавом може відрізнятись. Відповідно, оптимальна витримка потенційно залежить як від виду лігатури, так і від вмісту фосфору.

Експерименти з оцінювання впливу тривалості витримки на ефект модифікування проводили на сплавах Al–20 % Si ($T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$, введення 0,05 мас. % P) та ALSi21CUNI (введення МФ7 у різних видах). Результати (рис. 3.8–3.11) показують, що максимальний ефект модифікування досягається вже через 10–20 хв після введення лігатури і зберігається в межах досліджених інтервалів часу (для Al–20 % Si — до 6 годин; для AlSi21CuN — до 60 хв).

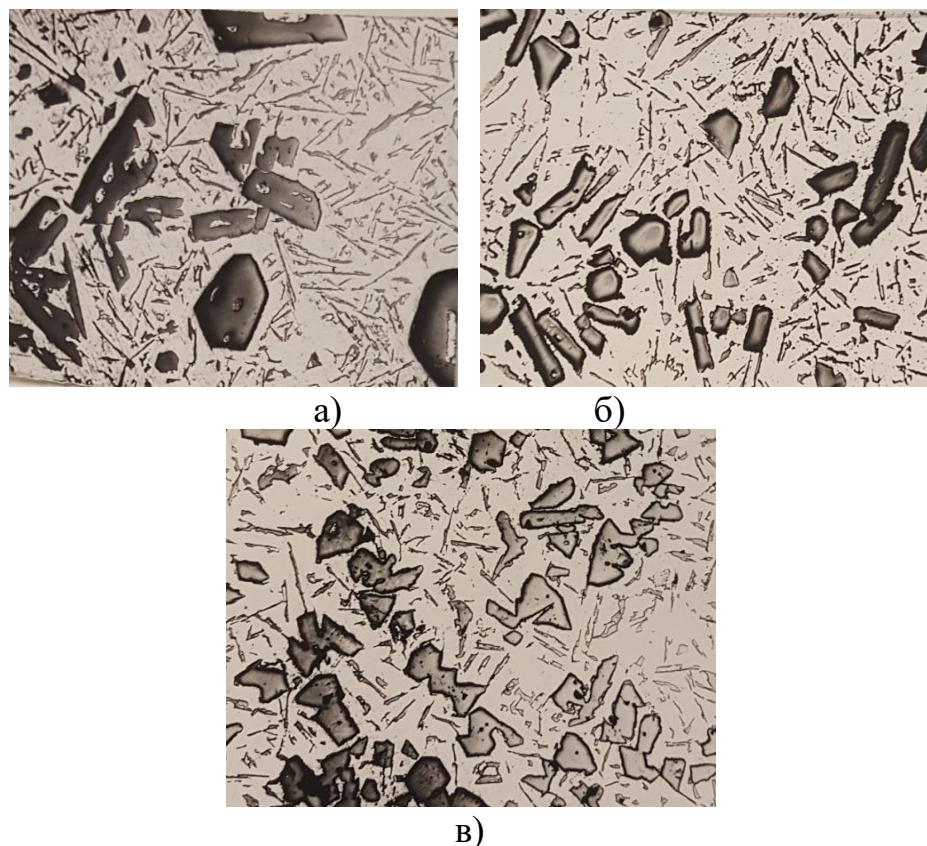


Рисунок 3.8 – Мікроструктура заевтектичного сплаву Al–20 % Si:

а) без витримки (розлив одразу після введення Cu-P);

б) витримка 20 хв; в) витримка 6 год.

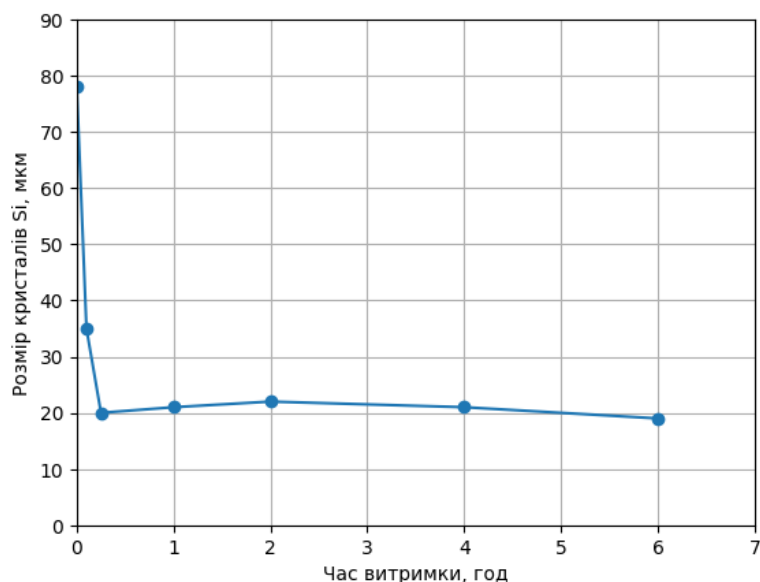
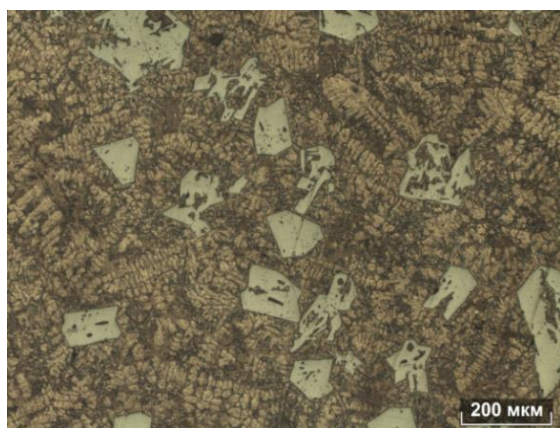


Рисунок 3.9 – Залежність середнього розміру КПК у сплаві Al–20 % Si від тривалості витримки розплаву після введення Cu–P (0,05 мас. % P); $T_{\text{мод.}}=800\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{форми}}=150\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Для сплаву Al–20 % Si мікроструктурні спостереження (рис. 3.9) та кількісна залежність (рис. 3.10) підтверджують, що розмір кристалів первинного кремнію (КПК) стабільно зменшується вже через 20 хв витримки і надалі суттєво не покращується.

Аналогічно, для ALSI21CUNI (рис. 3.10–3.11) використання МФ7 (пруток: 50 К/с; стрічка: 10^3 К/с; фольга: 10^6 К/с) демонструє, що суттєве подрібнення КПК забезпечується в перші 10–20 хв, після чого зміни мінімальні.



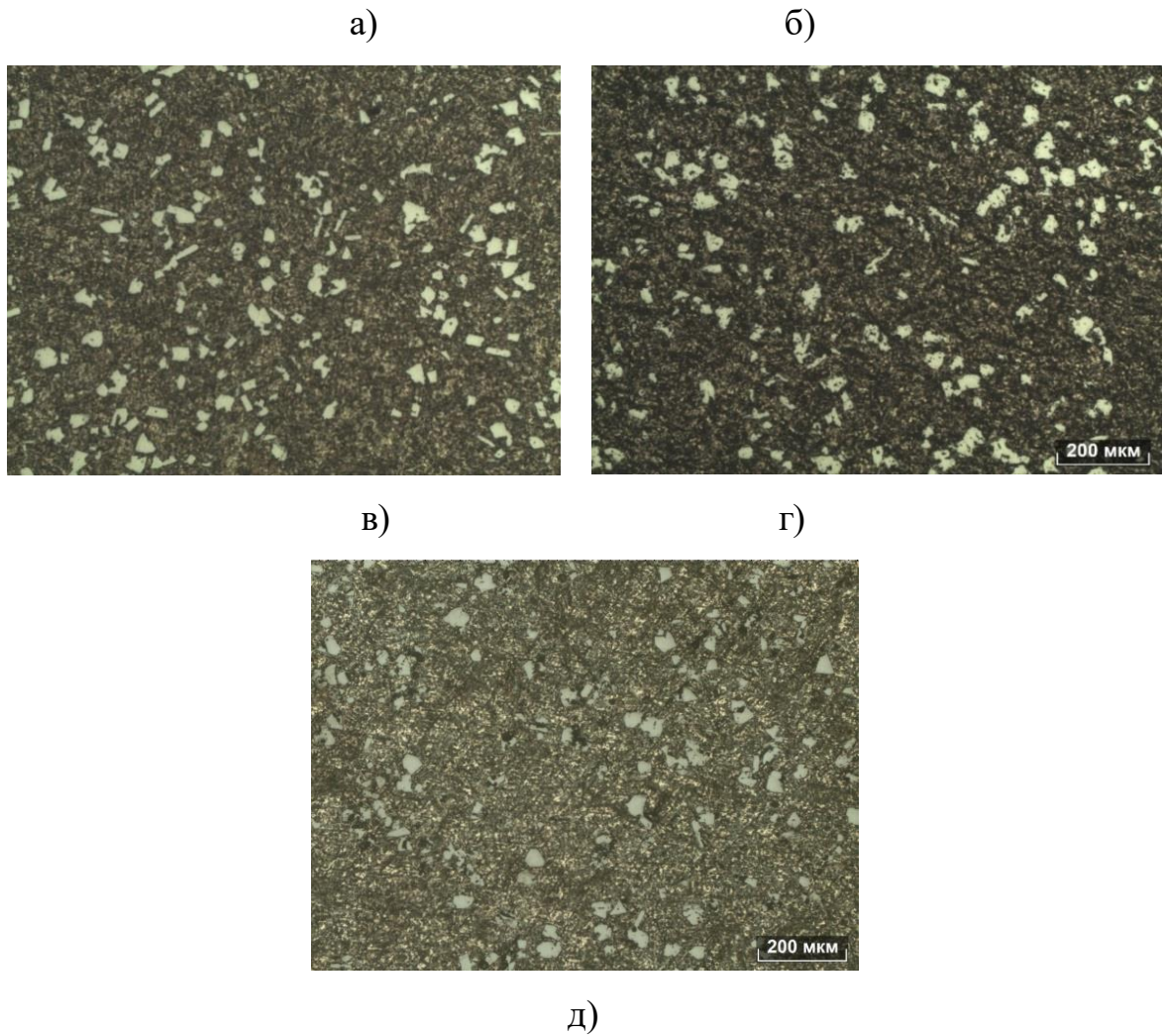


Рисунок 3.10 – Мікроструктура ALSi21CuNi до і після модифікування МФ7 ($\times 100$): а) без модифікування; далі — витримка: б) – 10; в) – 20; г) – 30; д) – 60 хв

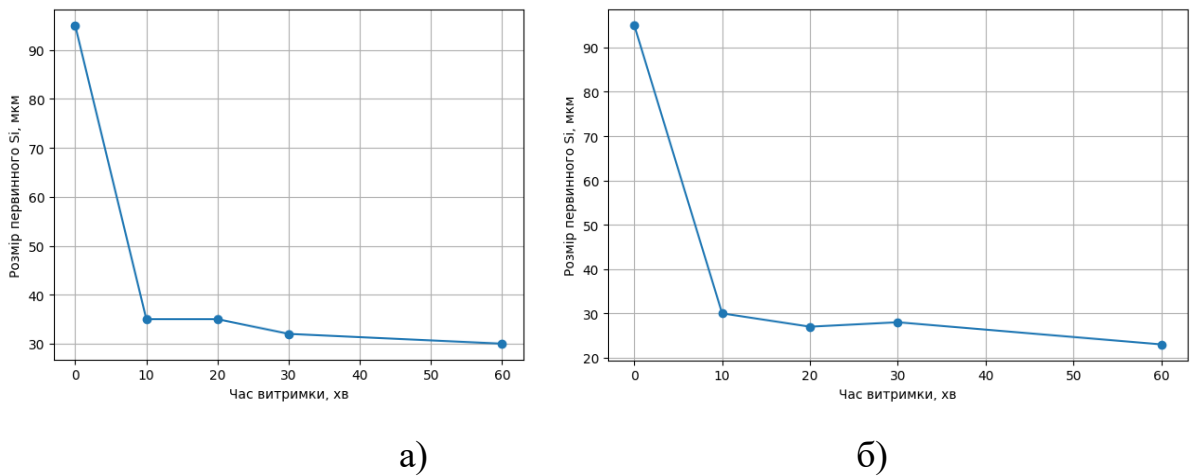


Рисунок 3.11 – Вплив тривалості витримки на розмір КПК у AlSi21CuNi при використанні МФ7: а) пруток (50 К/с); б) стрічка (10³ К/с)

Встановлено, що розподіл за розмірами КПК у сплаві Al...20 % Si (рис. 3.12) зміщується у бік менших частинок при 20-хвилинній витримці: частка дрібних КПК (10...20 мкм) становить ~55 % проти ~31 % без витримки. Після 6-годинної витримки частка дрібних КПК дещо знижується (~43 %), що може бути пов'язано з вигоранням фосфору і, як наслідок, зменшенням кількості утворених у розплаві центрів кристалізації AlP.

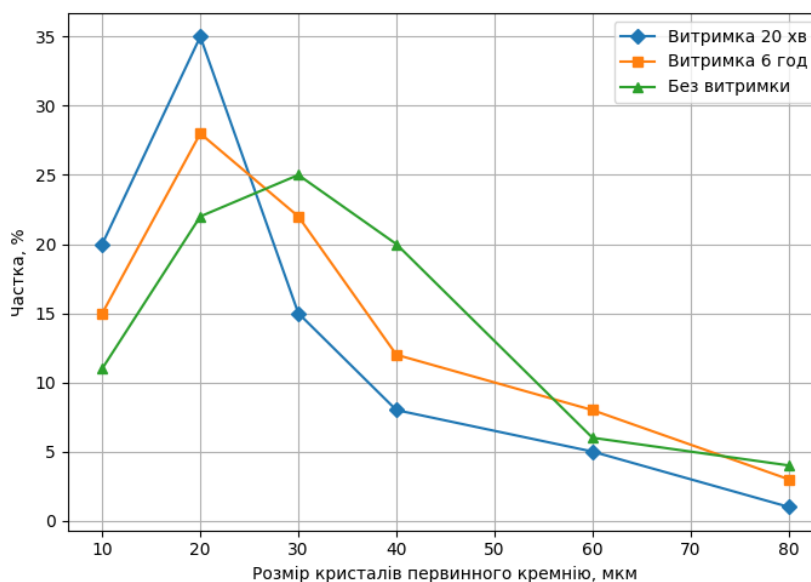


Рисунок 3.12 – Розподіл за розмірами КПК у Al–20 % Si (0,05 мас. % P) залежно від витримки: без витримки / 20 хв / 6 год.

Сукупність отриманих результатів свідчить, що визначальним процесом, який формує необхідну витримку, є швидкість зародження центрів кристалізації первинного кремнію (частинок AlP), а не час розчинення лігатури чи дифузійного вирівнювання фосфору. Саме тому 10–20 хв витримки після введення МФ7 достатньо для надійного й відтворюваного модифікування як бінарних, так і комплекснолегованих заевтектичних силумінів.

3.5 Вплив обробки розплаву на коефіцієнт лінійного розширення заевтектичного силуміну AlSi21CuNi

Відомо, що важливою експлуатаційною характеристикою заевтектичних силумінів є їхній коефіцієнт лінійного розширення (КЛР), що визначає величину зазору між деталями. У зв'язку з викладеним на заевтектичному силуміні AlSi21CuNi було проведено ряд експериментів щодо визначення впливу різної обробки розплаву на величину коефіцієнта лінійного розширення.

Модифікуюче-мікролегуюча обробка розплаву силуміну AlSi21CuNi полягала в наступному: введення фосфору в кількості 0,08 мас. % швидко охолодженою лігатурою МФ7 у вигляді стрічки. Коефіцієнт лінійного розширення сплаву AlSi21CuNi в інтервалі температур 20-300 °С. Результати вимірювання КЛР сплаву AlSi21CuNi наведено на рисунку 3.13

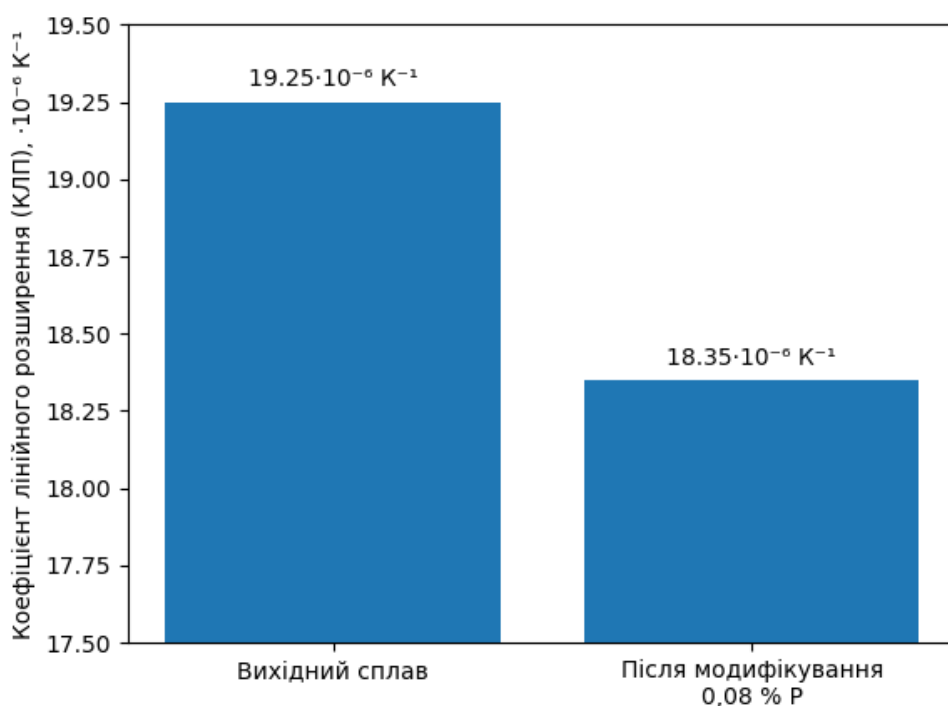


Рисунок 3.13 – Зміна коефіцієнта лінійного розширення (КЛР)

заевтектичного алюмінієво-кремнієвого сплаву до та після модифікування фосфором (0,08 % Р)

З наведених результатів (рис. 3.13) видно, що проведена модифікування призводить до зниження КЛР сплаву ALSI21CUNI при нагріванні на 10...13 %.

3.6 Оптимізація технологічних параметрів модифікування заевтектичних силумінів фосфоровмісними лігатурами Cu–P

На основі експериментальних даних для сплаву AlSi21CuNi задача оптимізації формулюється як багатокритеріальна. Основним критерієм є мінімізація середнього розміру кристалів первинного кремнію: $J_1 = d_{Si} \rightarrow \min$. додатковим критерієм є мінімізація коефіцієнта лінійного розширення сплаву: $J_2 = \alpha \rightarrow \min$. Як керовані технологічні параметри розглядали:

x_1 – структура лігатури Cu–P (через швидкість охолодження $V_{охол}$: пруток ≈ 50 K/c; стрічка $\approx 10^3$ K/c; фольга $\approx 10^6$ K/c);

x_2 – температура введення лігатури $T_{вв}$;

x_3 – вміст фосфору в розплаві (P), мас. %;

x_4 – тривалість витримки розплаву після введення лігатури τ .

Задача оптимізації: знайти такі x_1, x_2, x_3, x_4), щоб

$$J_1 = d_{Si}(x_1, x_2, x_3, x_4) \rightarrow \min, J_2 = \alpha(x_1, x_2) \rightarrow \min$$

при технологічних обмеженнях на склад і температурно-часовий режим плавки та лиття.

Експериментально встановлено, що для сплаву Al–20 % Si при постійному вмісті фосфору 0,05 мас. % середній розмір кристалів первинного кремнію різко зменшується при підвищенні температури введення лігатури з 700 до 800 °C, тоді як подальше підвищення температури до 900 °C не приводить до істотного додаткового подрібнення (рис. 3.14). Така залежність має характер насичення, що дозволяє визначити оптимальний температурний інтервал введення лігатури $T_{вв}^{опт} \approx 800 \dots 900$ °C, де забезпечується максимум модифікаційного ефекту без додаткового перегріву металу.

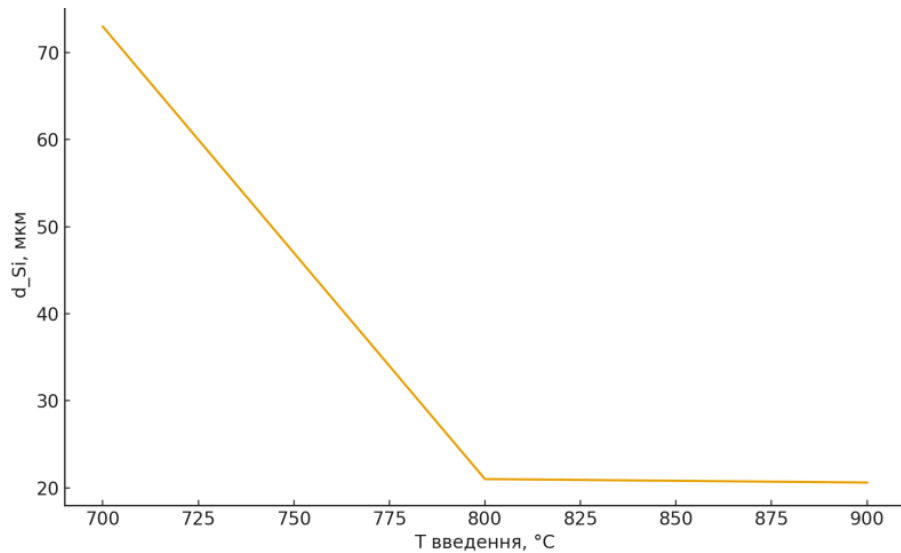


Рисунок 3.14 – Залежність середнього розміру кристалів первинного кремнію від температури введення лігатури Cu–P у сплав Al–20 % Si

З графіку видно різко виражену температурну чутливість процесу модифікування: у діапазоні 700...800 °С спостерігається інтенсивне зменшення середнього розміру кристалів первинного кремнію з ~73 до ~21 мкм, що вказує на активізацію утворення модифікувальної фази AlP. Подальше підвищення температури до 900 °С практично не змінює розмір КПК, формуючи характерну «полицію», яка свідчить про досягнення оптимального рівня модифікування.

Залежність середнього розміру кристалів первинного кремнію від вмісту фосфору та типу лігатури (рис. 3.15) показала, що зі зростанням дисперсності структури лігатури мінімум d_{Si} зміщується у бік менших концентрацій фосфору. Для стрічкової лігатури МФ7 мінімальний розмір КПК досягається при $R_{opt} \approx 0,08 \dots 0,10$ мас. %, тоді як для фольгової лігатури ефективний інтервал зміщується до $R_{opt} \approx 0,04 \dots 0,06$ мас. %, що забезпечує мінімальний розмір КПК (≈ 21 –22 мкм) при зниженій витраті модифікатора.

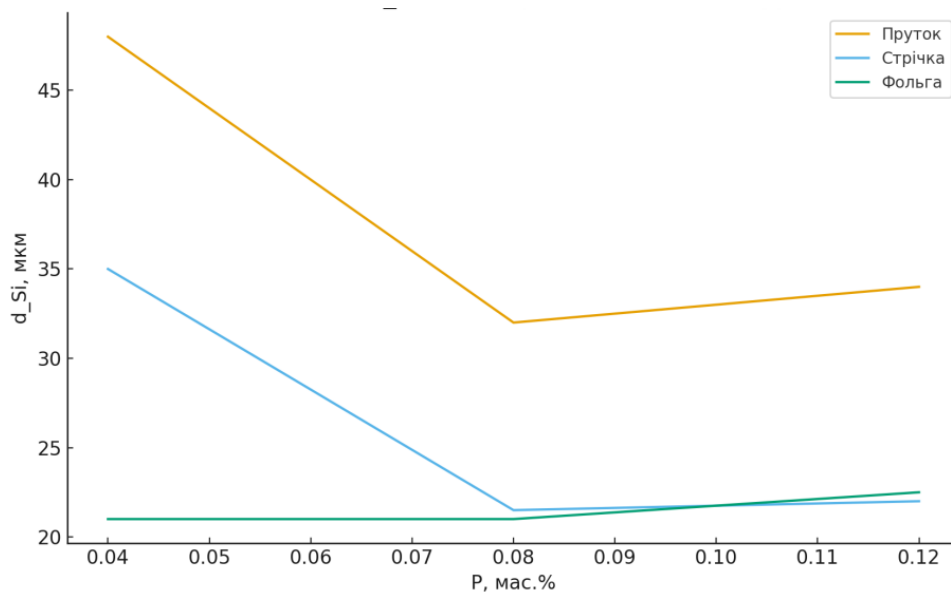


Рисунок 3.15 – Залежність середнього розміру кристалів первинного кремнію від вмісту фосфору для різних типів лігатури МФ7 у сплаві $AlSi21CuNi$

Графік $dSi(P)$ (рис. 3.15) демонструє, що тип лігатури суттєво впливає на ефективність модифікування: для пруткової лігатури мінімум розміру КПК спостерігається при більших витратах фосфору, тоді як перехід до стрічки та особливо до фольги зміщує мінімум до нижчих концентрацій. Це означає, що зі зростанням дисперсності та швидкості охолодження лігатури зменшується необхідна витрата фосфору. Фольгова лігатура забезпечує мінімальний розмір первинного кремнію ($\approx 21\text{--}22$ мкм) уже при $0.04\text{--}0.06$ мас. %, тоді як стрічка потребує $0.08\text{--}0.10$ мас. %.

Аналіз залежності $dSi(\tau)$ (рис. 3.16) показав, що основне зменшення розміру кристалів первинного кремнію відбувається у перші $10\text{--}20$ хв після введення лігатури, після чого крива виходить на «плато». Надмірно тривала витримка (понад 60 хв) не покращує структуру та може призводити до часткового вигорання фосфору. Таким чином, оптимальний інтервал витримки становить: $\tau_{\text{опт}} = 10\text{--}20$ хв. Ця залежність наведена на рисунку 3.16 у вигляді кривих $dSi(\tau)$.

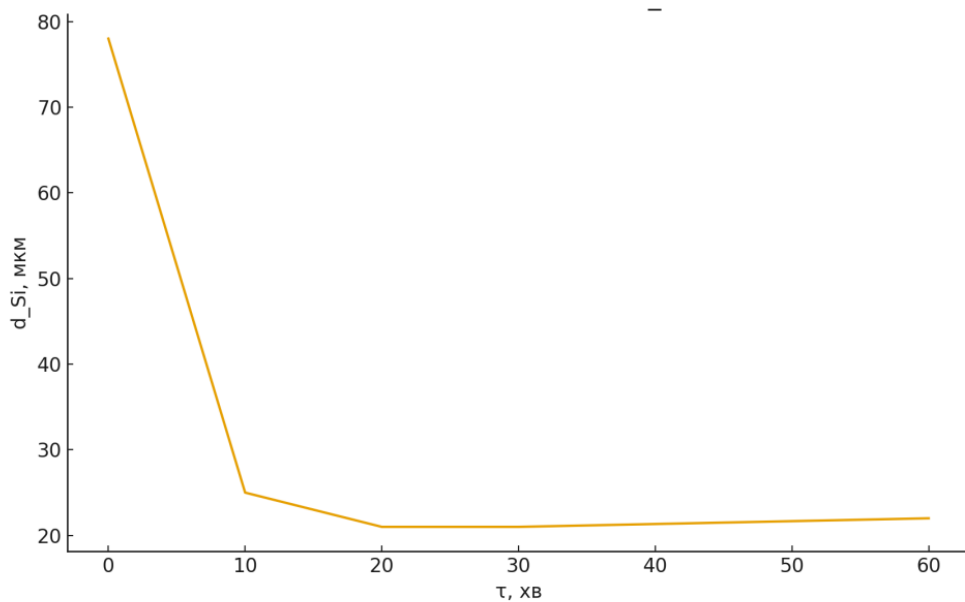


Рисунок 3.16 – Залежність середнього розміру кристалів первинного кремнію від тривалості витримки розплаву після введення лігатури Cu–P

Встановлено, що модифікування сплаву AlSi21CuNi фосфором (0,08 мас. % P, лігатура МФ7 у вигляді стрічки) призводить до зниження коефіцієнта лінійного розширення на 10–13 % у температурному діапазоні 20...300 °C (рис. 3.13, 3.17). Зменшення $\alpha(T)$ у всьому дослідженому інтервалі температур свідчить про підвищення термостійкості та стабільності розмірів сплаву при нагріванні.

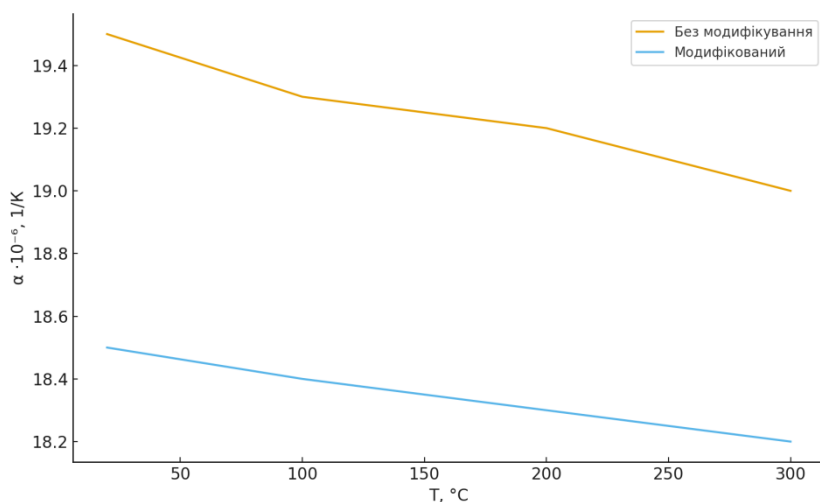


Рисунок 3.17 – Температурна залежність коефіцієнта лінійного лінійного розширення $\alpha(T)$ вихідного та модифікованого сплаву AlSi21CuNi

З рисунка 3.17 видно, що модифікування сплаву призводить до помітного зменшення коефіцієнта лінійного розширення в усьому досліджуваному температурному діапазоні. Зменшення теплового розширення забезпечує

стабільніший тепловий зазорів та підвищує термостійкість в умовах циклічних навантажень

На основі аналізу отриманих залежностей $dSi(T_{вв})$, $dSi(P)$, $dSi(\tau)$ та $\alpha(T)$ сформовано комплекс оптимальних технологічних параметрів модифікування заевтектичних силумінів.

Структура лігатури: стрічкова лігатура МФ7 (швидкість охолодження при виготовленні $\approx 10^3$ K/c).

Температура введення лігатури: $T_{вл(опт)} = 800 \dots 900$ °C

Вміст фосфору у розплаві:

– для стрічкової лігатури: $R_{опт} = 0.05 \dots 0.08$ мас. %;

– для фольгової лігатури: $R_{опт} = 0.04 \dots 0.06$ мас. %;

Тривалість витримки розплаву після введення модифікатора: $\tau_{опт} = 10 \dots 20$ хв.

Температура модифікування та форми:

– $T_{мод} = 790 \pm 10$ °C;

– $T_{форми} \approx 150$ °C;

Застосування такого комплексу параметрів забезпечує формування дрібнокристалічної структури з середнім розміром первинного кремнію 20–21 мкм, зниження коефіцієнта лінійного розширення сплаву на 10–13 %, зменшення витрати модифікатора та високу стабільність і відтворюваність структури при промисловому литті заевтектичних сплавів системи Al–Si–Cu–Ni.

Висновки до розділу 3

1. Встановлено, що швидкість охолодження при кристалізації фосфоровмісної лігатури Cu–P істотно впливає на її мікроструктуру та фазовий склад. Зі збільшенням швидкості охолодження від 50 до 106 K/c відбувається інтенсивне подрібнення дендритів твердого розчину α -Cu та евтектичних складових (α -Cu + Cu_3P), що підвищує структурну однорідність лігатури та її технологічну придатність до модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.

2. Показано, що зі зростанням швидкості охолодження лігатури МФ7 підвищується вміст фосфору, розчиненого в твердому розчині α -Cu, з 1,50 до 1,70 мас. %, що є визначальним чинником ефективності модифікування, оскільки саме ця частка фосфору першочергово переходить у розплав Al-Si та бере участь у формуванні центрів кристалізації первинного кремнію у вигляді частинок AlP.

3. Встановлено, що ефективність модифікування заевтектичних сплавів системи Al-Si істотно залежить від температури введення лігатури Cu-P. Підвищення температури введення з 700 до 800 °C забезпечує різке зменшення середнього розміру кристалів первинного кремнію з ~ 73 до ~ 21 мкм, тоді як подальше збільшення температури до 900 °C не приводить до істотного додаткового подрібнення, що свідчить про досягнення температурного плато ефективності процесу модифікування.

4. Доведено, що тип та структурний стан лігатури Cu-P визначають необхідну витрату фосфору для досягнення максимального модифікувального ефекту. Використання швидкоохолоджених лігатур у вигляді стрічки ($\approx 10^3$ K/c) та фольги ($\approx 10^6$ K/c) дозволяє зменшити оптимальний вміст фосфору у розплаві до 0,08–0,10 та 0,04–0,06 мас. % відповідно при збереженні мінімального розміру кристалів первинного кремнію на рівні 20–22 мкм.

5. Встановлено, що тривалість витримки розплаву після введення лігатури МФ7 має обмежений вплив на ефективність модифікування. Основне подрібнення кристалів первинного кремнію відбувається у перші 10–20 хв, після чого процес насичується, а надмірно тривала витримка може призводити до часткового вигорання фосфору та зниження модифікувального ефекту.

6. Показано, що модифікувально-мікролеваюча обробка заевтектичного сплаву AlSi21CuNi фосфором призводить до зниження коефіцієнта лінійного розширення в діапазоні температур 20–300 °C на 10–13 %, що свідчить про підвищення термостійкості та стабільності розмірів матеріалу при нагріванні.

7. На основі багатокритеріальної оптимізації встановлено комплекс раціональних технологічних параметрів модифікування заевтектичних силумінів: використання стрічкової лігатури МФ7, температура введення 800–900 °C, вміст

фосфору 0,05–0,08 мас. % (для стрічки) або 0,04–0,06 мас. % (для фольги), тривалість витримки 10–20 хв. Застосування цих параметрів забезпечує формування дрібнокристалічної структури первинного кремнію, зниження коефіцієнта лінійного розширення та високу відтворюваність результатів у промислових умовах.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що ефективність модифікування заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів фосфором визначається не лише загальним вмістом введеного фосфору, а передусім структурним станом фосфоровмісної лігатури Cu–P, який формується залежно від швидкості її кристалізації та визначає кінетику надходження фосфору в розплав.

2. Показано, що зі зростанням швидкості охолодження лігатури Cu–P підвищується частка фосфору, розчиненого в твердому розчині α -Cu, що забезпечує більш інтенсивне та стабільне утворення модифікувальних частинок AlP і кероване подрібнення кристалів первинного кремнію у заевтектичних силумінах.

3. Експериментально доведено, що оптимальний температурний інтервал введення лігатури Cu–P у розплав становить 800...900 °C. У цьому діапазоні досягається максимальний модифікувальний ефект, який проявляється у зменшенні середнього розміру кристалів первинного кремнію до 20–21 мкм без негативного впливу на морфологію евтектичної складової.

4. Встановлено, що тип і структурний стан лігатури Cu–P істотно впливають на необхідну витрату фосфору для досягнення заданого рівня модифікування. Використання швидкоохолоджених лігатур у вигляді стрічки та фольги дозволяє зменшити оптимальний вміст фосфору в розплаві у 1,5–2 рази порівняно з прутковими лігатурами при збереженні мінімального розміру кристалів первинного кремнію.

5. Показано, що тривалість витримки розплаву після введення лігатури має обмежений вплив на ефективність модифікування. Основне формування центрів кристалізації первинного кремнію відбувається у перші 10–20 хв, після чого процес насичується, а надмірно тривала витримка може призводити до часткового вигорання фосфору.

6. Встановлено, що оптимізовані режими модифікування заевтектичного сплаву AlSi21CuNi забезпечують зниження коефіцієнта лінійного розширення у

діапазоні температур 20–300 °С на 10–13 %, що свідчить про підвищення термостійкості та стабільності розмірів виливків при експлуатації.

7. На основі багатокритеріальної оптимізації сформовано комплекс раціональних технологічних параметрів плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів: застосування стрічкових або фольгових лігатур Cu–P, температура введення 800–900 °С, оптимальний вміст фосфору 0,04–0,08 мас. %, тривалість витримки 10–20 хв, що забезпечує стабільне формування дрібнокристалічної структури первинного кремнію та покращені експлуатаційні характеристики матеріалу.

8. Отримані результати мають практичну цінність і можуть бути використані при розробленні та коригуванні промислових технологій плавки та лиття заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів для виготовлення відповідальних ливарних деталей з підвищеною термостійкістю та стабільністю розмірів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Білецький В.С. Металургія кольорових металів. Київ: НТУУ «КПІ», 2012. 432 с.
2. Горбань В.І., Коваль О.М. Металознавство та термічна обробка металів. Київ: Ліра-К, 2018. 368 с.
3. Даниленко Є.І., Тимошенко С.М. Лиття чорних та кольорових металів: підручник. Київ: Політехніка, 2015. 352 с.
4. Лутай В.М., Єфімов О.М. Матеріалознавство та технологія конструкційних матеріалів. Львів: ЛНУ, 2016. 490 с.
5. Лиття легких сплавів: навч. посіб. Суми: Сумський державний університет, 2020. 246 с.
6. Алюміній та алюмінієві сплави. Литі сплави. Хімічний склад і механічні властивості: ДСТУ EN 1706:2019. Київ: ДП «УкрНДНЦ», 2019.
7. Алюміній та алюмінієві сплави. Терміни та визначення: ДСТУ ISO 16220:2019. Київ: ДП «УкрНДНЦ», 2019.
8. Матеріалознавство та обробка металів: збірник наукових праць. Київ: МОН України, 2021.
9. Сіренко О.Л. Вплив модифікування на структуру та властивості силумінів. Матеріалознавство. 2020;2:31–38.
10. Kropyvnyi V.M., Bosyi M.V., Kuzyk S.Yu. Thermal stability of Al–Si alloys under modified crystallization. Materials Science in Ukraine. 2023;1:15–24.
11. Makhlof M., Guthrie R. Aluminum Casting Technology. Schaumburg: AFS; 2013. 450 p.
12. Samuel A.M., Liu Y., Samuel F.H. Microstructural aspects of Al–Si alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 1998;29(12):2871–2880. doi:10.1007/s11661-998-0305-7.
13. Lu L., Dahle A.K. The role of AlP in nucleation of primary silicon in hypereutectic Al–Si alloys. Acta Materialia. 2005;53(14):3613–3624. doi:10.1016/j.actamat.2005.03.033.

14. Li X., Samuel A.M., Doty H.W., Samuel F.H. Influence of melt treatment on properties of Al–Si alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004;155–156:1526–1531. doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.04.211.
15. Gruzleski J.E., Closset B. *The Treatment of Liquid Aluminum–Silicon Alloys*. Des Plaines: AFS; 1990. 180 p.
16. Haghayeghi R., Emadi D. Effect of cooling rate on structure of Cu–P master alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509(5):1325–1331. doi:10.1016/j.jallcom.2010.09.030.
17. Rettig H., Kainer K.U. Refinement of primary silicon in Al–Si alloys by Cu–P master alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2000;280(1):101–107. doi:10.1016/S0921-5093(99)00671-6.
18. Timpel M., Schumacher P., Sophianopoulos D. Nucleation mechanisms in Al–Si–Cu alloys. *Acta Materialia*. 2012;60(10):3920–3931. doi:10.1016/j.actamat.2012.03.021.
19. Cao X., Campbell J. Porosity formation and its relationship to microstructure in Al–Si alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2003;355(1–2):1–9. doi:10.1016/S0921-5093(03)00053-5.
20. Dahle A.K., Nogita K., Zindel J.W. Modification of eutectic and primary silicon in Al–Si alloys. *Materials Science Forum*. 2002;396–402:81–86. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.396-402.81.