

Пригунова А.Г.¹, Белік В.І.¹, Кошелєв М.В.¹, Шеневідько Л.Г.¹, Аболіхіна О.В.²
(¹ФТІМС НАН України; ²ДП «Антонов», м. Київ)

**ВПЛИВ ЗАЛІЗА І ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВУ АК15**

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Поршневі алюмінієво-кремнієві сплави є важливим конструкційним матеріалом, який широко використовується в автомобілебудуванні. Найбільш розповсюдженими в Україні є сплави евтектичного типу АК12ММгН і АК12М2МгН (11-13% Si), леговані міддю, магнієм, нікелем. Вони характеризуються високими механічними властивостями при кімнатній і підвищених температурах, при досить великому коефіцієнті термічного розширення. Останнє гальмує їх використання в форсованих двигунах внутрішнього згорання і пояснює світову тенденцію щодо заміни поршневих до- і евтектичних силумінів на заевтектичні.

Відомо про негативний вплив заліза на механічні властивості сплавів системи Al-Si внаслідок утворення пластинчатих, голкоподібних у перерізі, залізовмісних фаз кристалізаційного походження, які є концентраторами напружень і причиною руйнування виробів. Тому найбільш поширені в практиці світового автомобілебудування алюмінієві поршневі сплави мають обмеження за вмістом заліза – $\leq 0,5-0,7\%$. Разом з тим, залізо є ефективним елементом підвищення жароміцності, що використовується в ливарному виробництві, зокрема, для лиття під тиском. Для нейтралізації шкідливої дії заліза використовуються елементи-компенсатори (Mn, Cr, V, Mo тощо), вплив яких доволі детально вивчено на до- і евтектичних алюмінієвих сплавах і недостатньо повно на заевтектичних, в яких проблема управління фазовим складом залізовмісних інтерметалідів тісно пов'язана з процесами формування первинних кристалів кремнію. Це значно ускладнює одержання високозалізних поршневих сплавів з необхідним рівнем фізико-механічних і експлуатаційних властивостей. В ідеалі потрібно створення економнолегованого заевтектичного силуміну з розгалуженою морфологією залізовмісних фаз, стійкого до високотемпературних

навантажень, з дрібнокристалічними первинними кристалами кремнію як головного чинника зниження теплового розширення поршнів. Вирішення цієї багатофакторної задачі залежить не тільки від вмісту заліза і кремнію в сплаві, але і від багатьох технологічних факторів (температури, швидкості охолодження, способів виплавки, легування, модифікування тощо). Визначення закономірностей їх дії на особливості формування структури, фазового складу має як наукове, так і практичне значення.

У роботі досліджено вплив концентрації заліза і швидкості охолодження на процеси структуроутворення та фазовий склад експериментального сплаву типу АК15. В якості елемента-компенсатора шкідливого впливу заліза вибрано марганець. Розрахований хімічний склад базового сплаву наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад базового сплаву АК15, мас. %

Si	Cu	Mg	Mn	Ti	Al
16	2	1	0,5	0,2	залишок

Залізо додавали у вигляді порошку в кількості, мас. %: 0,7; 1; 1,2. Важливою характеристикою впливу на склад і морфологію кристалів залізозмісних фаз має співвідношення Mn/Fe. При незмінній концентрації марганцю 0,5%, в залежності від вмісту заліза в сплаві, вони склали відповідно 0,7; 0,5 і 0,4.

Зміну умов тверднення розплаву досягали охолодженням у клиновидній та ступінчастій (рис. 1, а; 2) пробницях із записом кривих охолодження, по яких розраховували швидкості охолодження сплаву в інтервалі температур його кристалізації. Конструкцію та розміри чавунного кокілю для одержання ступінчастої проби (рис. 2, а) підбрано таким чином, щоб забезпечити реалізацію швидкостей охолодження, співмірних з реальними умовами охолодження виливка поршня в різних його перетинах, °C/с: 1 – 50; 2 – 30; 3 – 20.

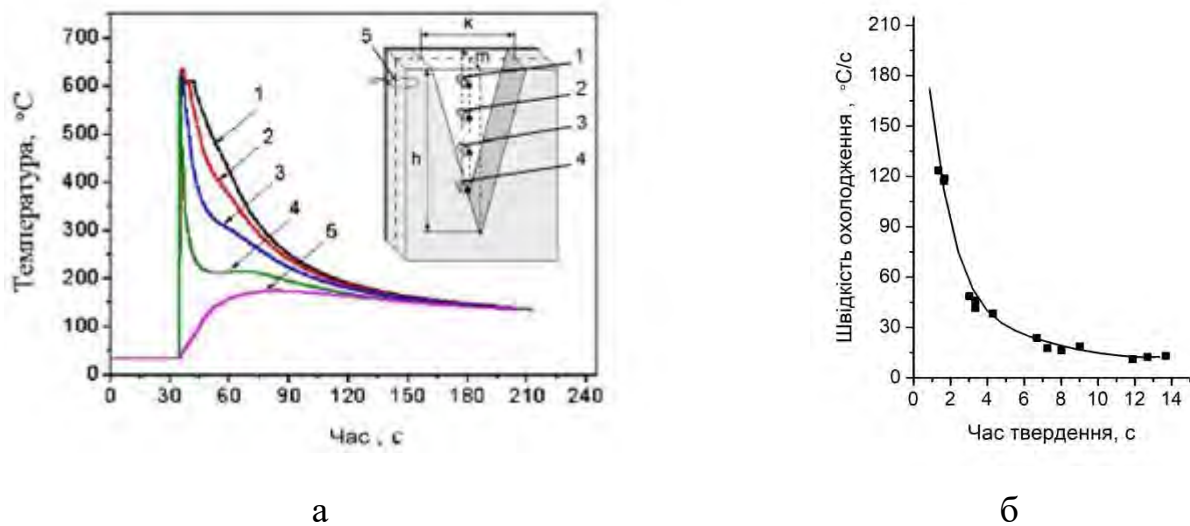


Рис. 1. Схема клиновидної пробниці з місцями розташування термопар і записаними кривими охолодження (а), зміна швидкості охолодження та часу тверднення по висоті клину (б)

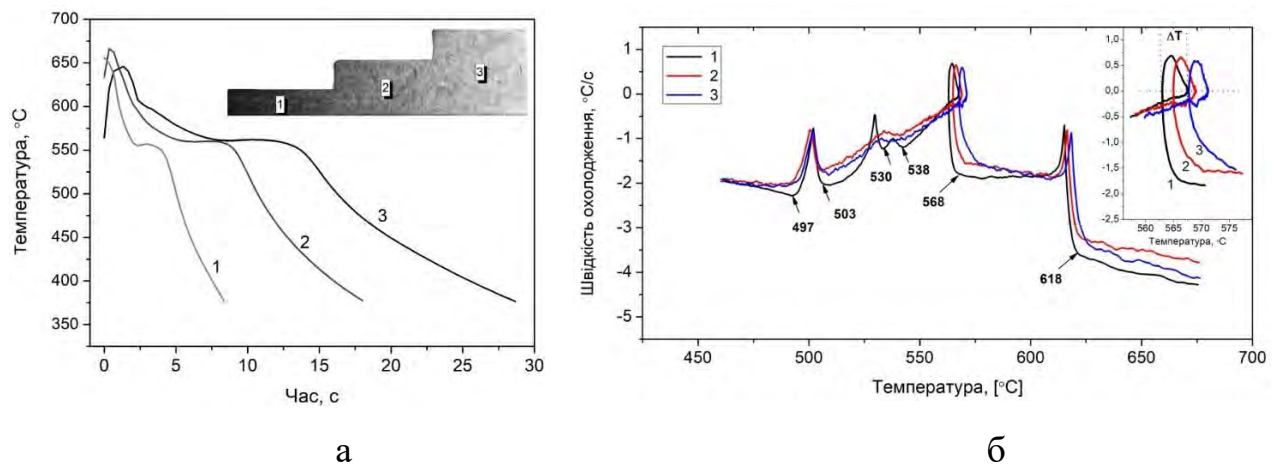


Рис. 2. Ступінчаста проба та криві охолодження при твердненні розплаву в різних за висотою перетинах пробни (а) та криві ТА сплаву АК15: 1 – 0,7% Fe, 2 – 1,0% Fe, 3 – 1,2% Fe (б), розшифровку результатів ТА наведено в табл. 2

Таблиця 2 – Параметри кристалізації сплаву АК15 з різним вмістом заліза

Мас. % Fe	$T_{нл}$	T_2	$\Delta T_{евт}$	T_3	T_4	T_5	$T_{нс}$	ΔT	$\Delta \tau$
1 – 0,7	617,7	567,7	4,47	538,2	530	503	485,4	132,7	162
2 – 1,0	623,8	568,9	3,96	538,6	–	504,9	486,7	137,1	171
3 – 1,2	628	571,1	3,61	537,9	–	505,7	486,5	141,5	172

Примітка: $T_{\text{нл}}$ – температура нерівноважного ліквідусу, °C; T_2, T_3, T_4, T_5 – температури фазових перетворень, °C; $T_{\text{нс}}$ – температура нерівноважного солідусу, °C; $\Delta T_{\text{евт}}$ – переохолодження евтектики, °C; ΔT – інтервал кристалізації, °C; $\Delta \tau$ – час кристалізації, с

Аналіз даних ТА показав, що збільшення вмісту заліза призводить до підвищення температури початку кристалізації первинних кристалів Si, яка відповідає температурі нерівноважного ліквідусу ($T_{\text{нл}}$). Порівняно зі сплавом з 0,7% Fe це підвищення склало 6,1 °C (1,0% Fe) і 10,3 °C (1,2% Fe). Аналогічна тенденція зберігається при формуванні Al-Si евтектик, до складу яких входять залізовмісні фази (T_2). Причому з підвищенням концентрації заліза зменшується величини переохолодження $\Delta T_{\text{евт}}$ – див. рис. 2, б (вставка). Температури T_3, T_4, T_5 , найбільш ймовірно, пов'язані з утворенням мідь- і магнійвмісних фаз. При 1,0% Fe температура нерівноважного солідусу на 1,3 °C вища, ніж при 0,7% Fe, і практично не відрізняється від сплаву з 1,2% Fe. Збільшення вмісту заліза призводить до підвищення як інтервалу (ΔT), так і часу ($\Delta \tau$) кристалізації сплаву.

За даними металографічного та рентгеноспектрального аналізу встановлено, що практично у всіх досліджених заевтектичних сплавах утворюються фази: $\alpha\text{-(Fe,Mn,Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, $\beta\text{-FeSi}_2\text{Al}_5$, $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_3$, $\omega\text{-CuMg}_3\text{Si}_4\text{Al}_4$, $\theta\text{-CuAl}_2$, $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$. Кількість, морфологія, співвідношення фаз залежать від вмісту заліза та швидкості охолодження. Найбільша об'ємна частка припадає на первинну та евтектичну фази $\alpha\text{-(Fe,Mn,Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ які відрізняються не тільки формами зростання, але і співвідношенням елементів у фазі (табл. 3).

Таблиця 3 – Хімічний склад фази $\alpha\text{-(Fe,Mn,Cu)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ в сплаві АК15 з 1% Fe

Вид фази α	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Mg
Первинна	59,61	10,16	12,79	16,5	0,94	-
Евтектична	65,3	8,89	6,52	14,27	4,5	0,5

У грубій первинній фазі α -(Fe,Mn,Cu) $_3$ Si $_2$ Al $_5$ порівняно з евтектичною, перш за все, більший вміст марганцю та заліза, у евтектичній – міді та алюмінію. Зі збільшенням швидкості охолодження простежується тенденція заміни первинної фази на евтектичну. Найкраща мікроструктура у сплаву з 1% Fe (Mn/Fe = 0,5), в якому залізовмісна фаза α переважно у вигляді евтектичних розгалужених кристалів. При концентрації заліза 0,7% (Mn/Fe = 0,7) утворюються як первинні, так і евтектичні кристали (рис. 3, а), що свідчить про необхідність зниження концентрації марганцю. В сплаві з 1,2% Fe присутня велика кількість фази β -FeSi $_2$ Al $_5$, що вказує на його недостатність.

Первинний кремній є однією з основних фаз, яка визначає властивості заевтектичних силумінів. Ентропія його плавлення (ΔS) дорівнює 7,4 кал/моль·град, критерій стійкості $K < 1$. Згідно з критерієм Джексона ($\Delta S > 4$, $K < 1$) кремній відноситься до типових речовин з плоскогранними формами росту. Його кристали зростають за тангенціальним механізмом і схильні до двійникування (рис. 3, 4).

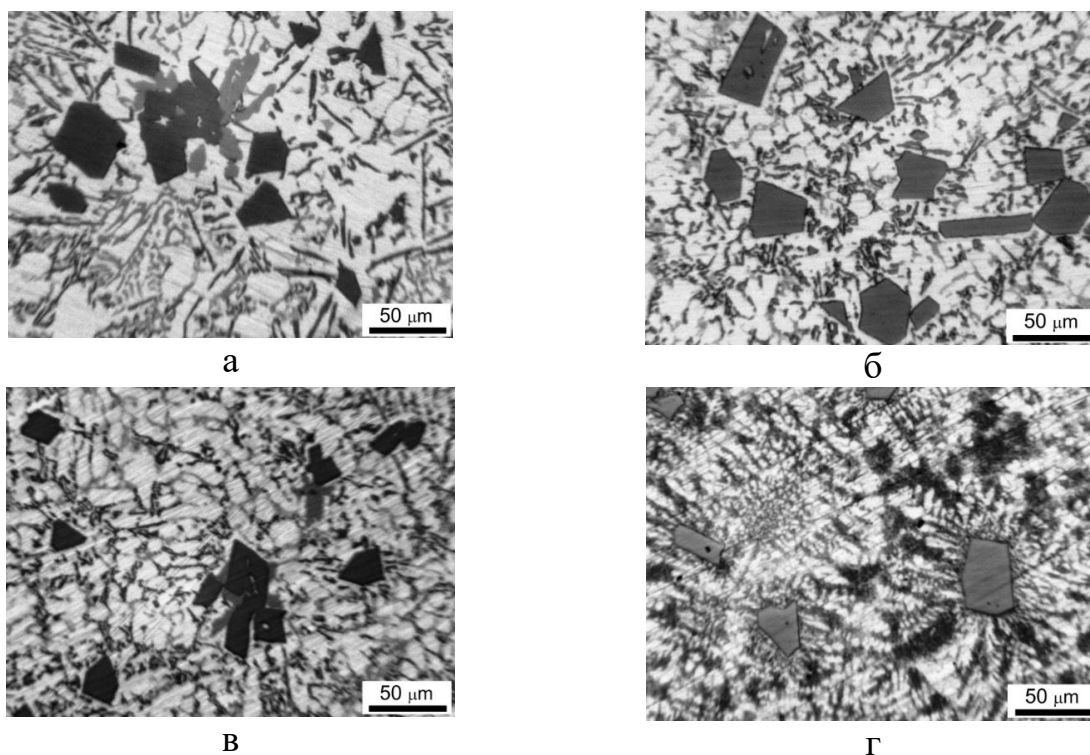


Рис. 3. Мікроструктура сплаву АК15 з 0,7% Fe при швидкостях охолодження, °C/с: а – 12; б – 20; в – 50; г – 180

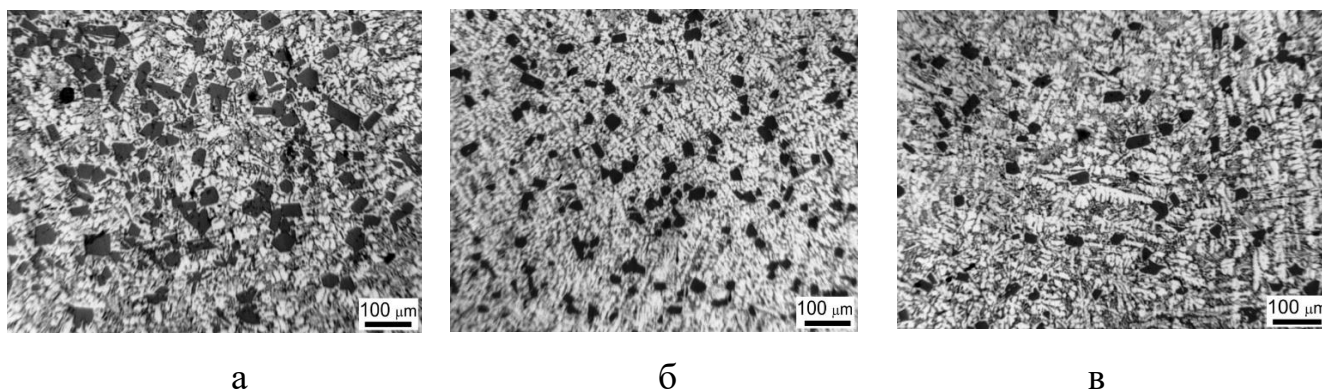


Рис. 4. Мікроструктура сплаву АК15 при швидкості охолодження 50 °C/c у залежності від концентрації заліза, мас. %: а – 0,7; б – 1,0; в – 1,2

З підвищенням швидкості охолодження ($V_{\text{охол.}}$) спостерігається тенденція зменшення розміру первинних кристалів кремнію (див. рис. 3). Але ці зміни не пропорційні інтенсивності охолодження розплаву. Так, середній розмір кристалів кремнію в сплаві АК15 з 0,7% Fe при швидкостях охолодження 12, 20, 50, 180 °C/c, складають відповідно 40,4; 40; 31,1; 18,4 мкм. Тобто, збільшення швидкості охолодження з 12 °C/c до 180 °C/c (в 15 разів) сприяє зменшенню розміру первинних кристалів кремнію лише у 2,2 рази. При цьому в структурі сплаву, охолодженого з максимальною швидкістю (рис. 3, г) виявлено кристали розміром 50 мкм, що перевищує середній розмір первинного кремнію при $V_{\text{охол.}} = 12$ °C/c. До деякого зменшення розміру первинних кристалів кремнію та інших структурних складових призводить додавання до сплаву 1% Fe (рис. 4).

При збільшенні швидкості охолодження утворюються колонії кооперативної Al-Si евтектики (див. рис. 3). В евтектиці плоскогранні кристали кремнію слабо реагують на зовнішні зміни. Разом з тим, алюміній, який кристалізується з округлою межею розділу, забезпечує квазітропне розгалуження, що є важливою умовою високого ступеня кооперативності парного зростання [1]. Це добре простежується на мікроструктурі, що сформувалася за умов великого переохолодження при $V_{\text{охол.}} = 180$ °C/c, (див. рис. 3, г), де спостерігаються колонії сфероподібної евтектики.

Швидкісне охолодження збільшує розчинність легувальних елементів у алюмінії та кремнії. Зокрема, при $V_{\text{охол.}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ (1% Fe) в твердому розчині на основі алюмінію виявлено, мас. %: Si – 2,29; Cu – 0,75; Ti – 0,21. У кремнії – 2,53 мас. % Al, тоді як у рівноважному стані – <0,05%. Можна стверджувати, що розширення області твердих розчинів на основі алюмінію та кремнію в литому стані стане додатковим фактором підвищення механічних властивостей заевтектичних силумінів при їх подальшій термічній обробці.

Література:

1. Таран Ю.М., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 312 с.

Пригунова А.Г.¹, Цуркін В.М.², Шейгам В.Ю.¹, Шеневідько Л.Г.¹ Вернидуб А.Г.¹
(¹ФТИМС НАН України, м. Київ; ²ІІІТ НАН України, м. Миколаїв)

ВПЛИВ ВІБРУЮЧОГО СТРИЖНЯ В НАДЛИВІ НА ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Сучасні способи отримання литих виробів з максимальним подрібненням кристалічної структури передбачають застосування зовнішніх впливів на рідкий та тверднучий метал, серед яких: теплові, барометричні, електромагнітні, гравітаційні, механічні, високоенергетичні. З позицій ефективності та економічності виробництва представляє інтерес комбінація методів регульованого тепловідведення і вібраційної низькочастотної обробки, які мають істотний вплив на процеси тверднення. Передача імпульсу рідкому або тверднучому металу через стінку ливарної форми пов'язана з енергетичними втратами. Тому найбільш вигідним є спрямування імпульсу безпосередньо до розплаву через занурений в нього вібруючий хвилевід. Реалізація такого способу дозволяє використовувати його для отримання виливків в піщано-глинистих формах, які легко руйнуються.