

<https://doi.org/10.15407/plit2026.02.003>

УДК 669.046.516

Д.В. Іванченко¹, канд. техн. наук, асистент; e-mail: cortdm77@gmail.com;
<http://orcid.org/0000-0001-6162-8537>

М.М. Ямшинський^{1,3}, докт. техн. наук, професор, e-mail: yamshinskiy@ukr.net; <http://orcid.org/0000-0002-2293-2939>

Є.Г. Биба^{1,2}, канд. техн. наук, доцент; e-mail: byba.evgen@gmail.com;
<http://orcid.org/0000-0002-1696-300X>

С.В. Петриченко¹, здобувач вищої освіти;
e-mail: serg.petrichenko@gmail.com; <https://orcid.org/0009-0007-6394-1026>

Р.В. Лютий¹, докт. техн. наук, доцент; e-mail: rvl2005@ukr.net;
<https://orcid.org/0000-0001-6655-6499>

А.В. Мініцький^{1,2}, докт. техн. наук, професор; e-mail: aminitsky@gmail.com;
<http://orcid.org/0000-0001-5767-4071>

І.В. Лук'яненко¹, канд. техн. наук, доцент;
e-mail: lukianenkoiv@gmail.com; <http://orcid.org/0000-0002-1043-9688>

М.Ю. Барабаш^{1,2,3}, докт. техн. наук, ст. наук. співроб., професор;
e-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua; <https://orcid.org/0000-0001-5054-5031>

¹Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна),

²Інститут прикладних систем управління національної академії наук України (Київ, Україна),

³Технічний центр НАН України, (Київ, Україна)

ВПЛИВ ЦИРКОНІЮ НА ОСОБЛИВОСТІ МІКРОСТРУКТУРИ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Проведено комплексне дослідження впливу зміцнювальних добавок цирконію на мікроструктуру та фазовий склад ливарних алюмінієвих сплавів систем Al–Cu–Mn (AM5) та Al–Si–Cu (AK8M3). Актуальність роботи зумовлена необхідністю розробки нових складів легких конструкційних матеріалів із підвищеним рівнем механічних властивостей. Введення цирконію в розплав із тетрафториду цирконію (ZrF_4) у кількості від 0,6 % мас. до 1,8 % мас. при температурі 750 °C у складі флюсової композиції дозволяє уникнути забруднення алюмінієвого розплаву залізом. За допомогою сканувальної електронної мікроскопії (SEM) у поєднанні з локальним рентгеноспектральним аналізом встановлено, що цирконій формує бездендритну дрібнозернисту структуру α -Al-твердого розчину. Встановлено, що введення цирконію із його тетрафториду у вказаній кількості забезпечує ефективне подрібнення зерна α -Al-твердого розчину за механізмом гетерогенного зародкоутворення на первинних кристалах фази

Стаття опублікована на умовах відкритого доступу за ліцензією CC BY license
(<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)

Al_3Zr та складних сполуках $Zr(Al_{1-x}Si_x)_3$, які мають високу кристалографічну відповідність та когерентний зв'язок із матрицею. За допомогою локального рентгеноспектрального аналізу визначено характер розподілу легувальних елементів між структурними складовими. Показано, що оптимальний вміст цирконію (0,6 % мас.) забезпечує рівномірну дрібнозернисту морфологію та потенціал для подальшого дисперсійного зміцнення структурних складових. Натомість підвищення вмісту модифікатора до 1,8 % мас. призводить до появи у структурі надлишкових масивних інтерметалідів голчастої та хрестоподібної морфології (вміст Zr до 65,54 % мас.), що може негативно впливати на пластичність. Для сплаву АК8МЗ виявлено ефект трансформації залізовмісних фаз під впливом Zr, що сприяє переходу голчастих включень у пластинчасті форми. Результати роботи можуть бути використані під час розроблення технологічних процесів виготовлення високоміцних виливків особливого відповідального призначення.

Ключові слова: алюмінієві сплави, легування, цирконій, мікроструктура, інтерметаліди, за-
родкоутворення.

Вступ

Сучасне авіабудування потребує матеріалів із високою питомою міцністю та стабільністю властивостей у широкому діапазоні експлуатаційних температур, що зумовлено різними умовами роботи елементів конструкції: від знижених температур обшивки фюзеляжу до підвищених температур вузлів силових установок. Ливарні алюмінієві сплави системи Al–Cu–Mn (зокрема сплав АМ5) [1] є давно відомими матеріалами для аерокосмічної галузі та використовуються з середини ХХ ст. усучасних умовах актуальність роботи зумовлена не стільки пошуком альтернатив, скільки необхідністю подальшого підвищення термічної стабільності структури, опору укрупненню фаз та збереження механічних властивостей при підвищених температурах експлуатації. Однак механічні властивості таких сплавів критично залежать від еволюції інтерметалідних фаз, що формуються під час кристалізації та подальшої гомогенізації, гартування й штучного старіння [2].

У зв'язку зі зростаючою потребою в легких матеріалах алюмінієві сплави отримали широке застосування в автомобільній, аерокосмічній, військовій та інших галузях завдяки своїм найкращим властивостям, таким як низька густина й висока питома міцність [3]. Проте високоміцні алюмінієві сплави використовуються в промисловості тільки при низьких температурах нижче 150 °С, не відповідаючи сучасним промисловим вимогам до розробки жаростійких і високоміцних алюмінієвих сплавів із температурою експлуатації від 300 °С до 400 °С [4]. До типових жаростійких ливарних алюмінієвих сплавів належать сплави системи Al–Si–Cu–Ni–Mg та Al–Cu–Mn, що їх використовують у виробництві автомобільних деталей двигунів внутрішнього згоряння, наприклад поршнів [4, 5]. У порівняльному плані ливарні сплави системи Al–Cu–Mn мають низьку густину, термостійкість і потенційну високотемпературну стабільність [1, 4–7], що робить їх однією з найбільш перспективних серій алюмінієвих сплавів для високотемпературних застосувань.

Перспективним є сплав системи Al–Cu–Mn, який характеризується підвищеною міцністю завдяки поліпшенню його механічних властивостей після термічної обробки з дисперсійним зміцненням. Ефективність термічної обробки алюмінієвих сплавів визначається кінетикою мікроструктурних змін, що корелюють із температурно-часовими параметрами цього процесу. Найбільш технологічно значущим для промислового сектора є режим Т5, що базується на послідовній реалізації гомогенізації під гартування, швидкого охолодження та штучного старіння [6].

На етапі нагрівання під гартування відбувається розчинення первинних фаз (зокрема Al_2Cu , Mg_2Si та залізовмісних сполук) і перехід легувальних елементів (передусім Cu, а за наявності — Mg) у твердий розчин $\alpha-Al$ з утворенням пересиченого стану. Водночас саме формування пересиченого твердого розчину не зумовлює безпосереднього підвищення механічних властивостей; визначальним є його подальший розпад під час штучного старіння з утворенням дисперсних

інтерметалідів, які ефективно гальмують рух дислокацій і забезпечують зміцнення сплаву. Такий стан матриці є головним чинником дисперсійного твердіння для подальшого дисперсійного твердіння.

Кінцеві експлуатаційні характеристики, зокрема стабільність твердості у діапазоні до 300 °С, формуються під час старіння за рахунок виділення вторинних інтерметалідних фаз Al_3Zr та Al_2Cu у сплавах системи $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$.

Зміцнювальний і структуростабілізуючий ефект цирконію зумовлений переважно утворенням метастабільних когерентних L_{12} -частинок Al_3Zr за умов пересичення та подальшого старіння, тоді як первинні тетрагональні частинки DO_{23} відіграють другорядну роль у дисперсійному твердінні.

Формування частинок фази Al_3Zr розташовуються на границях зерен і субзерен, що зумовлює виникнення гальмівного тиску Зенера (Zener pinning pressure, розмірність напруження (Па)), що протидіє міграції меж зерен і, відповідно, пригнічує їх ріст при підвищених температурах [6, 8–10]. Такий модифікувальний ефект зберігає дрібнозернисту структуру, що є вкрай важливим для жароміцності. Крім того, Zr може дифундувати в декілька разів повільніше за Cu чи Mn, частки фази Al_3Zr при температурах експлуатації авіаційних двигунів (до 300 °С) характеризуються високою термічною стабільністю та схильні до повільної коагуляції.

Зміцнення старінням є одним із найефективніших методів зміцнення алюмінієвих сплавів [8]. Традиційні сплави, що зміцнюються старінням, такі як серії 2xxx, 6xxx і 7xxx, зазвичай зміцнюються за рахунок інтерметалідів, що утворюються при температурі нижче 250 °С [7]. Зокрема, сплави, які зміцнюються старінням, утворюють одну або декілька метастабільних фаз, схильних до збільшення розмірів зерен із підвищенням температури (>250 °С), що призводить до різкої втрати міцності [4, 7]. На відміну від цього, інтерметаліди, що випадають при високих температурах, такі як Al_3Zr та $\alpha\text{-Al}(\text{Mn},\text{Fe})\text{Si}$, більш стабільні і можуть бути використані як зміцнювальні фази в алюмінієвих сплавах для застосування при підвищених температурах (>300 °С) як конструкційних компонентів автомобільної та авіаційної галузі [7, 8].

Зокрема, висока термічна стабільність інтерметалідів зазвичай зумовлена низькою швидкістю дифузії елементів, що формують інтерметалідні сполуки (наприклад, Mn, Zr, Nb, Sc, Cr, Fe і Mo) в матриці Al, що призводить до повільної кінетики укрупнення при підвищених температурах [7]. Однак повільна дифузія, викликана термічним впливом, також призводить до тривалого часу старіння, необхідного для досягнення пікового стану старіння. Крім того, більшість сплавів страждають від низької щільності та низької об'ємної частки інтерметалідів [9, 10]. Тому актуальним є дослідження нових підходів для досягнення кращого ефекту дисперсійного зміцнення інтерметалідами в сплавах Al.

Інтерметалід Al_3Zr має низьку кінетику укрупнення та високу стабільність при температурах до $\sim 0,7T_p$ (температура плавлення сплаву) Al, $\sim 400^\circ\text{C}$ [7, 9, 10], є широко використовуваною зміцнювальною фазою в жаростійких алюмінієвих сплавах. Однак бінарний сплав $\text{Al}-\text{Zr}$ практично не має значного ефекту дисперсійного зміцнення через недостатню дифузію Zr [10].

Останнім часом підвищення механічних властивостей алюмінієвих сплавів відбувається за рахунок утворення двох різних груп, інтерметалідів $\alpha\text{-Al}(\text{Mn},\text{Fe})\text{Si}$ розміром 50–70 нм та $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ розміром 6–8 нм, які сприяють підвищенню механічних характеристик сплаву AA3004 з додаванням Sc і Zr [8–10].

Оскільки скандій є надзвичайно дорогим рідкісноземельним металом (РЗМ), його додавання доволі коштовне. Тому в алюмінієвих сплавах необхідно створити умови формування високоєфективних зміцнювальних фаз без залучення дефіцитних РЗМ. Досягнення необхідного рівня експлуатаційних характеристик у таких системах стає можливим завдяки прецизійній оптимізації хімічного складу та застосуванню доцільних режимів термічної обробки. Такий підхід дозволяє ініціювати виділення термічно стабільних інтерметалідних фаз, зокрема на основі цирконію (Al_3Zr), які за своїм зміцнювальним ефектом та опором коалесценції при температурах до

400 °С не поступаються фазам, що містять рідкоземельні елементи. Це відкриває шлях до створення економічно доцільних жароміцних матеріалів через керування кінетикою дисперсійного твердіння та стабілізацію мікроструктури нанорозмірними преципітатами [9, 10].

Одним із найефективніших методів керування структурою є мікролегування та модифікування перехідними металами, зокрема цирконієм. Додавання Zr дозволяє формувати дисперсні фази Al_3Zr , які мають ізоморфну до алюмінію ґратницю та стають додатковими центрами кристалізації [4]. Контроль морфології й розподілу таких фаз є ключовим для уникнення формування грубих скелетних структур, які можуть негативно впливати на пластичність і втомну міцність матеріалу [9]. Крім того, наявність модифікаторів змінює кінетику виділення вторинних фаз, що особливо важливо для високоміцних сплавів, де навіть незначні домішки (наприклад, залізо чи марганець) можуть ініціювати появу небажаних крихких включень [7, 9].

Незважаючи на значну кількість досліджень процесів фазових перетворень у промислових сплавах, проблема вибору оптимального джерела цирконію та його специфічного впливу на структуру алюмінієвих сплавів в умовах складного легування залишається актуальною.

Аналіз сучасного стану розробки жароміцних алюмінієвих сплавів свідчить про наявність технологічного бар'єру: традиційні системи зміцнення втрачають стабільність при температурах понад 250 °С через коалесценцію зміцнювальних фаз. Використання РЗМ (зокрема скандію) для вирішення цієї проблеми є ефективним, але економічно недоцільним для масового виробництва. Легування цирконієм розглядається як найбільш перспективна альтернатива, проте існують суттєві суперечності між низькою дифузійною рухливістю Zr, що потребує тривалих режимів обробки, та необхідністю отримання високої щільності нанорозмірних часток Al_3Zr . Проблемою залишається відсутність чітких рекомендацій щодо вибору джерела цирконію та оптимізації режимів термічної обробки для сплавів системи Al–Cu (AM5), які дали б можливість повністю реалізувати потенціал дисперсійного зміцнення без використання коштовних елементів в умовах складного легування.

Метою роботи є встановлення впливу цирконію на структуроутворення та фазовий склад алюмінієвих сплавів AM5 і AK8M3.

Постановка задачі.

Дослідити вплив цирконію на процеси структуроутворення та формування фазового складу алюмінієвих сплавів AM5 та AK8M3.

Матеріали та методика.

Плавлення ливарного сплаву системи Al–Cu типу AM5 відбувалось у два етапи. На початковому етапі у розплавлений і доведений у шахтній печі опору до температури 750 °С алюміній марки А8 вводили тетрафторид цирконію у складі механічної суміші системи $\text{ZrF}_4\text{--LiF--NaF}$. Суміш наносили на ретельно очищену поверхню алюмінію, витримували до розплавлення флюсу та замішували в розплав до повного розчинення. Наступним етапом вводили лігатуру Al–Cu5–Mn10. Запропонована флюсова композиція забезпечує мінімальну температуру плавлення такої суміші, а отже, максимальну її реакційну здатність.

Оскільки в литому стані механічні властивості сплаву AM5 є незадовільними, з метою їх підвищення у роботі застосовано термообробку за режимом Т5 (гартування від $535 \pm 5^\circ\text{C}$ протягом 6 год. та штучного старіння при температурі 165 °С протягом 4 год.) у лабораторній камерній печі опору СНОЛ-1.6.2.5.1/11-12.

Хімічний аналіз зразків проводили за допомогою рентгенофлуоресцентного аналізу на приладі Expert 3L. Дослідження мікроструктури проводили на сканувальному електронному мікроскопі РЕМ 106-И після травлення травником Келлера (1,0 % HF, 2,5 % HNO_3 , 1,5 % HCl, 95 % H_2O).

У роботі використовували чистий алюміній марки А8, сплави AM5 та AK8M3, хімічний склад яких зазначено в табл. 1.

Процес відновлення Zr із його тетрафториду полягає в розчиненні ZrF_4 у суміші LiF--NaF з утворенням комплексних сполук Na_2ZrF_6 , Li_3ZrF_7 , Li_2ZrF_6 і LiNaZrF_6 (при температурах понад 600 °С), що узгоджується з авторами роботи [11].

Таблиця 1

Хімічний склад вихідних матеріалів

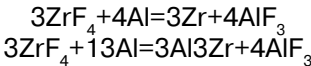
Матеріал	Хімічні елементи, % мас.					
	Al	Cu	Ti	Mn	Si	Fe
A8	99,8	до 0,01	до 0,01	до 0,02	до 0,1	до 0,12
AM5	92,45–94,75	4,5–5,3	до 0,1	до 0,3	до 0,2	до 0,2
AK8M3	82,05–90,2	2,0–4,5	Ni до 0,5	до 0,5	7,5–10,0	до 1,3

Результати дослідження.

Традиційна технологія введення цирконію в алюмінієві сплави передбачає використання промислових лігатур. Перевагою введення цирконію до сплавів системи Al–Cu–Mn у складі лігатури є те, що весь цирконій із лігатури переходить до сплаву. Однак не весь цирконій, що перейшов до сплаву, виступає модифікатором. У лігатурі цирконій загалом перебуває у вигляді інтерметалідної сполуки Al_3Zr із температурою плавлення, що перевищує 1580 °C та голкоподібною морфологією зерен. Розчинення такої структурної складової у алюмінієвому розплаві, температура $T > 770$ °C, вимагає певного часу і є технологічно недоцільним.

У роботі досліджено процес легування алюмінію марки A8 шляхом термічного розкладу та насичення розплаву з тетрафториду цирконію у кількості до 1,8 % мас. від загальної маси металевої шихти за ізотермічної витримки при температурі 750 °C.

Встановлено, що у загальному випадку взаємодія тетрафториду цирконію з алюмінієм, описана низкою хімічних реакцій, що відбуваються за умов високих температур, які забезпечують достатній рівень енергії для активації процесу відновлення цирконію.



Зазначені реакції включають відновлення тетрафториду цирконію алюмінієм з утворенням цирконію в металевій формі або у формі інтерметаліду Al_3Zr та з утворенням фториду алюмінію або виділенням фтору у вигляді F_2 .

Процеси взаємодії тетрафториду цирконію з алюмінієм у високотемпературній області є типовими прикладами металотермічного відновлення, що супроводжуються утворенням інтерметалічних фаз типу Al_3Zr , рис. 1.

Після оброблення тетрафторидом цирконію хімічний склад отриманого сплаву становив %: Al — 99,04; Zr — 0,93. Хімічний склад локальних областей представлено у табл. 2.

Легування алюмінію марки A8 тетрафторидом цирконію відбувається за механізмом металотермічного відновлення, що визначається високою хімічною спорідненістю алюмінію до фтору та значною від'ємною зміною енергії Гіббса утворення AlF_3 . При температурі ізотермічного витримання 750 °C створюються умови для повної активації реакції відновлення Zr^{4+} до металевого цирконію з подальшим фазоутворенням.

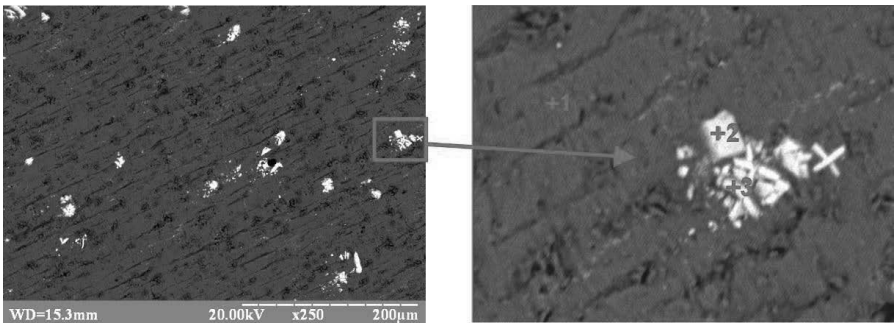


Рис. 1. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури алюмінію марки A8 із цирконієм, введеним із його тетрафториду

Таблиця 2

Локальний хімічний склад алюмінію марки А8 після введення тетрафториду цирконію

Спектр	Хімічний елемент, % мас.		
	Al	Zr	Інші елементи
1	99,97	0,00	0,03
2	42,33	56,50	1,17
3	46,78	52,71	0,51

Процес має стадійний характер фазоутворення: відбувається дисоціація тетрафториду цирконію, електрохімічно еквівалентне відновлення цирконію, формування фториду алюмінію як побічного продукту, розчинення цирконію у розплаві та подальше зародження інтерметалічної фази Al_3Zr . Визначальною є стадія дифузійного перерозподілу цирконію, яка контролює морфологію та дисперсність частинок Al_3Zr .

Утворення Al_3Zr відбувається як у вигляді первинних інтерметалідних частинок, так і у формі дисперсних виділень у міжзеренному просторі. Частинки Al_3Zr можуть виконувати функцію центрів гетерогенного зародкоутворення α -Al, сприяючи подрібненню зерна. Такий механізм забезпечує структурну стабілізацію та підвищення термічної стійкості матеріалу.

Крім того, відбувається дисперсійне зміцнення (інтерметаліди Al_3Zr перешкоджають руху дислокацій) та зменшення розміру зерна, що сприяє термічній стабілізації структури за рахунок низької дифузійної рухливості цирконію у твердому розчині.

Таким чином, процес легування алюмінію марки А8 тетрафторидом цирконію відбувається шляхом його переведення у хімічні сполуки Li_2ZrF_6 або Na_2ZrF_6 [13] при використанні флюсової композиції ZrF_4 –LiF–NaF, із яких цирконій відновлюється алюмінієм, що в подальшому приводить до формування інтерметалідної фази Al_3Zr , яка визначає подрібнення зеренної структури, дисперсійне зміцнення та підвищення термічної стабільності матеріалу. Комплекс фізико-хімічних і структурних перетворень свідчить про ефективність даного методу як інструмента керування експлуатаційними властивостями алюмінієвих сплавів.

Досліджено вплив тетрафториду цирконію на структуру сплавів АМ5 (рис. 2) та АК8МЗ (рис. 3). Суміш вводили в розплав у кількості 0,6 % мас. від загальної маси шихти.

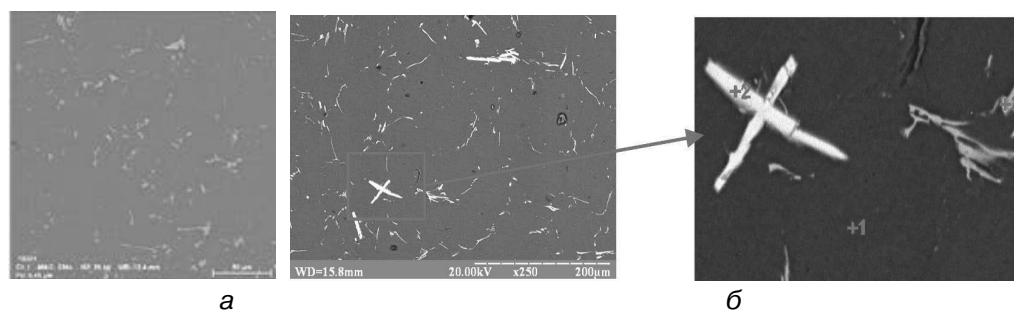


Рис. 2. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури сплаву АМ5 (а) та після введення тетрафториду цирконію 0,6 % мас. (б)

Після оброблення тетрафторидом цирконію хімічний склад сплаву АМ5 становив % мас.: Al 93,92, Ti 0,42, Mn 0,77, Cu 4,52, Zr 0,38, АК8МЗ, % мас.: Al 84,66, Cu 4,32, Zr 0,42, Mn 0,75, Si 8,96, Fe 0,89. Хімічний склад локальних областей представлено у табл. 3 та 4.

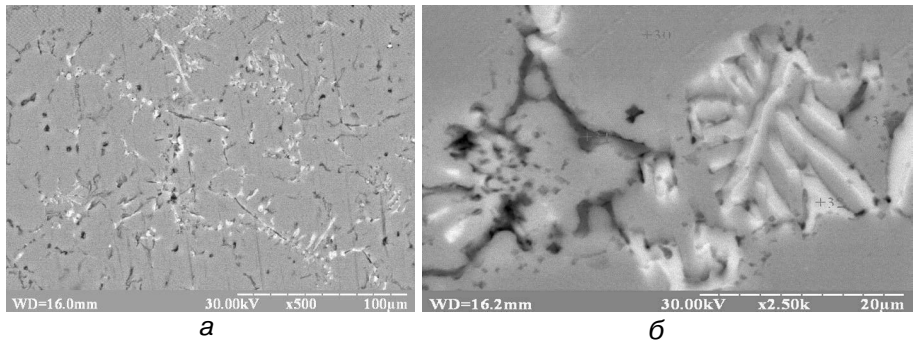


Рис. 3. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури сплаву AM5 (а) та після введення тетрафториду цирконію 0,6 % мас. (б)

У мікроструктурі сплаву AM5 формується евтектична фаза за межами зерен твердого розчину у вигляді суміші $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Al}_2\text{Cu}$ (рис. 2, табл. 3). Для ливарного алюмінієвого сплаву АК8МЗ, що належить до системи Al–Si–Cu, характерне формування структури за участю первинного твердого розчину $\alpha\text{-Al}$ та евтектики типу $\alpha\text{-Al} + \text{Si}$, що визначає базову морфологію литої структури.

Таблиця 3
Локальний хімічний склад сплаву AM5 після введення тетрафториду цирконію

Спектр	Хімічний елемент, % мас.					
	Al	Zr	Mn	Cu	Fe	Інші елементи
1	93,77	—	0,89	5,25	0,09	—
2	43,69	54,23	0,19	1,46	0,25	0,18
3	18,89	—	3,54	65,58	11,85	0,14

Обмежений вміст магнію (до 0,45 % мас.) у досліджуваному сплаві АК8МЗ нівелює можливість формування автономної евтектики $\alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$, характерної для систем Al–Mg–Si, що зумовлює його переважну участь у фазоутворенні другорядних багатоконпонентних інтерметалідів та дисперсійному зміцненні під час термічного оброблення без домінуючого впливу на кінетику кристалізації, яка визначається взаємодією в підсистемах Al–Si та Al–Cu і узгоджується з літературними даними [12].

Використання фтористих солей цирконію для легування дозволяє уникнути забруднення розплаву залізом (Fe), що неодноразово трапляється під час використання лігатур. Ізотермічна витримка при температурі 750 °С забезпечує достатню швидкість реакції та рівномірний розподіл продуктів розкладу солі в об'ємі розплаву.

Таблиця 4
Локальний хімічний склад сплаву АК8МЗ модифікованого тетрафторидом цирконію

Спектр	Хімічний елемент, % мас.					
	Al	Zr	Mn	Cu	Fe	Інші елементи
1	93,77	—	0,89	5,25	0,09	—
2	43,69	54,23	0,19	1,46	0,25	0,18
3	18,89	—	3,54	65,58	11,85	0,14

У сплаві AM5 утворюється евтектика по межах зерен $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Al}_2\text{Cu}$ (спектр 3, рис. 2) в той же час для сплаву AK8M3 — модифікування Zr фіксує наявність Ti/Zr на рівні 0,22–0,36 % мас., що підтверджує успішне засвоєння цирконію, який концентрується переважно в інтерметалідних фазах або на межах зерен.

Легування цирконієм через флюс призводить до утворення термічно стабільних інтерметалідів Al_3Zr , які виступають центрами кристалізації та закріплюють межі зерен, що сприяє структурному модифікуванню сплавів. Це супроводжується подрібненням зерен $\alpha\text{-Al}$ із 120 до 26 мкм (рис. 4).

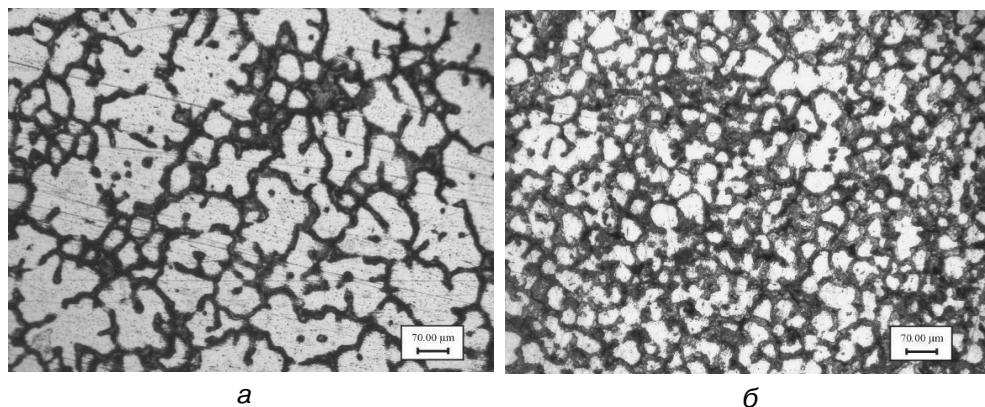


Рис. 4. Оптичні зображення мікроструктури алюмінієвого сплаву марки AM5 у вихідному стані (а) та після легування цирконієм, введеним із його тетрафториду (б)

Фізичні процеси, що протікають під час модифікування алюмінієвих сплавів цирконієм у кількості 0,6 % мас., мають комплексний характер і охоплюють стадії від розчинення реагенту до формування кінцевої мікроструктури. Введення цирконію у сплав сприяє утворенню центрів кристалізації. За наявності кремнію (як у сплаві AK8M3) цирконій формує складну фазу (спектр 32, рис. 3). Кристали цієї фази мають високу структурну відповідність з $\alpha\text{-Al}$, що дозволяє зернам алюмінію зароджуватися безпосередньо на їх поверхні. Експериментально підтверджено наявність цих частинок саме в центрах зерен $\alpha\text{-Al}$, що свідчить про їх функцію як первинних інокулянтів.

Крім того, цирконій впливає не лише на появу нових зерен, а й на швидкість їх розростання (Growth Restriction Factor, Q) [12]. Цирконій створює навколо зародка зону концентраційного переохолодження і здійснює перерозподіл домішок.

Встановлено, що легування цирконієм через флюс зумовлює формування в алюмінієвій матриці термічно стабільних інтерметалідів типу Al_3Zr ($L1_2$), які виділяються як під час кристалізації, так і в процесі подальшого охолодження. Завдяки високій температурі розчинення, низькій дифузійній рухливості Zr в $\alpha\text{-Al}$ та когерентному / напівкогерентному зв'язку з матрицею ці частинки характеризуються високою дисперсністю та стійкістю до коагуляції.

Сформовані інтерметаліди виконують подвійну функцію: на стадії первинної кристалізації вони можуть виступати гетерогенними центрами зародження $\alpha\text{-Al}$, підвищуючи щільність зародків, а по-друге, на стадії твердого стану чинять гальмівний вплив на міграцію меж зерен і субзерен (механізм Zener pinning), створюючи протидіючий тиск на рух меж. У сукупності це призводить до пригнічення росту зерен і стабілізації дрібнозернистої структури.

Таким чином, легування цирконієм реалізує ефект структурного легування, що проявляється у значному подрібненні зерен твердого розчину $\alpha\text{-Al}$ (див. рис. 4).

Концентрація до 0,6 % мас. Zr перевищує межу розчинності, що сприяє перебігу процесів вторинного виділення фаз. Під час охолодження вилітка у твердому розчині

утворюються когерентні інтерметаліди Al_3Zr із кубичною ґратницею. Вони надзвичайно стійкі до коагуляції (укрупнення), що дозволяє зберігати дрібнозернисту структуру навіть за високих температур. Утворення таких часток блокує рух дислокацій, що пояснює суттєве зростання твердості сплаву, порівняно з немодифікованим станом. Твердість необробленого сплаву AM5 та AK8M3 становить 84 HRF та 85 HRF відповідно. Порівняльний аналіз показників твердості за шкалою Роквелла (HRF) свідчить про закономірну перевагу сплаву системи Al–Si–Cu (AK8M3) над сплавом AM5. Зокрема, якщо для легованого цирконієм сплаву AM5 зафіксовано рівень 95 HRF, то для AK8M3 значення твердості зростає до 97 HRF. Така тенденція зумовлена синергетичним ефектом зміцнення алюмінієвої матриці інтерметалідами Al_2Cu та Al_3Zr і забезпечує додаткову структурну стабільність алюмінієвих сплавів, що підтверджує ефективність обраної системи легування для отримання високоміцних виливків.

У сплаві AK8M3 такі інтерметаліди змінюють умови кристалізації залізвмісних та марганцевих фаз. Додатково Zr може входити до складу складних фаз (спектр 32, рис. 3), змінюючи їх морфологію з грубих голчастих на більш компактні форми. Цирконій не викликає повної модифікації евтектики $L \rightleftharpoons \alpha-Al + Mg_2Si$, залишаючи її переважно розеткоподібною, але подрібнює власні евтектичні колонії.

Отже, встановлено, що при вмісті 0,6 % мас. Zr досягається оптимальний баланс між процесами фазоутворення та модифікування. У сплаві AM5 цирконій переважно витрачається на формування інтерметалідної фази Al_3Zr . Водночас у сплаві AK8M3 частина цирконію бере участь у формуванні первинних центрів кристалізації, тоді як інша частина залишається у твердому розчині. Це сприяє подальшому дисперсійному зміцненню структури інтерметалідами, що забезпечує формування дрібнозернистої морфології та суттєве підвищення механічних характеристик матеріалу.

Межа міцності сплаву AM5 до легування становить 333 МПа, після оброблення тетрафторидом цирконію — 398 МПа. Для сплаву AK8M3 відповідні значення становлять 190 МПа та 260 МПа. Таким чином, після легування цирконієм спостерігається зростання міцності обох сплавів. Підвищення міцності після легування зумовлене процесами дисперсійного зміцнення, що відбуваються під час штучного старіння пересиченого твердого розчину. У сплавах системи Al–Cu–Mn (AM5) основний внесок у зміцнення забезпечують метастабільні виділення типу θ'' та θ' , тоді як у сплаві AK8M3, що належить до системи Al–Si–Cu, додатково реалізується зміцнення за рахунок Cu-вмісних фаз, які формуються в міжзереному просторі.

Легування алюмінію через металотермічне відновлення фторидних сполук цирконію є ефективним інструментом керування фазовим складом та мікроструктурою. Такий підхід дозволяє цілеспрямовано формувати дисперсно-зміцнену структуру з підвищеною термічною стабільністю, що розширює перспективи використання матеріалу в умовах підвищених температур та циклічних навантажень.

Досліджено вплив тетрафториду цирконію на структуру сплавів AM5 (рис. 5) та AK8M3 (рис. 6). Суміш вводили в розплав у кількості 1,8 % мас. від загальної маси шихти. Хімічний склад локальних областей представлено у табл. 4 та табл. 5.

Аналіз структури сплаву AM5, легованого тетрафторидом цирконію (кількістю 1,8 % мас. від маси шихти), свідчить про суттєві зміни морфології фаз та формування нових цирконійвмісних сполук. Наявність дрібних рівновісних зерен у структурі (рис. 4) підтверджує ефективну легувальну дію цирконію, що сприяє подрібненню макроструктури сплаву. Цирконій практично повністю концентрується в окремих інтерметалідних фазах (спектр 2) і майже не виявляється у складних мідно-залізистих евтектиках.

Легування цирконієм через флюс у кількості 1,8 % призводить до подрібнення зерен $\alpha-Al$ із 80 до 58 мкм (рис. 7).

При вмісті 0,6 % мас. Zr він переважно витрачається на формування та дрібних центрів кристалізації і дрібних інтерметалідів, що забезпечує рівномірну дрібнозернисту структуру без грубих включень. Підвищення його вмісту до 1,8 % мас. ZrF_4 спричиняє надлишкове виділення цирконію у вигляді масивних первинних

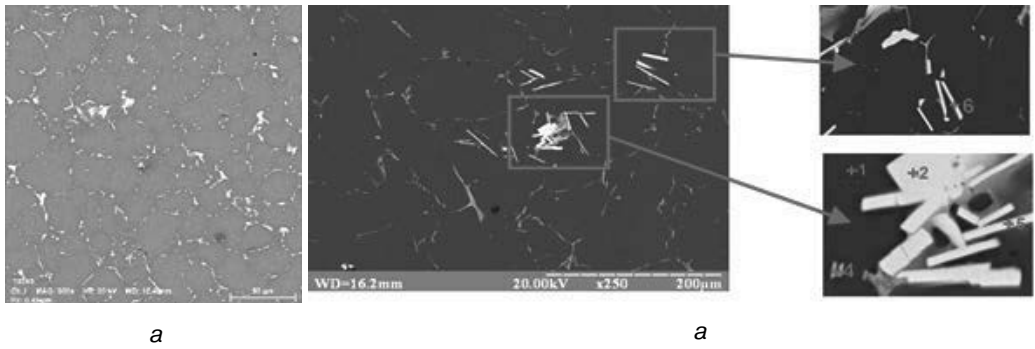


Рис. 5. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури сплаву АМ5: а — у вихідному стані; б — після легування цирконієм із тетрафториду цирконію 1,8 % мас.

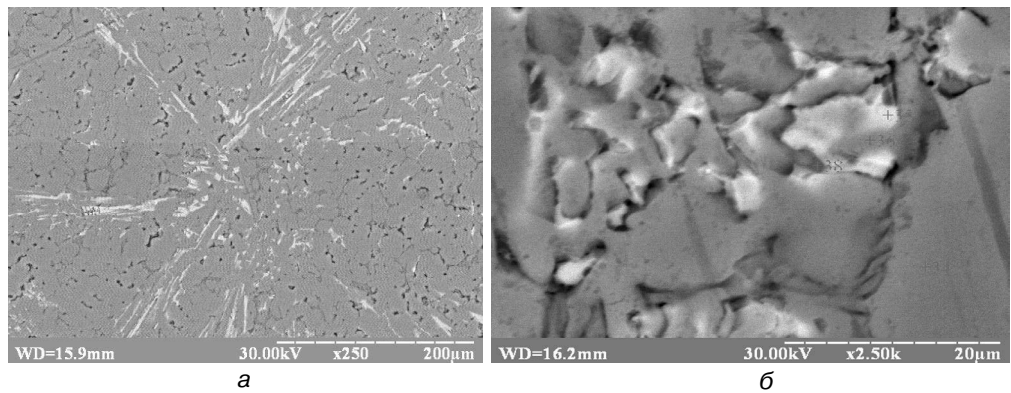


Рис. 6. Електронно-мікроскопічні зображення мікроструктури сплаву АК8М3: а — у вихідному стані; б — після легування цирконієм із тетрафториду цирконію 1,8 % мас.

кристалів. Їх морфологія змінюється на виразну геометричну — з’являються великі хрестоподібні (спектр 2 та голчасті (спектр 6) включення, довжина яких може сягати десятків мікрон. Відбувається інтенсивне збіднення твердого розчину на цирконій через його перехід у великі інтерметаліди Al_3Zr . Такий механізм підтверджують результати мікроаналізу, у локальних точках концентрація Zr зростає до 50–65 % мас., що значно перевищує межу розчинності та призводить до формування крихких фаз. Незважаючи на те, що обидві концентрації забезпечують подрібнення зерна, порівняно з немодифікованим станом при 1,8 % мас. ZrF_4 ефективність

Таблиця 5

Локальний хімічний склад сплаву АК8М3 легованого тетрафторидом цирконію

Спектри	Хімічний елемент, % мас.								
	Al	Mg	Zn	Mn	Cu	Si	Ti	Zr	Fe
34	89,16	2,34	6,65	0,93	—	—	0,11	—	—
35	85,97	2,01	5,99	3,6	0,45	1,78	—	—	—
36	82,56	2,36	7,76	1,39	0,35	0,64	0,16	0,32	4,42
37	89,51	2,75	1,13	0,69	4,68	—	0,25	0,46	0,41
38	78,32	2,47	5,54	3,19	0,47	0,33	0,21	0,47	8,93

зародкоутворення може знижуватися через агломерацію частинок Al_3Zr (як видно в спектрах 2 та 5, рис. 5).

Збільшення вмісту ZrF_4 до 1,8 % мас. призводить до появи грубих інтерметалідів, які можуть стати концентраторами напружень, тоді як при 0,6 % мас. структура залишається більш гомогенною та пластичною.

Збільшення вмісту модифікатора з 0,6 % мас. до 1,8 % мас. призводить до переходу від дисперсійного зміцнення до композиційного типу структури з грубими первинними кристалами Al_3Zr . Саме тому концентрація 0,6 % мас. ZrF_4 була визначена як оптимальна для забезпечення найкращого поєднання міцності та пластичності.

Дослідження мікроструктури сплаву АК8МЗ за умови введення 1,8 % мас. тетрафториду цирконію в порівнянні з оптимальним вмістом 0,6 % мас. ZrF_4 виявляє суттєві відмінності у фазоутворенні та морфології структурних складових.

Аналіз мікроструктури сплаву АК8МЗ показує, що міст цирконію фіксується на рівні 0,32–0,47 % мас., що свідчить про його переважну концентрацію в інтерметалідних фазах та прилеглих зонах твердого розчину, ініціюючи подрібнення структури. Це підтверджує роль цирконію у формуванні центрів кристалізації. Наявність значного вмісту цинку (від 4,65 % мас. до 8,29 % мас.), вказує на можливе утворення складних фаз системи Al-Zn-Mg-Mn-Fe .

При вмісті 1,8 % мас. ZrF_4 структура залишається модифікованою, проте з'являються зони локальної хімічної неоднорідності. Тіло зерна (спектр 34) містить близько 89,16% мас. Al та збагачене Zn (6,65% мас.), що свідчить про високий ступінь пересичення твердого розчину. Збільшення вмісту Zr призводить до інтенсивного формування складних інтерметалідів. У спектрі 38 зафіксовано високий вміст заліза (8,93% мас.) та марганцю (3,19 % мас.) разом із цирконієм (0,47% мас.). На відміну від 0,6 % мас. ZrF_4 , при вищій концентрації спостерігається виражена сегрегація цинку (до 7,76% мас. у точці 36), що вказує на складніші процеси перерозподілу елементів під час кристалізації. Крім того, у модифікованому сплаві АК8МЗ евтектика (спектр 35) має змішаний склад, збагачений марганцем (3,60 % мас.) та кремнієм (1,78 % мас.). Морфологія евтектичних колоній змінюється з пластинчастої на більш компактну, розеткоподібну (рис. 7).

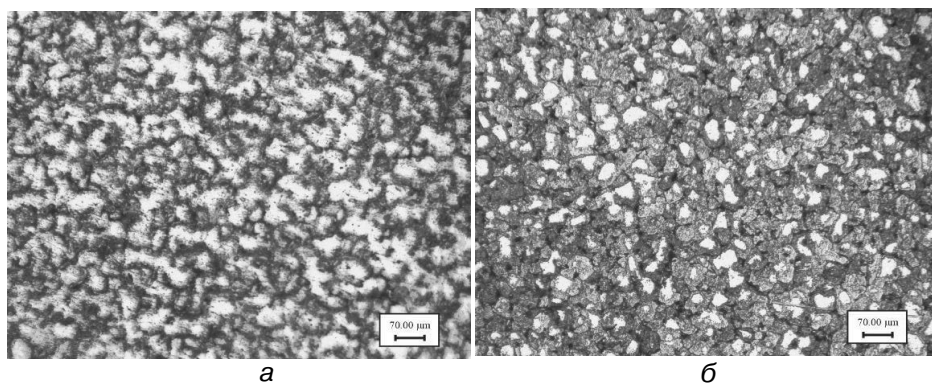


Рис. 7. Оптичні зображення мікроструктури алюмінієвого сплаву марки АМ5 у вихідному стані (а) та після легування цирконієм, введеним із його тетрафториду (б)

Введення цирконію зумовлює формування в алюмінієвій матриці термічно стабільних дисперсних частинок Al_3Zr (L1_2), що є наслідком обмеженої розчинності та низької дифузійної рухливості Zr в $\alpha\text{-Al}$ [6, 8]. Ці частинки характеризуються високою дисперсністю та стійкістю до коагуляції, що забезпечує їх ефективну взаємодію з дефектною та зернограничною структурою.

Головним чинником формування первинної дрібнозернистої структури є зародження твердої $\alpha\text{-Al}$ фази на поверхні часток Al_3Zr , які є центрами кристалізації сплаву.

Сукупна дія зазначених механізмів зумовлює формування дрібнозернистої і термічно стабільної структури, що визначає підвищення твердості та стабільність механічних властивостей у литому стані.

Завдяки низькому рівню невідповідності кристалічних ґраток із матрицею ці частинки стають термодинамічно вигідними центрами для зародження зерен α -Al. Цирконій створює зону підвищеної концентрації легуючих елементів перед фронтом кристалізації (ефект Q). Такий механізм обмежує швидкість росту дендритів, сприяючи трансформації структури з дендритної в рівновісну дрібнозернисту.

Частина цирконію, що залишається у твердому розчині (наприклад, 0,46 % мас. у точці 37, рис. 5), утворює під час охолодження нанорозмірні когерентні інтерметаліди Al_3Zr . Ці вкраплення ефективно блокують рух дислокацій, підвищуючи твердість і міцність сплаву без значного зниження пластичності. Цирконій взаємодіє із залізовмісними домішками, сприяючи переходу голчастих фаз β - Al_5FeSi у більш компактні форми, що зменшує крихкість сплаву та покращує його технологічність.

Для проведення порівняльного аналізу фазового складу дослідних сплавів було побудовано дифрактограми, наведені на рис. 8. З метою коректного зіставлення амплітуд відбиття від різних фаз інтенсивність на спектрах нормована за головним рефлексом матриці алюмінію α -Al. Такий підхід дозволив нівелювати вплив маси зразків та юстування приладу на результати вимірювань і забезпечити достовірність при порівнянні модифікованих систем. Аналіз отриманих дифрактограм дозволив встановити, що основними піками інтенсивності для обох сплавів є рефлекси площин (111), (200), (220) та (311) кубічної гранецентрованої ґратки алюмінію.

Наявність зазначеної фази підтверджує механізм гетерогенного зародкоутворення, де частинки цирконієвих інтерметалідів виступають зародками зародження зерен α -Al. Для сплаву АК8МЗ також характерна вища інтенсивність піків фази Mg_2Si , порівняно зі сплавом АМ5, що зумовлено підвищеним вмістом кремнію та магнію в евтектичних колоніях.

Для сплавів АМ5 та АК8МЗ, оброблених тетрафторидом цирконію, у діапазоні кутів $41,8^\circ$ та $42,2^\circ$ зафіксовано наявність характерних піків низької інтенсивності, що відповідають інтерметалідній фазі Al_3Zr (або $\text{Zr}(\text{Al}, \text{Si})_3$ для АК8МЗ). Залізовмісні сполуки ідентифіковані у вигляді рефлексів складної фази $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ у діапазоні кутів від $42,5^\circ$ до $43,0^\circ$, що корелює з даними локального мікроаналізу точок із високим вмістом заліза (спектр 38, рис. 8).

Значна локальна концентрація заліза (до 18,17 % мас.) зумовлює формування чітко виражених дифракційних максимумів фази $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, інтенсивність яких дозволяє ідентифікувати залізовмісні включення на фоні домінуючої матриці

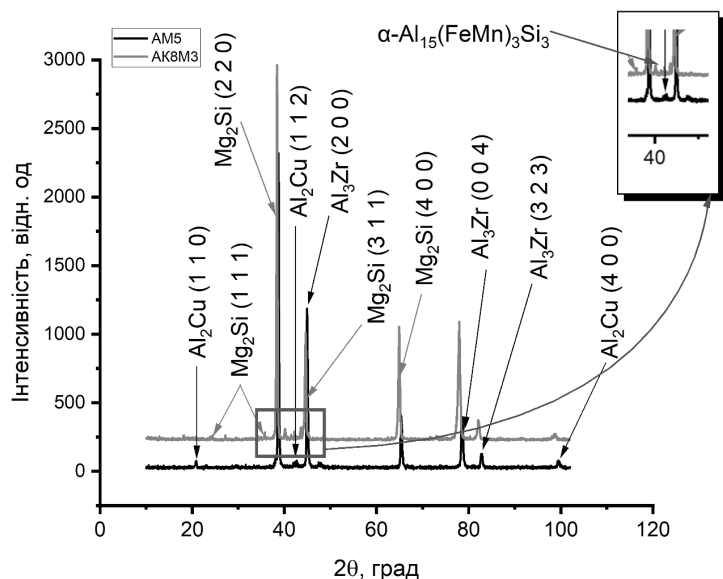


Рис. 8. Дифрактограми визначення фазового складу дослідних сплавів

алюмінію. Заміна крихкої голчастої фази $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ на кубічну сполуку $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ є ознакою ефективного легування та переходу залізовмісних інтерметалідів у компакту морфологію, що підтверджується появою нових рефлексів у характерних діапазонах кутів дифракції.

Робота виконана за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України в рамках виконання проєкту «Розробка легованих та модифікованих литих алюмінієвих сплавів авіаційного призначення» 218/0020 від 01.08.2025 р.

Висновки

1. Показано, що зміцнення сплавів AM5 та AK8M3 тетрафторидом цирконію є ефективним механізмом підвищення механічних властивостей сплавів. Продемонстровано, що введення цирконію забезпечує формування бездендритної дрібнозернистої структури $\alpha\text{-Al}$ твердого розчину завдяки механізму гетерогенного зародкоутворення на первинних частинках Al_3Zr та складних фазах.

2. Доведено, що оптимальним вмістом цирконію для досліджених сплавів систем Al-Cu-Mn та Al-Si-Cu є 0,6 % мас. Збільшення вмісту модифікатора до 1,8 % мас. призводить до небажаного формування грубих первинних інтерметалідів хрестоподібної та голчастої морфології, які знижують пластичність сплаву.

3. Методом локального рентгеноспектрального аналізу встановлено, що у сплаві AK8M3 цирконій концентрується переважно у складних залізовмісних інтерметалідах $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ (вміст Fe до 8,93 % мас., Zr до 0,47 % мас.) та прилеглих зонах матриці. Це сприяє трансформації крихких голчастих фаз заліза у більш компактні включення, що покращує технологічні властивості виливків. Встановлено, що синергетична взаємодія Ti та Zr забезпечує ефективне подрібнення зерна алюмінієвої матриці, що в поєднанні зі зміною морфології залізовмісних фаз створює передумови для суттєвого підвищення міцнісних характеристик матеріалу.

4. Визначено, що на рентгенограмах обох зразків ідентифіковано фазовий склад, представлений твердим розчином $\alpha\text{-Al}$ із градецентрованою кубічною ґраткою і фазою Mg_2Si для сплаву AK8M3 та фазою Al_2Cu для сплаву AM5. Рентгенограми литих зразків демонструють більш рівномірний розподіл інтенсивностей дифракційних максимумів, що свідчить про ізотропну, близьку до рівноважної мікроструктуру. Чітко виражені дифракційні максимуми фази Mg_2Si та Al_2Cu в литому матеріалі свідчать про формування більш крупніших евтектик складу $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Mg}_2\text{Si}$ та $L \rightleftharpoons \alpha\text{-Al} + \text{Al}_2\text{Cu}$.

References

- 1 Belov, N.A., Eskin, D.G., & Avxentieva, N.N. (2017). *Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys*. Elsevier.
- 2 Pranav, K.J., Sibi, S.P., & Jana, P.P. (2025). Evolution of Fe-rich intermetallic phases in cast and wrought aluminium alloys: Microstructural insights and property correlations. *Journal of Alloys and Compounds*, 1042, Article 184101. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.184101>
- 3 Guan, R.G., & Tie, D. (2017). A review on grain refinement of aluminum alloys: Progresses, challenges and prospects. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 30(5), 409–432. <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0565-8>
- 4 Wang, F., Eskin, D.G., Connolly, T., & Mi, J. (2017). Influence of ultrasonic treatment on formation of primary Al_3Zr in Al-0.4Zr alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27(5), 977–985.
- 5 Sezonenko A.Yu., Petryshyn M.M., Kolesnichenko A.A., Lytvyn R.V., Lukianenko I.V., Byba Ie.G., Yamshinskij M.M., Barabash M.Yu. Features of structure and properties of Al-Si-Cu alloy produced by pressure casting. *Results in Materials* (2024). Vol. 21. 100539 <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2024.100539>

- 6 Knipling, K.E., Dunand, D.C., & Seidman, D.N. (2007). Nucleation and precipitation strengthening in dilute Al–Ti and Al–Zr alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38(10), 2552–2563.
- 7 Samuel, E.; Nabawy, A.M.; Samuel, A.M.; Doty, H.W.; Songmene, V.; Samuel, F.H. Effect of Zr and Ti Addition and Aging Treatment on the Microstructure and Tensile Properties of Al-2%Cu-Based Alloys. *Materials* 2022, 15, 4511. <https://doi.org/10.3390/ma15134511>
- 8 Li, H., Bin, J., Liu, J., Gao, Z., & Lu, X. (2012). Precipitation evolution and coarsening resistance at 400°C of Al microalloyed with Zr and Er. *Scripta Materialia*, 67(1), 73–76. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.03.026>
- 9 Yin, Z., Pan, Q., Zhang, Y., & Jiang, F. (2000). Effect of minor Zr and Sc on microstructures and mechanical properties of Al–Mg–Li alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 280(1), 151–155. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00682-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00682-6)
- 10 Naplocha, K., & Kaczmar, J. W. (2007). Influence of Al₃Zr and Al₃Ti intermetallic phases on the structures and properties of aluminium magnesium alloys. *Archives of Materials Science and Engineering*, 28(1), 505–512.
- 11 Moskvitin V. I. Thermodynamic fundamentals of aluminothermic reduction of zirconium from ZrO₂ in chloride-fluoride salt melts / V. I. Moskvitin, D. A. Popov, S. V. Makhov. *Nonferrous Metals*. 2012. No. 4. P. 43–46.
- 12 The effect of Zr and Li on the microstructure of AlMg5Si2Mn-type casting alloys / V. Boyko, K. Mykhalenkov, A. Springer, O. Kessler. *International Journal of Metalcasting*. 2024. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-024-01374-w>
- 13 Thoma R. E., Insley H., Friedman H. A., and Hebert G. M. The Condensed System LiF–NaF–ZrF₄-Phase Equilibria and Crystallographic Data. *Journal of chemical and engineering data*. 1965. No3. P. 219–230.

Одержано / Received 19.03.2026

Прийнято / Accepted 08.04.2026

Опубліковано / Published 29.05.2026

D.V. Ivanchenko¹, *cand. of techn. sciences, assistant; e-mail: cortdm77@gmail.com; <http://orcid.org/0000-0001-6162-8537>*

M.M. Yamshinskiy^{1,3}, *DSc, professor, e-mail: yamshinskiy@ukr.net; <http://orcid.org/0000-0002-2293-2939>*

E.G. Byba^{1,2}, *cand. of techn. sciences, associate professor; e-mail: byba.evgen@gmail.com; <http://orcid.org/0000-0002-1696-300X>*

S.V. Petrychenko¹, *graduate student; e-mail: serg.petrichenko@gmail.com; <https://orcid.org/0009-0007-6394-1026>*

R.V. Liutyi¹, *DSc, associate professor; e-mail: rvl2005@ukr.net; <https://orcid.org/0000-0001-6655-6499>*

A.V. Minitskyi^{1,2}, *Dr.Sci. (Engin.), Professor; e-mail: aminitsky@gmail.com; <http://orcid.org/0000-0001-5767-4071>*,

I.V. Lukianenko¹, *cand. of techn. sciences, associate professor; e-mail: lukianenkoiv@gmail.com; <http://orcid.org/0000-0002-1043-9688>*

M.Yu. Barabash^{1,2,3}, *Dr. Sci. (Engin Senior Researcher, Professor; e-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua; <https://orcid.org/0000-0001-5054-5031>*

¹ National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute” (Kyiv, Ukraine);

² Institute of applied control systems of the national academy of sciences of ukraine (Kyiv, Ukraine),

³ Technical Center of the National Academy of Sciences of Ukraine, (Kyiv, Ukraine)

EFFECT OF ZIRCONIUM ON THE MICROSTRUCTURE OF CAST ALUMINUM ALLOYS

A comprehensive study was carried out to investigate the effect of zirconium strengthening additions on the formation of microstructure and phase composition of cast aluminum alloys of the Al–Cu–Mn (AlCu5) and Al–Si–Cu (Si8Cu3) systems. The importance of this research lies in the development of new lightweight structural materials with enhanced mechanical characteristics. The introduction of zirconium into the melt in the form of zirconium tetrafluoride (ZrF_4) in amounts from 0.6% mac. to 1.8% mac. at a temperature of 750 °C, as part of a flux composition, prevents contamination of the aluminum melt with iron. SEM observations together with local X-ray spectral analysis demonstrated that zirconium initiates the transition from a dendritic to an equiaxed fine-grained structure of the α -Al solid solution. The introduction of zirconium from its tetrafluoride in the above-mentioned amount promotes effective grain refinement of the α -Al solid solution through a heterogeneous nucleation mechanism on primary crystals of the Al_3Zr phase and complex compounds $Zr(Al_{1-x}Si_x)_3$, which exhibit high crystallographic compatibility and a coherent bond with the matrix. Local X-ray spectral analysis revealed the distribution of alloying elements among structural constituents. Analysis indicates that the optimal zirconium content (0.6% mac.) ensures a uniform fine-grained morphology and offers potential for further dispersion strengthening by nanoscale structural components. In contrast, increasing the modifier content to 1.8% mac. leads to the formation of excessive massive intermetallics with needle-like and cross-shaped morphology (Zr content up to 65.54% mac.), which may negatively affect ductility. In the Si8Cu3 alloy, Zr transforms iron-containing phases, converting needle-like inclusions into plate-like forms. These findings can guide the design of technological processes for producing high-strength castings for critical applications.

Keywords: Aluminum alloys, modification, zirconium, microstructure, intermetallics, nucleation.

До уваги авторів

У зв'язку з переходом журналу «Процеси лиття» на новітню платформу *Open Journal Systems* та відповідним оновленням сайту журналу подача статей можлива через сайт <https://plit-periodical.org.ua/>

Після реєстрації в системі вам буде запропоновано покрокову процедуру завантаження статті за стандартами міжнародних журналів.

Спілкування з редакцією та подання статей здійснюється через пошту **plit.periodical@gmail.com**

Редакція журналу «Процеси лиття»