

Фазові перетворення при кристалізації сплаву АК7, нейтралізація шкідливого впливу заліза обробленням розплаву імпульсним електричним струмом

А.Г. Пригунова, доктор технічних наук, завідувачка відділу, adel_nayka@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Методом гартівно-мікроструктурного аналізу, так званого «стоп-гартування», досліджено фазові перетворення при кристалізації ливарного сплаву АК7 системи Al-Si-Mg. Сплав виплавляється з брухту та відходів, тому містить велику кількість домішок, серед яких залізо, мідь. Встановлено, що формування структури сплаву АК7 здійснюється в процесі наступних реакцій: 1. $P \rightarrow Al_{\alpha}$. 2. $P \rightarrow \alpha-(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15} + Al_{\alpha}$. 3. $P \rightarrow \beta-FeSiAl_5 + Al_{\alpha}$. 4. $P + \beta-FeSiAl_5 \rightarrow \alpha-(Fe,Mn,Cu)_3Si_2Al_{15} + Si + Al_{\alpha}$. 5. $P \rightarrow \beta-FeSiAl_5 + Si + Al_{\alpha}$. 6. $P \rightarrow \beta-FeSiAl_5 + \alpha-(Fe,Mn,Cu)_3Si_2Al_{15} + Si + Al_{\alpha}$. На останніх етапах кристалізації утворюються евтектики, до складу яких входять фази з магнієм і міддю: Mg_2Si , $\pi-FeMg_3Si_6Al_8$, $W-Cu_2Mg_8Si_6Al_5$ та $\Theta-CuAl_2$. Перетворення $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$ реалізується як за механізмом кооперативного росту фаз β , Si , Al_{α} , так і утворенням подвійних евтектик: $P \rightarrow Si + Al_{\alpha}$ і $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$, що зростають одночасно в одному і тому ж температурному інтервалі з різних центрів кристалізації. Чотирифазне евтектичне перетворення $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_{\alpha}$ здійснюється за типом подвійних або потрійних евтектичних реакцій: $P \rightarrow Si + Al_{\alpha}$; $P \rightarrow \alpha + Al_{\alpha}$; $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$; $\beta + Si + Al_{\alpha}$; $\alpha + Si + Al_{\alpha}$. Основною залізовмісною фазою в сплаві АК7 є голкоподібний інтерметалід $\beta-FeSiAl_5$ – концентратор напруження, що приводить до зниження механічних властивостей. В роботі нейтралізацію шкідливого впливу заліза здійснено обробленням розплаву однополярним імпульсним електричним струмом, під дією якого змінюється кластерна структура розплаву. При кристалізації замість β утворюється розгалужена фаза α . Співвідношення інтерметалідів β і α залежить від режимів оброблення. При оптимальних параметрах густини і частоти електричного струму, при яких об'ємна частка розгалуженої фази α є найбільшою, міцність сплаву АК7 підвищується на 32,1 %, твердість на 16,7 %, відносне подовження у 2,5 рази, наближаючи його механічні властивості до первинного сплаву АК7ч.

Ключові слова: алюміній-кремнієві сплави, фазові перетворення, залізовмісні інтерметаліди, форми росту, оброблення розплаву електричним струмом.

Промисловий сплав АК7 завдяки високому комплексу фізико-механічних і ливарних властивостей широко використовується в різних галузях машинобудування. Він відноситься до системи Al-Si-Mg. Виготовляється з брухту та відходів, тому містить велику кількість домішок, насамперед заліза і міді [1]. Згідно з ДСТУ 2839 – 94 максимально допустима концентрація

Фазові перетворення

заліза в сплаві складає 1,2 мас. % при виготовленні кокільних виливків і 1,1 мас. % – при литті в піщані форми. В останньому випадку це майже вдвічі більше порівняно зі сплавом АК7ч, який виплавляється з первинних матеріалів і за складом основних компонентів не відрізняється від сплаву АК7.

Зважаючи на досить розповсюджене застосування сплаву АК7, інтерес до нього не слабшає. Проте більшість досліджень спрямовано на визначення загальних параметрів кристалізації: температур ліквідусу та солідусу, інтервалу та тривалості кристалізації, на вивчення мікро- та макроструктури виливків, механічних властивостей, без детального аналізу особливостей процесу структуроутворення, зокрема, формування залізовмісних фаз, які суттєво впливають на якість металопродукції.

Нечисленні дані щодо фазового складу сплавів АК7 і АК7ч відрізняються [1-3]. Перш за все, це стосується залізо- і мідьвмісних інтерметалідів. Згідно з [1] фазовий склад сплаву АК7 у литому стані складає: Al_α , Si, β -FeSiAl₅ (далі β), α -(Fe,Mn)₃Si₂Al₁₅ (далі α), Θ -CuAl₂ (далі Θ), Mg_2Si , π -FeMg₃Si₆Al₈ (далі π), W -Cu₂Mg₈Si₆Al₁₅ (далі W). На відміну від сплаву АК7ч він характеризується високим вмістом залізовмісних інтерметалідів і наявністю фаз з міддю, яка, як і залізо, потрапляє до складу сплаву з бруктом та відходами. За даними [3] кристалізація сплаву АК7ч починається з утворення інтерметаліду FeAl₃. Авторами [1] в сплаві АК7ч цю фазу не виявлено. Що стосується механізму кристалізації залізовмісних фаз, які в достатній кількості присутні в сплаві АК7, то погляди на ці процеси суттєво відрізняються. При цьому велика увага дослідників приділяється розробленню способів нейтралізації шкідливого впливу заліза шляхом зміни пластинчастих форм росту залізовмісних фаз – концентраторів напруження і негативного впливу їх на механічні властивості, на розгалужені тонкодиференційовані або глобулярні, у тому числі фізико-хімічними впливами на розплав [4-6].

Результати експериментальних і теоретичних досліджень, наведені у [5, 6], показали, що оброблення розплаву електричним струмом є ефективним інструментом управління структурою та властивостями алюмінієво-кремнієвих сплавів з підвищеним вмістом заліза. Тому всебічне вивчення фазових перетворень при кристалізації сплаву АК7 та зміни їх характеру під дією однополярного імпульсного електричного струму на розплав має як наукове, так і практичне значення, розкриває додаткові можливості зменшення негативного впливу залізовмісних фаз на експлуатаційні характеристики литих виробів.

Розплав обробляли однополярним імпульсним електричним струмом при його переміщенні по жолобу в процесі розливання [7]. На відміну від інших способів рідкофазного оброблення електричним струмом [5, 8-10] він без складностей реалізується в умовах промислового виробництва.

Фазові перетворення при кристалізації сплаву АК7 вивчали методом гартівно-мікроструктурного аналізу, так званого «стоп-гартування» [11]. Його сутність полягає в охолодженні краплі розплаву від температури 700 °С до температури фазового перетворення, встановленої за даними

Фазові перетворення

диференційно-термічного аналізу (ДТА), витримці при заданій температурі протягом 3-5 хв. і гартуванні зі швидкістю $(1,8 - 3,7) \times 10^3$ °C/с [12]. «Заморожена» рідина фіксується у вигляді дрібнокристалічних евтектик, які при травленні забарвлюються в темний колір. На фотографіях мікроструктур вона позначена символом «Р».

Металографічні дослідження проведено на мікроскопі «NEOPHOT-21». Для виявлення мікроструктури поверхню шліфа травили 0,5 % водяним розчином плавикової кислоти (HF) протягом 5-20 с.

Кількісний металографічний аналіз проведено на приладі «ЕРІQUANT» в автоматичному та напівавтоматичному режимі, а також точковим методом А.А. Глаголева з використанням квадратної сітки з 289 вузлами [13].

Хімічний склад фаз досліджували методом локального рентгеноспектрального аналізу на нетравлених зразках на мікрзонді MS-46 фірми Сатеса при прискорюючій напрузі 20 кВ, а також за допомогою енергодисперсійного спектрографу фірми «OXFORD instrument» (програмне забезпечення Inca-350), на растровому електронному мікроскопі SUPRA 40WDS CARL ZEISS. Дослідження здійснено методом лінійного сканування уздовж деякого обраного лінійного маршруту із записом розподілу елементів у вигляді кривих інтенсивності рентгенівського випромінювання.

Вихідну структуру сплаву АК7, що досліджено (мас. %: Si – 6,6; Cu – 1,1; Mg – 0,4; Mn – 0,2; Fe – 0,9; Ni – 0,35; Zn – 0,4; Al – решта; Mn:Fe = 0,22), наведено на рис. 1.

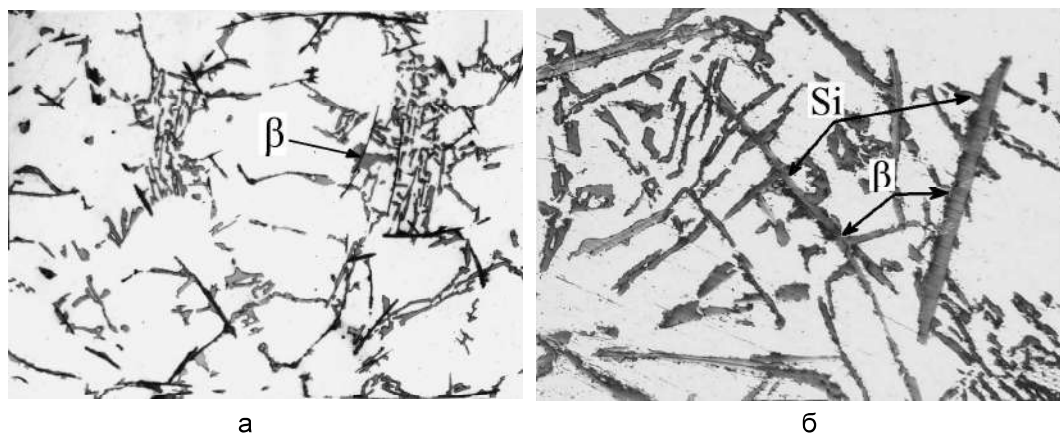


Рис. 1. Вихідна структура сплаву АК7: а – $\times 400$, б – $\times 800$.

Гартівно-мікроструктурним аналізом встановлено, що кристалізація сплаву АК7 починається при температурі 593 °C з формування дендритів твердого розчину алюмінію: $P \rightarrow Al_\alpha$ (рис. 2 а). При охолодженні до температури 586 °C в окремих об'ємах рідини утворюється інтерметалід α за реакцією: $P \rightarrow \alpha + Al_\alpha$ (рис. 2 б, в). Його частка не перевищує 0,5 %. На наступному, третьому, етапі кристалізації при температурі 578 °C з розплаву разом з алюмінієм масово виділяється голчатий інтерметалід,

Фазові перетворення

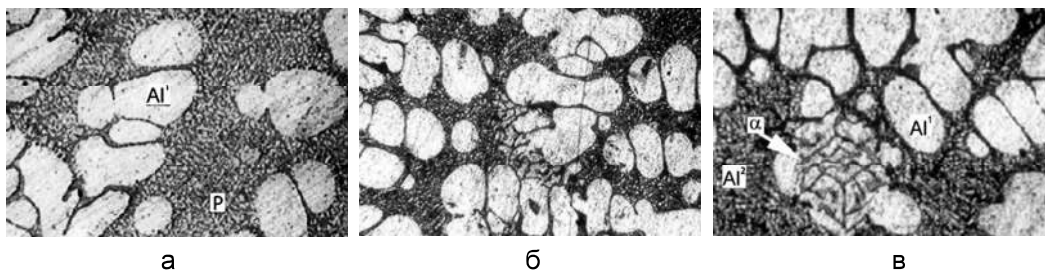


Рис. 2. Перший (а) і другий (б, в) етапи формування структури сплаву АК7 при твердненні: а – $P \rightarrow Al'_2$; б, в – $P \rightarrow \alpha + Al'_2$; а, в – $\times 250$, б – $\times 200$.

який за морфологічними ознаками схожий з фазою $FeAl_3$ (рис. 3). Рентгеноспектральним аналізом (рис. 3 г, 4) встановлено, що основними хімічними елементами, що входять до складу голкоподібної фази, є Al, Si, Fe. За результатами кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу, представленими на рис. 5 б (спектр 1), вміст кремнію в залізовмісній фазі – 21,98 %, заліза – 16,33 % в ній розчинено 1,83 % марганцю, що корелює з даними хімічного складу інтерметаліду β у сплаві АК7, наведеними в роботі

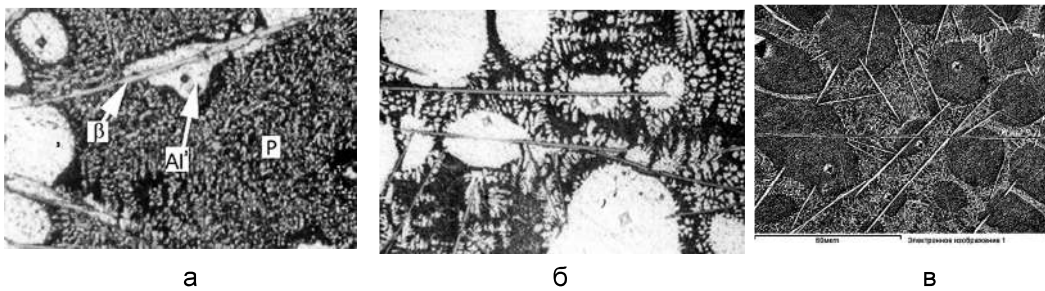


Рис. 3. Двофазне перетворення $P \rightarrow \beta + Al'_2$; а, б – світлова мікроскопія, $\times 250$, в – електронне зображення мікроструктури з лінійним маршрутом.

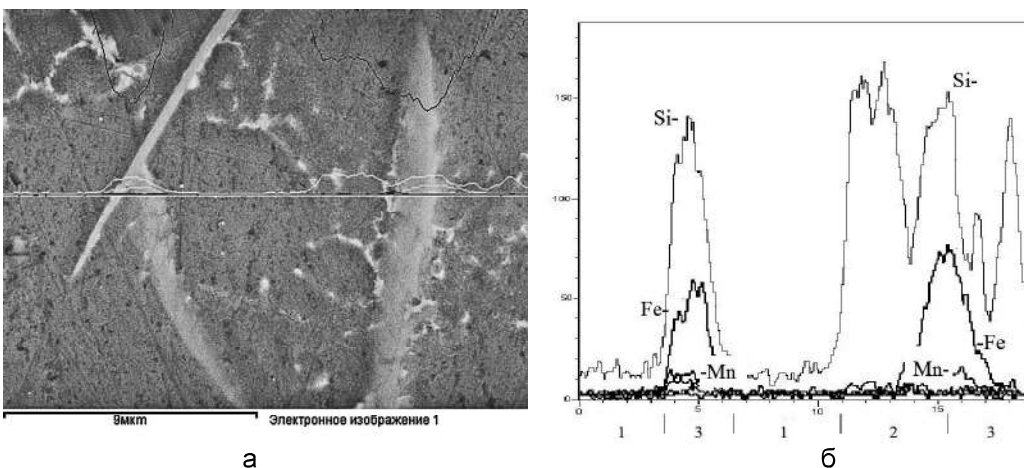
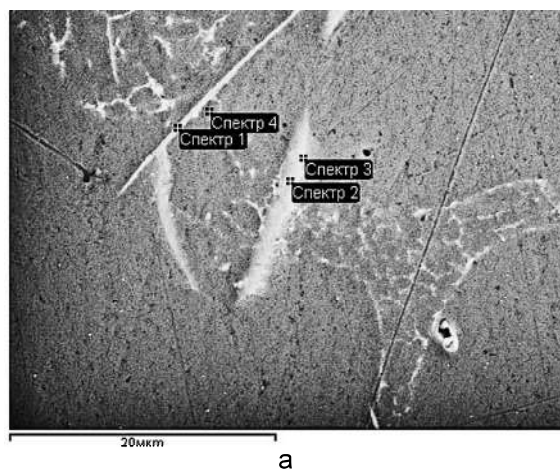


Рис. 4. Електронне зображення мікроструктури (а) і розподіл інтенсивності хімічних елементів (б) у твердому розчині алюмінію (1), «рідині» (2), залізовмісних фазах (3) на етапі перитектичного перетворення $P + \beta \rightarrow \alpha$

Фазові перетворення



а

Спектр	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Підсумок	Фаза
Спектр 1		59.85	21.98	1,83	16.33		100.00	β
Спектр 2		60.04	21.78	2,01	16.16		100.00	β
Спектр 3		58.13	20.84	3,05	17.98		100.00	β
Спектр 4	0.61	77.87	18-Sep			3,43	100.00	«рідина»
Макс.	0.61	77.87	21.98	3,05	17.98	3,43		
Мин.	0.61	58.13	18-Sep	1,83	16.16	3,43		
Примітка: усі результати у вагових відсотках;								
* – фаза β, що утворилася за реакцією $P + \beta \rightarrow Al_{\alpha}$;								
** – фаза β в процесі перитектичного перетворення $P + \beta \rightarrow \alpha$								

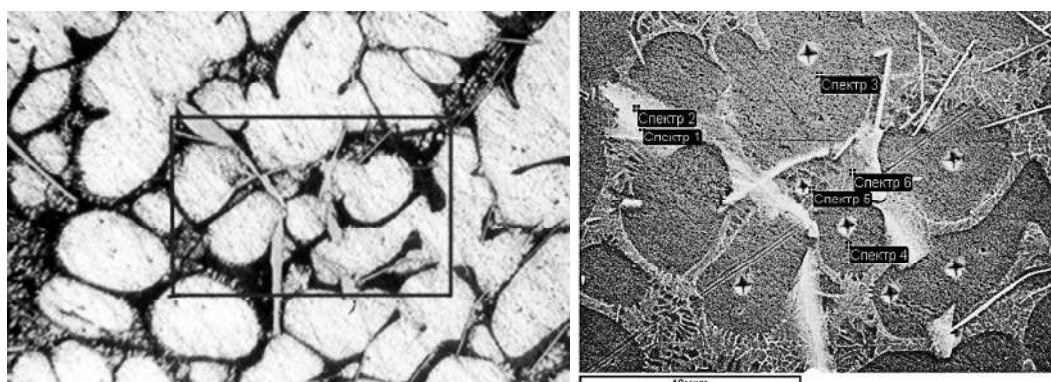
б

Рис. 5. Результати кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу фаз, зафіксованих у сплаві АК7 на стадії перитектичного перетворення $P + \beta \rightarrow \alpha$: а – електронне зображення мікроструктури, б – хімічний склад фаз.

[2]. Утворення фази β здійснюється за евтектичним перетворенням: $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$ (рис. 3). Рідина, що знаходиться в контакті з β-фазою, збагачена міддю (рис. 5 б, спектр 4).

При подальшому охолодженні розплаву зі швидкістю $0,3^{\circ}C/c$ у досить вузькому інтервалі температур $567-560^{\circ}C$ спостерігається формування α-фази, форма росту якої (рис. 6 а, б; 7 а, б) суттєво відрізняється від розгалуженої фази α, що входить до складу евтектики $\alpha + Al_{\alpha}$ (рис. 2 б, в), яка утворилася на другому етапі кристалізації. Найбільш вірогідно, що на четвертому етапі кристалізації сплаву АК7 внаслідок взаємодії фази β з розплавом, про що свідчить розмивання чітких границь β-фази (рис. 4 а; 5 а) без зміни її хімічного складу (рис. 5 б, спектри 2, 3), утворюється інтерметалід α за перитектичною реакцією $P + \beta \rightarrow \alpha$. Форма його кристалів певною мірою наслідує пластинчасту форму кристалів β (рис. 6 а; 7 а). У фазі α, крім марганцю, можливе розчинення міді (рис. 6 в, спектр 2), що, ймовірно, зумовлено переходом її з рідини, що знаходилася в контакті з β-фазою, яка розчиняється в процесі перитектичної

Фазові перетворення



а

б

Спектр	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Підсумок	Фаза
Спектр 1		60.34	22,02	2,42	15.22		100.00	β
Спектр 2		55.83	17,68	2,82	21.85	1,82	100.00	α
Спектр 3		98.38	1,62				100.00	Al_{α}
Спектр 4		98.49	1,51				100.00	Al_{α}
Спектр 5	0.40	90.10	7,53			1,96	100.00	«рідина»
Спектр 6	0.87	70.02	23,09			6,02	100.00	«рідина»
Макс.	0.87	98.49	23,09	2,82	21.85	6,02		
Мин.	0.40	55.83	1,51	2,42	15.22	1,82		

в

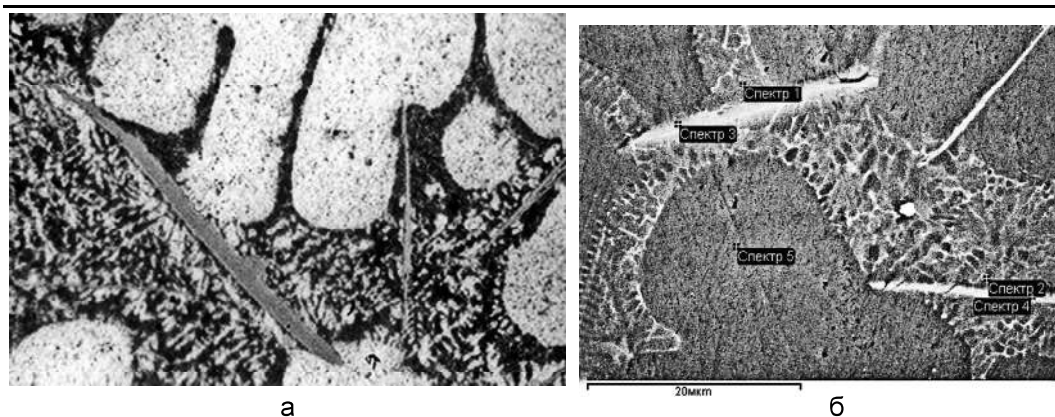
Рис 6. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу (в) структурних складових (а, б) при перитектичному перетворенні $P + \beta \rightarrow \alpha$

реакції (рис. 5 б, спектр 4). Про перитектичний характер утворення α -фази також свідчить зміна інтенсивності її забарвлення, що пов'язано з неоднорідністю хімічного складу внаслідок різного ступеня завершеності перитектичного перетворення.

Продовження охолодження розплаву до температури нижче 560°C приводить до виділення з розплаву кристалів кремнію (рис. 8). На п'ятому етапі кристалізації сплаву АК7 це здійснюється в процесі евтектичного перетворення: $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$, яке реалізується як за механізмом кооперативного росту фаз β , Si , Al_{α} (рис. 8 а), так і утворенням подвійних евтектик: $P \rightarrow Si + Al_{\alpha}$ і $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$, що зростають одночасно в одному і тому ж температурному інтервалі з різних центрів кристалізації. Роль лідера фази β у цьому випадку є не настільки очевидною, як у сплаві АК5М2 [14].

На шостому етапі відбувається чотирифазне перетворення: $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_{\alpha}$ (див. рис. 9 б, в), що здійснюється шляхом утворення евтектичних колоній спільного зростання фаз β , α , Si , Al_{α} (рис. 8 б) або за типом подвійних чи потрійних евтектик: $P \rightarrow \alpha + Al_{\alpha}$, $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$ (див. рис. 8 в), $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$; $P \rightarrow \alpha + Si + Al_{\alpha}$. Визначити температури завершення п'ятого перетворення і початку шостого експериментально не вдалося. Проте з упевненістю можна стверджувати, що чотирифазне

Фазові перетворення



Спектр	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Ni	Cu	Підсумок	Фаза
Спектр 1	0.64	70.57	26.40				2,39	100.00	«рідина»
Спектр 2		89.75	7,83				2,42	100.00	«рідина»
Спектр 3		71.10	13,97	1,80	11,51		1,62	100.00	*
Спектр 4		57.76	17.84	3,18	20.14		1,09	100.00	α
Спектр 5		98.56	1,44					100.00	Al_{α}
Макс.	0.64	98.56	26.40	3,18	20.14	1,09	2,42		
Мин.	0.64	57.76	1,44	1,80	11,51	1,09	1,62		

Примітка: фаза * - нерозчинений при перитектичній реакції остов фази β

б

Рис 7. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу (в) структурних складових (а, б) при перитектичному перетворенні $P + \beta \rightarrow \alpha$

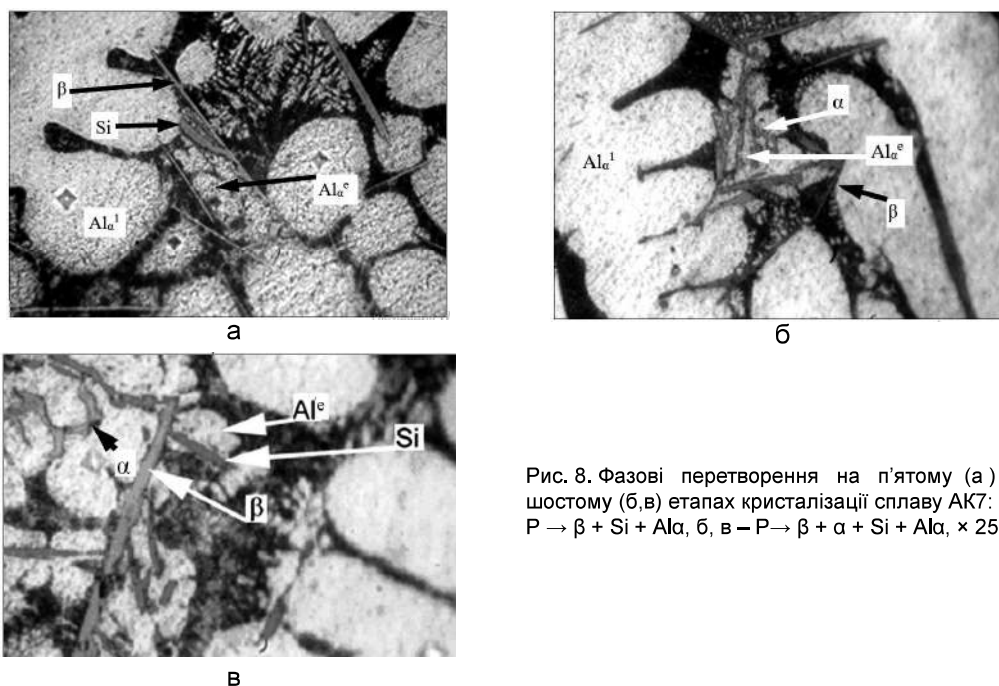


Рис. 8. Фазові перетворення на п'ятому (а) та шостому (б, в) етапах кристалізації сплаву АК7: а – $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$, б, в – $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_{\alpha}$, $\times 250$

Фазові перетворення

евтектичне перетворення $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_\alpha$ завершуються при температурі не нижче 540 °С. На останніх етапах кристалізації з розплаву виділяються фази Mg_2Si , π - $FeMg_3Si_6Al_8$, $W-Cu_2Mg_8Si_6Al_1$, Θ - $CuAl_2$, що входять до складу дрібнокристалічних евтектичних колоній. Через нерівноважний стан рідини на заключних стадіях кристалізації, фазовий склад евтектик може змінюватися. Серед низькотемпературних перетворень є: $P \rightarrow Mg_2Si + \pi + Si + Al_\alpha$, $Ж \rightarrow W + \Theta + Si + Al_\alpha$, які найчастіше реалізуються шляхом утворення подвійних і потрійних евтектик.

Проведені дослідження показали, що мікрокартина фазових перетворень, яка спостерігається при кристалізації сплаву АК7, є досить складною. В сплаві АК7 первинні кристали фази $FeAl_3$ не утворюються. Основною залізовмісною фазою є β -інтерметалід пластинчастої форми, на зменшення об'ємної частки якого і спрямовано оброблення розплаву електричним струмом.

Експерименти виконано в діапазоні частот електричного струму 50-5000 Гц при густині 7-20 А/см². Залежності механічних властивостей сплаву (σ_b , δ , НВ) від параметрів оброблення розплаву наведено на рис. 9 а, б, в. Вони свідчать про немоторний екстремальний характер зміни цих характеристик.

Мікроструктуру зразків після оброблення розплаву електричним струмом за режимом: $\nu = 1000$ Гц; $j = 7$ А/см², при якому зафіксовано екстремально високі механічні властивості (рис. 9 а, б, в), представлено на рис. 10. В структурі практично відсутній голчатий інтерметалід β .

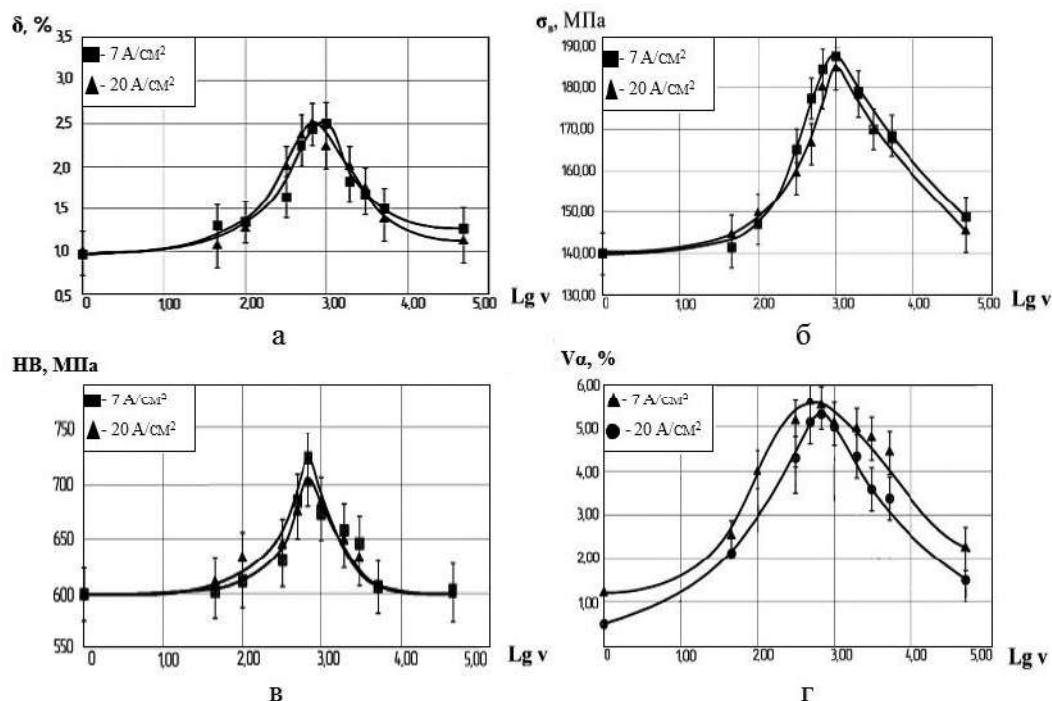


Рис. 9. Залежності механічних і структурних характеристик сплаву АК7 від режимів оброблення розплаву імпульсним електричним струмом: а – короточасна міцність (σ_b , МПа); б – відносне подовження (δ , %); в – твердість (НВ); г – об'ємна частка розгалуженої α -фази ($V\alpha$, %)

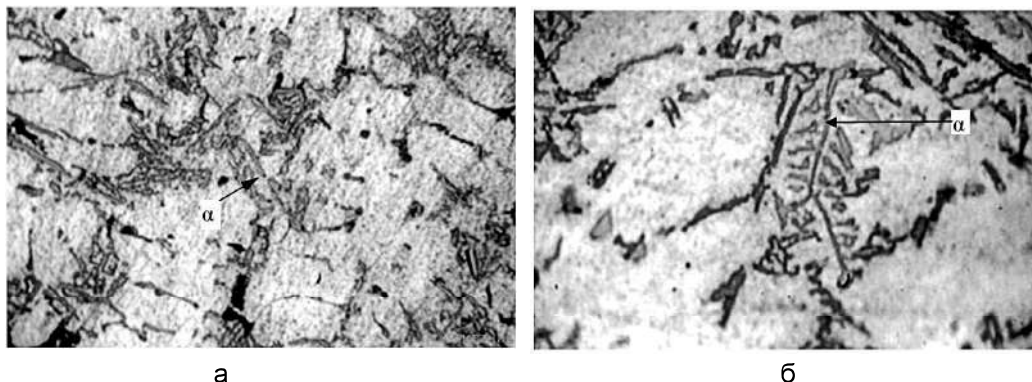


Рис. 10. Типова мікроструктура сплаву АК7, що сформувалася після оброблення розплаву електричним струмом за режимом: $v = 1000$ Гц, $j = 7$ А/см²; а – $\times 200$, б – $\times 400$.

Залізовмісні фази переважно представлено розгалуженим інтерметалідом α , який входить до складу тонкодиференційованих подвійних ($\alpha + \text{Al}_\alpha$) або потрійних ($\alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$) евтектик. Рентгеноспектральними дослідженнями встановлено, що фаза α має склад, мас. %: Fe – 22,39; Mn – 7,4; Cu – 2,47; Si – 9,15; Al – 58,59. На відміну від фази α перитектичного походження в ній більш високий вміст марганцю і міді, а також можливе розчинення нікелю.

Зміна характеру фазових перетворень при утворенні залізовмісних інтерметалідів у процесі кристалізації сплаву АК7 пояснюється зміною кластерної структури розплаву після оброблення його електричним струмом. Внаслідок електродифузії відбувається перерозподіл атомів компонентів між розупорядкованою зоною і кластерами в розплаві, що приводить до зміни ближнього порядку атомів у кластерах, їх хімічного складу [15] і, відповідно, процесу кристалізації [14]. Розрахунки масопереносу атомів, які виконано за рівнянням електродифузії, одержаним в [16], показали [14], що найбільша сила впливу електричного струму на іони марганцю та заліза ($F_{\text{Mn}} = -6,1 \text{ eV}$, $F_{\text{Fe}} = -5,9 \text{ eV}$, $F_{\text{Si}} = -3,5 \text{ eV}$, $F_{\text{Ni}} = -1,9 \text{ eV}$, $F_{\text{Mg}} = +0,3 \text{ eV}$, $F_{\text{Cu}} = +0,4 \text{ eV}$, $F_{\text{Al}} = +1,9 \text{ eV}$). Під дією електричного струму посилюється електроперенесення атомів марганцю та заліза з розупорядкованої зони розплаву до кластерів. Кластери, що за складом близькі до інтерметаліду β , трансформуються в нові метастабільні асоціації атомів. Як наслідок – утворення при кристалізації залізовмісної фази α з більш високим сумарним вмістом заліза, марганцю, ніж у фази β . Аналогічне явище спостерігали і на сплаві АК5М2 [14].

Найбільш високий комплекс механічних властивостей сплаву АК7 після рідкофазного оброблення електричним струмом: $\sigma_b = 185$ МПа; $\delta = 2,5$ %, НВ – 700 МПа (рис. 9 а, б, в) спостерігається при максимальній об'ємній частці розгалуженої фази α (рис. 9 г). У вихідному стані механічні характеристики складають відповідно: $\sigma_b = 140$ МПа, $\delta = 1,0$ %, НВ – 600 МПа.

Утворення розгалуженого інтерметаліду α замість пластинчастої голкоподібної фази β при обробленні розплаву електричним струмом за

оптимальними режимами забезпечує підвищення міцності сплаву АК7 на 32,1 %, твердості на 16,7 %, відносного подовження у 2,5 рази, що є підґрунтям перспектив його використання замість первинного сплаву АК7ч: $\sigma_b = 160$ МПа; $\delta = 2,0$ %, $HB = 700$ МПа.

Таким чином, в складнолегованому сплаві АК7, виплавленому з брухту та відходів, стабільний ефект нейтралізації шкідливого впливу заліза, обумовлений зміною процесу структуроутворення та форм росту залізовмісних фаз під впливом оброблення розплаву електричним струмом, досягається при режимах: $\nu = 500 - 1000$ Гц, $j = 7-20$ А/см². Оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом за оптимальними режимами дозволяє підвищити механічні властивості промислових вторинних силумінів до рівня їх аналогів, що виготовляються з первинних металів.

Висновки

1. Кристалізація ливарного сплаву АК7, виготовленого з брухту та відходів, здійснюється через послідовні стадії наступних фазових перетворень: 1. $P \rightarrow Al_\alpha$. 2. $P \rightarrow \alpha + Al_\alpha$. 3. $P \rightarrow \beta + Al_\alpha$. 4. $P + \beta \rightarrow \alpha$. 5. $P \rightarrow \beta + Si + Al_\alpha$. 6. $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_\alpha$. На заключних етапах утворюються евтектики, до складу яких входять фази з магнієм і міддю: Mg_2Si , π , W та Θ .

2. Евтектичні перетворення: $P \rightarrow \beta + Si + Al_\alpha$ і $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_\alpha$ реалізується як за механізмом кооперативного росту фаз, так і формуванням подвійних або потрійних евтектик, які зароджуються і зростають одночасно, в одному температурному інтервалі.

3. Форми росту кристалів залізовмісної фази α в сплаві АК7 залежать від різновиду фазового перетворення, в процесі якого вона утворилася – розгалужена в складі евтектик, пластиноподібна внаслідок перитектичної реакції за участі фази β .

4. Оброблення розплаву однополярним імпульсним струмом призводить до зміни фазових перетворень при кристалізації, характер яких залежить від режимів оброблення. При оптимальних параметрах частоти і густини електричного струму ($\nu = 500-1000$ Гц, $j = 7-20$ А/см²), при яких спостерігається найбільш високий комплекс механічних властивостей, голкоподібна β -фаза практично відсутня. Утворюється розгалужений інтерметалід α , що входить до складу тонкодиференційованих подвійних ($\alpha + Al_\alpha$) або потрійних ($\alpha + Si + Al_\alpha$) евтектик. Це забезпечує підвищення механічних властивостей сплаву АК7 до рівня сплаву-аналогу АК7ч, що виплавляється з первинних матеріалів.

5. Механізм нейтралізації шкідливого впливу заліза при обробленні розплаву електричним струмом полягає у зміні будови розплаву внаслідок електропереносу, перерозподілі атомів компонентів між розупорядкованою зоною розплаву і кластерами. В процесі масообміну змінюється склад і ближній порядок атомів у залізовмісних кластерах. При кристалізації замість голкоподібної фази β утворюється розгалужений інтерметалід α з більш високим сумарним вмістом заліза, марганцю ті міді в ній.

Література

1. Пригунова А.Г., Белов Н.А., Таран Ю.Н., Золоторевский В.С., Напалков В.И., Петров С.С. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ. изд. – М. : МИСиС, 1996. – 175 с.
2. Бычков Ю.Б. Природа вторичных доэвтектических силуминов, оптимизация их составов и свойств: дис. на соиск. ученой степени докт. техн. наук. – М. : МИСиС, 1987. – 354 с.
3. Куцова В.З., Аюпова Т.А., Амбражей М.Ю. Влияние микролегирования Sr и Sc на фазовый состав и свойства сплава АК7ч // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. трудов. – Днепропетровск: ПГАС. – 2007. – Вып. 41. – Ч. 1. – С. 18-30.
4. Синчук А.В., Цуркин В.М., Федченко Н.А. Вплив рідкофазної електрогідроімпульсної обробки на сплав А357 з підвищеним вмістом заліза // Металознавство та обробка металів. – 2012. – № 34. – С. 36-43.
5. Деев В.Б., Башмакова Н.В., Приходько О.Г., Селянин И.Ф. Исследование влияния электрического тока на кристаллизацию алюминиевых сплавов с различным содержанием железа // Ползуновский альманах. – 2008. – № 3. – С. 77- 81.
6. Таран Ю.Н., Пригунова А.Г., Казимирова И.Е. [и др.] Модифицирование интерметаллидных фаз обработкой расплава электрическим током // ДАН СССР. – 1986. – Т. 289. – № 3. – С. 668-670.
7. Патент № 101208 Україна, МПК С22В9/00. Спосіб виробництва силумінів / С.С. Петров, С.В. Пригунов, А.Г. Пригунова, Д.Н. Ключник. – № а201101616, заявл. 11.02.2011; опубл. 11.03.2013. – Бюл. № 5/2011, 10 с.
8. Борисов Г.П., Цуркин В.Н., А.В. Синчук, Иванов А.В. О высоковольтной электроимпульсной обработке расплава // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 5. – С.33-40.
9. Якимов В.И., Марьин Б.Н., Зелинский В.В. [и др.] Воздействие электрического тока на жидкий алюминиевый сплав // Металлургия машиностроения. – 2003. – № 3. – С. 36-39.
10. Вернидуб А.Г., Волков А.Г., Грабовский В.М. [и др.] Обработка сплава АК7 импульсным электрическим током // Процессы литья. – 2005. – № 1. – С. 64-67.
11. Патент № 136173, Україна, МПК G01N25. Спосіб дослідження фазових перетворень і морфології фаз у процесі кристалізації / А.Г. Пригунова, Л.К. Шеневідько, В.Ю. Шейгам, С.В. Пригунов, М.В. Кошелев. – заявлено 11.02.2019; опубл. 12.08.2019; Бюл. № 5/2019, 4 с.
12. Пригунова А.Г., Белік В.І., Шеневідько Л.К., Кошелев М.В. Дослідження фазових перетворень при кристалізації алюмінієвих сплавів методом гартувально-мікроструктурного аналізу // Процеси лиття. – 2020. – № 3 (141). – С. 27-41.
13. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М. : Металлургия, 1976. – 272 с.
14. Пригунова А.Г. Зелинская Г.М., Кошелев М.В. Особенности кристаллизации и эволюции структуры железосодержащих фаз сплава АК5М2 при обработке расплава импульсным электрическим током // Процессы литья. – 2019. – № 4 (136). – С. 20-34.
15. Таран Ю.Н., Пригунова А.Г., Гальчак В.П., Петров С.С. [и др.] Влияние электрического тока на структурные превращения в сложнолегированных

- алюминий-кремниевых расплавах // Расплавы. –1987. – Т.1. – Вып. 4. – С. 111-116.
16. Харьков Е.И., Лысов В.И., Фёдоров В.Е. Физика жидких металлов. – К. : Вища школа, 1979. – 248 с.

References

1. Prigunova A.G., Belov N.A., Taran Yu.N., Zolotarevskiy V.S., Napalkov V.I., Petrov S.S. Siluminy. *Atlas mikrostruktur i fraktogramm promyshlennykh splavov* (Silumin. Atlas of microstructures and fractograms of industrial alloys): Sprav. izd., Moscow, MISiS, 1996, 175 p. [in Russian].
2. Bychkov Yu.B. *Priroda vtorichnykh doevtekticheskikh siluminov, optimizatsiya ikh sostavov i svoystv* (The nature of secondary hypoeutectic silumins, optimization of their compositions and properties): dis. na soisk. uchenoy stepeni dokt. tekhn. nauk, Moscow, MISiS, 1987, 354 p. [in Russian].
3. Kutsova V.Z., Ayupova T.A., Ambrazhey M.Yu. *Stroitelstvo, materialovedeniye, mashinostroyeniye: sb. nauchn. Trudov*, Dnepropetrovsk : PGAS, 2007, Vol. 41, Part 1, pp. 18-30 [in Russian].
4. Sinchuk A.V., Tsurkhn V.M., Fedchenko N.A. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2012, No. 34, pp. 36-43 [in Ukrainian].
5. Deyev V.B., Bashmakova N.V., Prikhodko O.G. Selyanin I.F. *Polzunovskiy al'manakh*, 2008, No. 3, pp. 77-81 [in Russian].
6. Taran Yu.N., Prigunova A.G., Kazimirova I.Ye. DAN SSSR, 1986, T. 289, No. 3, pp. 668-670 [in Russian].
7. Patent No.101208Ukraine, MPK S22V9/00. *Sposib virobnitstva siluminiv* [Method of producing silumin], Petrov S.S., Prigunov S.V., Prigunova A.G., Klyuchnik D.N.; No. a201101616, zayavl. 11.02.2011, opubl. 11.03.2013, Byul. No. 5/2011, 10 c. [in Ukrainian].
8. Borisov G.P., Tsurkin V.N., A.V. Sinchuk, Ivanov A.V. *Metallurgiya mashinostroyeniya*, 2010, No. 5, pp. 33-40 [in Russian].
9. Yakimov V.I., Marin B.N., Zelinskiy V.V. [i dr.] *Metallurgiya mashinostroyetiya*, 2003, No. 3, pp. 36-39 [in Russian].
10. Vernidub A.G., Volkov A.G., Grabovskiy V.M. [i dr.] *Protsessy lit'ya*, 2005, No. 1, pp. 64-67 [in Russian].
11. Patent No. 136173, Ukraine, MPK GO1N25. *Sposib doslidzhennya fazovikh peretvoren i morfologii faz u protsesi kristalizatsii* [Methods of continuous phase transformation and morphology of phases in the process of crystallization], Prigunova A.G., Shenevidko L.K., Sheygam V.Yu., Prigunov S.V., Koshelev M.V.; zayavl. 11.02.2019; opubl. 12.08.2019; Byul. no. 5/2019, 4 p. [in Ukrainian].
12. Prigunova A.G., Belik V.I., Shenevidko L.K., Koshelev M.V. *Protsesi lit'tya*, 2020, No. 3 (141), pp. 27-41 [in Ukrainian].
13. Saltykov S.A. *Stereometricheskaya metallografiya* (Stereometric metallography), Moscow, Metallurgiya, 1976, 272 p. [in Russian].
14. Prigunova A.G. Zelinskaya G.M., Koshelev M.V., *Protsessy lit'ya*, 2019, No. 4 (136), pp. 20-34 [in Russian].
15. Taran Yu.N., Prigunova A.G., Gal'chak V.P., Petrov S.S. *Rasplavy*, 1987, T.1, Vol. 4, pp. 111-116 [in Russian].
16. Kharkov Ye.I., Lysov V.I., Fodorov V.Ye. *Fizika zhidkikh metallov* (Physics of liquid metals), Kiev : Vishcha shkola, 1979, 248p. [in Russian].

A. G. Prigunova

**Phase transformations during the crystallization of the AK7 alloy,
neutralization of the harmful effect of iron by treating the melt with a
pulsed electric current**

Summary

The method of quenching-microstructural analysis, the so-called "stop-quenching", was used to study phase transformations during crystallization of the AK7 casting alloy of the Al-Si-Mg system. The alloy is smelted from scrap and waste, therefore it contains a large amount of impurities, including iron, copper. It was found that the formation of the structure of the AK7 alloy is carried out in the course of the following reactions: 1. $P \rightarrow Al_{\alpha}$. 2. $P \rightarrow \alpha-(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15} + Al_{\alpha}$. 3. $P \rightarrow \beta-FeSiAl_5 + Al_{\alpha}$. 4. $P + \beta-FeSiAl_5 \rightarrow \alpha-(Fe, Mn, Cu)_3Si_2Al_{15}$. 5. $P \rightarrow \beta-FeSiAl_5 + Si + Al_{\alpha}$. 6. $P \rightarrow \beta-FeSiAl_5 + \alpha-(Fe, Mn, Cu)_3Si_2Al_{15} + Si + Al_{\alpha}$. At the last stages of crystallization, eutectics are formed, which include phases with magnesium and copper: Mg_2Si , $\varpi-FeMg_3Si_6Al_8$, $W-Cu_2Mg_8Si_6Al$ and $\Theta-CuAl_2$. The transformation $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$ is realized both by the mechanism of cooperative growth of the β , Si, and Al_{α} phases, and by the formation of double eutectics: $P \rightarrow Si + Al_{\alpha}$ and $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$, which grow simultaneously in the same temperature range from various centers of crystallization. The four-phase eutectic transformation $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_{\alpha}$ is carried out according to the type of double or triple eutectic reactions: $P \rightarrow Si + Al_{\alpha}$; $P \rightarrow \alpha + Al_{\alpha}$; $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$; $\beta + Si + Al_{\alpha}$. The main iron-containing phase in the AK7 alloy is the needle-shaped intermetallic compound $\beta-FeSiAl_5$ - a stress concentrator, which leads to a decrease in mechanical properties. In this work, the neutralization of the harmful effect of iron was carried out by treating the melt with a unipolar pulsed electric current, under the influence of which the cluster structure of the melt changes. During crystallization, instead of β , a branched phase α is formed. The ratio of intermetallic compounds β and α depends on the processing modes. With optimal parameters of density and current frequency, at which the volume fraction of the branched phase α is the largest, the strength of the AK7 alloy increases by 32.1 %, the hardness by 16.7 %, and the relative elongation by 2.5 times, bringing its mechanical properties closer to the primary alloy AK7h.

Keywords: aluminum-silicon alloys, phase transformations, iron-containing intermetallic compounds, growth forms, treatment of the melt with an electric current.