

Структурні та фазові перетворення в доетектичних сплавах системи Al – Si – Fe, оброблених в рідкому стані однополярним імпульсним електричним струмом

А. Г. Пригунова, доктор технічних наук
 С. С. Петров*, кандидат технічних наук
 С. В. Пригунов**, кандидат технічних наук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

*Національна металургійна академія наук України, Дніпро

**Національний технічний університет України «КПІ», Київ

Досліджено закономірності впливу однополярного імпульсного електричного струму на характер фазових перетворень при кристалізації, структуру залізовмісних фаз, показано взаємозв'язок їх морфології з механічними властивостями виливків з доетектичних силумінів.

Загальновідомо про негативний вплив заліза на властивості ливарних алюмінієвих сплавів [1]. Для нейтралізації його шкідливої дії, підвищення якості силумінів, що виробляються з вторинної сировини, у роботі використано метод позапічного оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом [2]. Дослідження проведено на залізовмісних алюмінієво-кремнієвих сплавах Al – 8 % Si – (0,7...0,9) % Fe, що за складом кремнію та заліза відповідають розповсюдженим промисловим алюмінієвим сплавам, які виготовляються з брухту та відходів [1]. Розріз діаграми Al – Fe – Si при 0,7 % Fe [3] наведено на рис. 1.

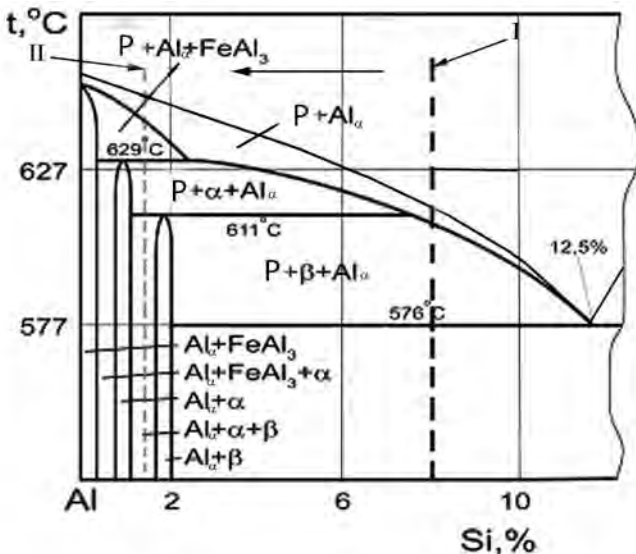


Рис. 1. Розріз діаграми стану сплаву Al – 8 % Si – 0,7 % Fe [3].

імпульсним електричним струмом [2]. Дослідження проведено на залізовмісних алюмінієво-кремнієвих сплавах Al – 8 % Si – (0,7...0,9) % Fe, що за складом кремнію та заліза відповідають розповсюдженим промисловим алюмінієвим сплавам, які виготовляються з брухту та відходів [1]. Розріз діаграми Al – Fe – Si при 0,7 % Fe [3] наведено на рис. 1.

Мікроструктуру та фазовий склад сплавів Al – 8 % Si – (0,7...0,9) % Fe представлено на рис. 2, 3.

Фазові перетворення

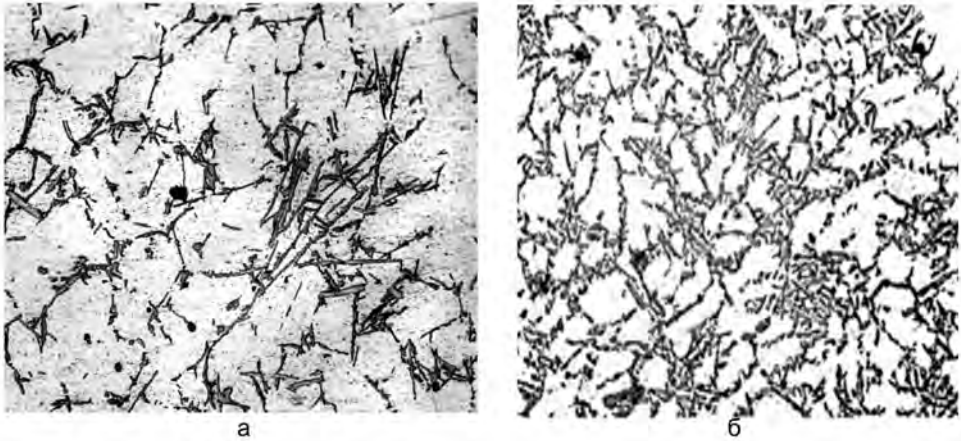


Рис. 2. Мікроструктура сплаву Al – 8 % Si – 0,7 % Fe: а – вихідного, б – обробленого в рідкому стані електричним струмом ($j = 7 \text{ A/cm}^2$, $\nu = 700 \text{ Гц}$). $\times 200$.

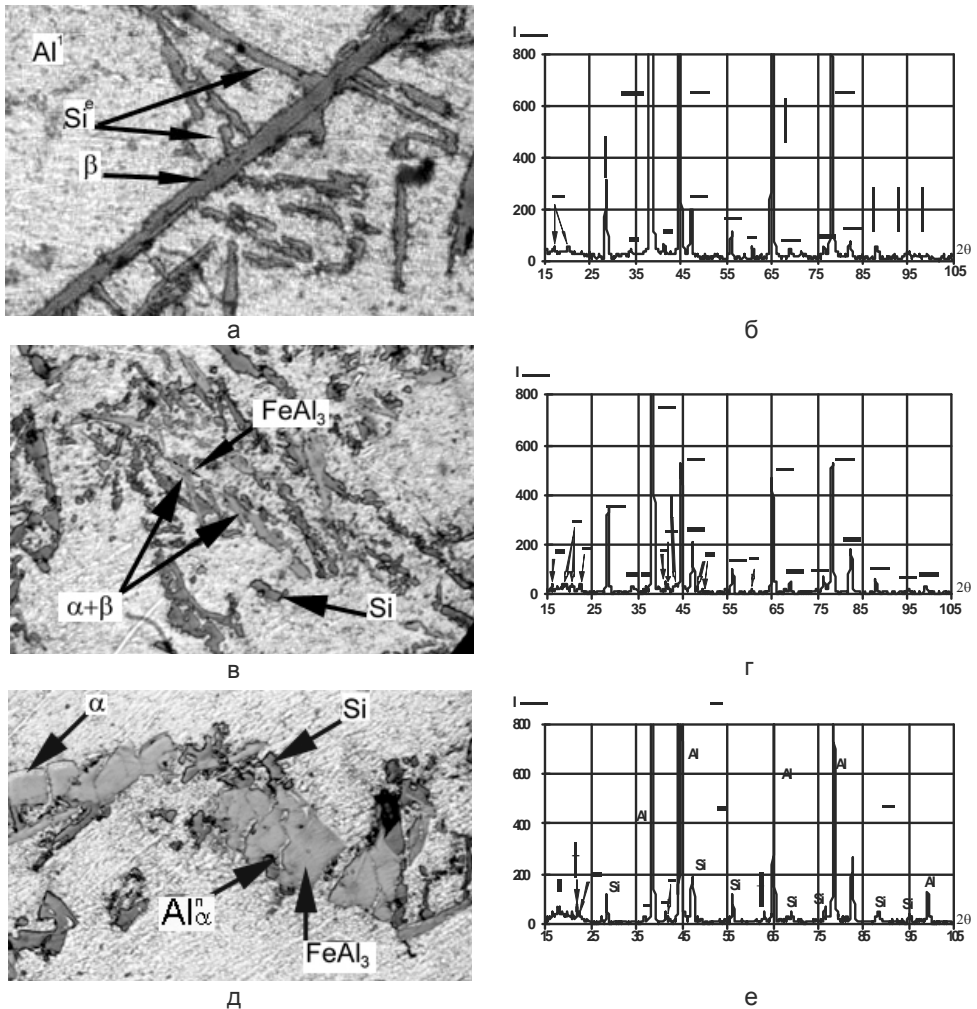


Рис. 3. Мікроструктура та дифрактограми сплавів Al – 8 % Si – (0,7...0,9) % Fe: а, б – вихідний стан; в, г, д, е – після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом з параметрами – $j = 7 \text{ A/cm}^2$, $\nu = 700 \text{ Гц}$ (в, г); $j = 7 \text{ A/cm}^2$, $\nu = 5000 \text{ Гц}$ (д, е). $\times 800$.

Вихідні сплави з 0,7 і 0,9 % Fe якісно не відрізняються (рис. 2 а). Вони містять фази: Al_α , Si і $FeSiAl_5$ (β) (рис. 3 а, б). Відмінність – у об'ємній частці залізовмісної β -фази, яка складає відповідно 5,3 % у сплаві з 0,7 % Fe і 7,6 % у сплаві з 0,9 % Fe. Крихка фаза β має пластинчасту голкоподібну морфологію з параметром форми λ , що дорівнює 30...80, і є концентратором напруження та джерелом утворення тріщин.

Згідно з рівноважною діаграмою стану системи Al – Si – Fe при 0,7 % Fe (рис. 1) у процесі тверднення мають місце наступні перетворення: 1. $P \rightarrow Al_\alpha$; 2. $P \rightarrow \beta + Al_\alpha$; 3. $P \rightarrow \beta + Si + Al_\alpha$, що підтверджено даними гартівно-мікроструктурного аналізу (рис. 4). Рідина фіксується у вигляді квазіевтектик темного коліру і легко відрізняються від фаз, що ростуть у момент гартування. На фотографіях мікроструктур вона позначена символом «P».

У повністю закристалізованих зразках (рис. 2 а, 3 а) відрізнити кристали інтерметаліду β , що сформувалися на другому або третьому етапах розпаду рідини, неможливо. При охолодженні розплаву зі швидкістю 2 °C/с (у підогрітому металевому кокілі) друге перетворення практично не реалізується. Роль лідера у евтектичних реакціях розпаду рідини $P \rightarrow \beta + Al_\alpha$ і $P \rightarrow \beta + Si + Al_\alpha$ належить фазі β , що має більш складну стехіометричну природу [4]. За даними Л. Ф. Мондольфо [3] інтерметалід β в основному кристалізується у вигляді «китайських ієрогліфів». Область гомогенності фази β знаходиться в межах 25...30 % Fe і 12...15 % Si. Вона має моноклінну решітку з параметрами $a = b = 0,612$ нм і $c = 4,15$ нм; $\alpha = 91^\circ$; $\gamma = 3,30 - 3,35$ г/см³, $HV 5800$ МН/м². У досліджених вихідних сплавах β -фазу з такою морфологією не виявлено (рис. 2 а, 3 а).

При впливі на розплав однополярним імпульсним електричним струмом різної щільності (j) та частоти (ν) змінюється процес тверднення та мікроструктура (рис. 3 в – е, 4 г – е). Спостерігається значне подрібнення структурних складових (рис. 2 б, 3 в), що свідчить про тверднення сплаву в умовах значного переохолодження. За даними ДТА порівняно з вихідним сплавом при обробленні розплаву електричним струмом за режимами: $j = 7$ А/см², $\nu = 700$ Гц переохолодження складає 27 °C. При цьому на 18 °C зменшується інтервал тверднення при збільшенні повного часу тверднення на 13,1 с. Змінюються фазовий склад і форми росту залізовмісних інтерметалідів (рис. 3, 4).

Рентгеноструктурний аналіз вихідних і оброблених у рідкому стані електричним струмом сплавів (рис. 3 б, г, е) показав присутність β -фази в усіх зразках. Проте морфологія цієї фази є різною: голкоподібна у початковому стані (рис. 2 а, 4 б, в), розгалужена – після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом: $j = 7$ А/см² і $\nu = 700$ Гц (рис. 3 в, 4 е), що свідчить про різні механізми її утворення.

Залежно від режимів оброблення розплаву електричним струмом на дифрактограмах сплавів (рис. 3 г, е), крім ліній відбиття від фази β , присутні лінії фаз $FeAl_3$ і Fe_2SiAl_8 (α) (рис. 3 е) або тільки α -фази (рис. 3 г). Остання

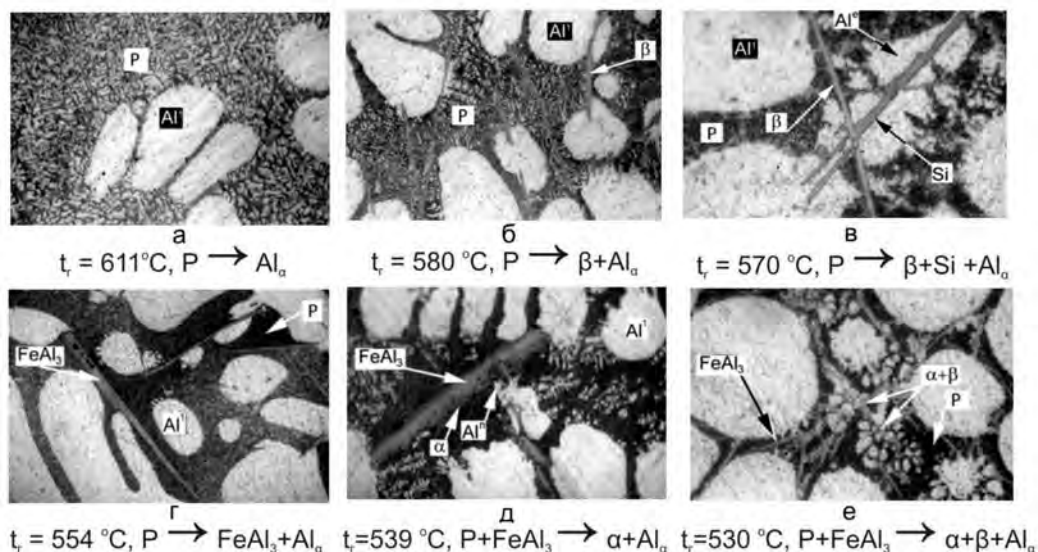


Рис.4. Етапи формування залізовмісних фаз у сплавах з 0, 7...0,9 % Fe: а, б, в – вихідний сплав; г, д, е – після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом ($j = 7 \text{ A/cm}^2$, $v = 700 \text{ Гц}$). $\times 400$.

за даними [3] в системі Al – Si – Fe утворюється виключно за перитектичними реакціями і має гексагональну ґратку з параметрами: $a = 1,23 \text{ нм}$, $c = 2,63 \text{ нм}$, $\rho = 3,58 \text{ г/см}^3$.

При режимах електричного струму: $j = 7 \text{ A/cm}^2$ і $v = 700 \text{ Гц}$ в окремих мікрооб'ємах сплаву розгалужена α -фаза орієнтована вздовж вісі переривистої тонкопластинчастої фази, що сформувалася на перших етапах тверднення і за морфологічними ознаками відрізняється від β -фази вихідного сплаву (рис. 3 в). Визначено, що тонкі голкоподібні пластинки (рис. 3 в) – це фрагменти фази FeAl_3 , яка утворилася на стадії евтектичного розпаду рідини: $P \rightarrow \text{FeAl}_3 + \text{Al}_\alpha$ (рис. 4 г) і повністю не розчинилася в процесі нерівноважних перитектичної реакції: $P + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha$ та $P + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha + \beta + \text{Al}_\alpha$ (рис. 4 д, е). Завершеність перитектичних перетворень є досить високою, тому об'ємна частка фази FeAl_3 в сплаві незначна і рентгеноструктурним методом не виявляється (рис. 3 г).

З підвищенням частоти електричного струму до 5000 Гц збільшується ступінь незавершеності перитектичного перетворення і, відповідно, об'ємна частка фази FeAl_3 . Про це свідчать результати рентгеноструктурного аналізу (рис. 3 е). У мікроструктурі (рис. 3 д, 4 д) присутні досить великі пластини фази FeAl_3 зі слідами підплавлення, подрібнення та розриву, на поверхні якої утворюються кристали α -фази і прожилки твердого розчину алюмінію (Al^n), що є продуктами перитектичної реакції.

Аналіз концентраційного розрізу діаграми системи Al – Si – Fe (рис. 1) і можливих нонваріантних перетворень, пов'язаних з формуванням α -фази, у поєднанні з даними металографічних, рентгеноструктурних (рис. 3), гартівно-мікроструктурних (рис. 4) і термографічних досліджень свідчить, про можливу послідовність наступних перетворень при нерівноважному твердненні сплаву після оброблення розплаву однополярним імпульсним

Фазові перетворення

електричним струмом ($j = 7 \text{ A/cm}^2$, $v = 700 \text{ Гц}$): 1. $P \rightarrow Al_\alpha$; 2. $P \rightarrow FeAl_3 + Al_\alpha$; 3. $P + FeAl_3 \rightarrow \alpha + Al_\alpha$; 4. $P + FeAl_3 \rightarrow \alpha + \beta + Al_\alpha$; 5. $P + FeAl_3 \rightarrow \alpha + \beta + Si + Al_\alpha$. При охолодженні розплаву зі швидкістю $2 \text{ }^\circ\text{C/s}$ евтектичне та перитектичні перетворення в основному завершуються в процесі тверднення (рис. 2 б). Утворюються розгалужені кристали фаз β ($FeSiAl_5$) і α (Fe_2SiAl_8), що створює відповідні труднощі їх ідентифікації.

Після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом у доевтектичному силуміні, хімічний склад якого на діаграмі позначено пунктирною лінією I (рис. 1), формуються фази $FeAl_3$ (36 % Fe) і α (33 % Fe) з більш високим вмістом заліза порівняно з інтерметалідом в (25 % Fe). Утворення таких інтерметалідів є характерним для Al – Si сплавів зі значно меншою концентрацією Si (пунктирна лінія II на діаграмі). Тобто, спостерігається явище, аналогічне перенесенню фігуративної точки, що визначає склад сплаву на діаграмі рівноважного стану, з положення I у положення II (рис. 1), що рівнозначно переміщенню евтектичної точки в область більш високих концентрацій кремнію.

Механічні властивості сплаву залежать від об'ємної частки фаз α і β розгалуженої морфології (рис. 5).

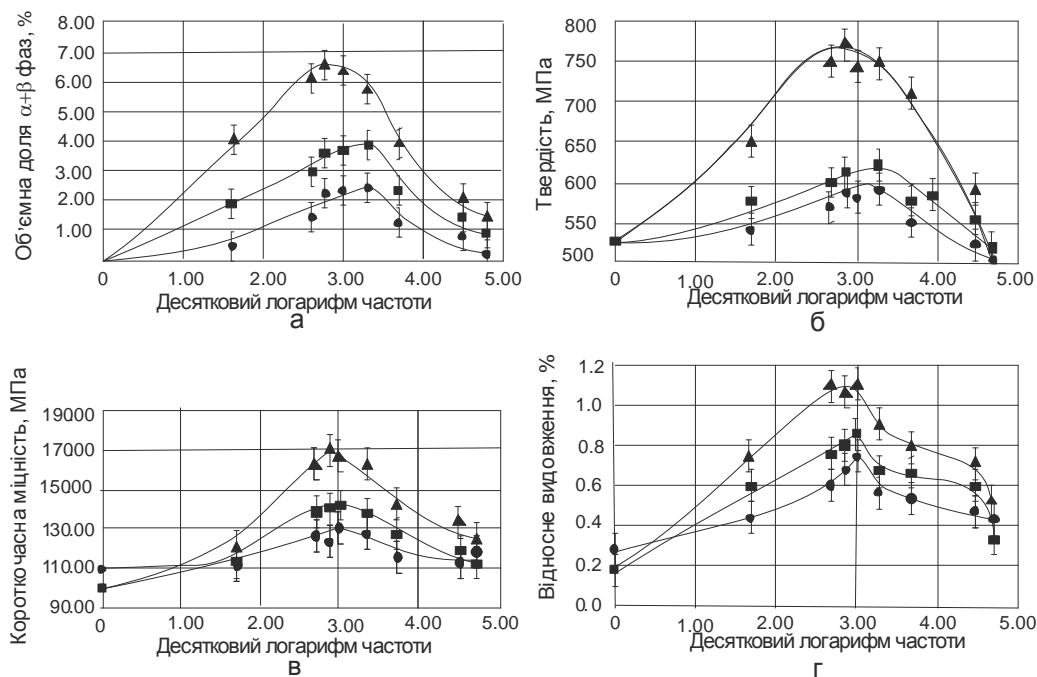


Рис. 5. Залежність об'ємної частки залізовмісних розгалужених фаз α і β (а), твердості (б) короткочасної міцності (в) та лінійного подовження (г) сплавів Al – 8% Si – (0,7...0,9) % Fe від щільності та частоти оброблення розплаву електричним струмом: ● – 130 A/cm^2 , 0,7 % Fe; ■ – 130 A/cm^2 , 0,9 % Fe; ▲ – 130 A/cm^2 , 0,9 % Fe.

Відсутність пластинчастого інтерметаліду β при раціональних режимах оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом, формування розгалужених дрібних фаз α і β дозволило підвищити міцність сплаву на 41 %, пластичність – у 2,4 рази, твердість – на 27,5 %.

Після термічної обробки за режимом T1 фазовий склад сплаву та морфологія залізовмісних фаз не змінюються.

Висновки Оброблення доєвтектичних алюмінієво-кремнієвих розплавів з підвищеним вмістом заліза однополярним імпульсним електричним струмом приводить до зміни фазових перетворень при твердненні, структури та морфології залізовмісних фаз, характер яких залежить від щільності та частоти електричного струму. Формування розгалужених залізовмісних фаз замість пластинчастих забезпечує покращення механічних властивостей виливків.

Література

1. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ. / А.Г. Пригунова, Н.А. Белов, Ю.Н. Таран, С.С. Золоторевский, В.И. Напалков, С.С. Петров. – М.: МИСиС, 1996. – 175 с.
2. Патент на винахід 101208 Україна, МПК С22В9/00. Спосіб виробництва силумінів / С.С. Петров, С.В. Пригунов, А.Г. Пригунова, Д.Н. Ключник; заявл. 11.02.2011 р, опубл. 11.03.2013 р., Бюл. № 5.
3. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
4. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 312 с.

Одержано 04.04.17

А. Г. Пригунова, С. С. Петров, С. В. Пригунов

Структурные и фазовые превращения в доэвтектических сплавах системы Al – Si – Fe, обработанных в жидком состоянии однополярным импульсным электрическим током

Резюме

Исследованы закономерности влияния однополярного импульсного электрического тока на характер фазовых превращений при кристаллизации и структуру железосодержащих фаз, показана взаимосвязь их морфологии с механическими свойствами отливок из доэвтектических силуминов.

A. G. Prigunova, S. S. Petrov, S. V. Prigunov

Structural and phase transformations in the hypoeutectic alloys of the Al – Si – Fe system treated in the liquid state by a unipolar electric current pulses

Summary

The regularities of the effect of a unipolar electric current pulses on the character of phase transformations during crystallization, and the structure of iron-containing intermetallic phases, the interrelation of their morphology with the mechanical properties of castings from hypoeutectic silumins are shown.