

Вплив рідкофазної електрогідроімпульсної обробки на сплав А357 з підвищеним вмістом заліза

А. В. Сінчук, кандидат технічних наук

В. М. Цуркін, кандидат фізико-математичних наук

Н. А. Федченко, кандидат технічних наук

Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, Миколаїв

Показано, що рідкофазна електрогідроімпульсна обробка сплаву А357 з вмістом заліза 0,5 – 2,0 % сприяє подрібненню голчастої інтерметалідної β -фази Al_3FeSi та підвищенню розчинності заліза в алюмінієвій основі, за рахунок чого дещо покращуються механічні властивості сплаву. Мікролегування сплаву марганцем викликає часткову трансформацію голчастої β -фази в більш компактні «китайські ієрогліфи» (співвідношення $Mn : Fe = 0,3 - 0,5$) або поліедри (співвідношення $Mn : Fe = 0,7$) α -фази $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Комплекс заходів «мікролегування Mn + електрогідроімпульсна обробка» забезпечує повне перетворення голчастого інтерметаліду в менш шкідливі різновиди α -фази та наближення механічних характеристик сплаву до рівня вимог стандарту ASTM.

Відомо, що залізо легко розчиняється в рідкому алюмінії та його сплавах, але внаслідок мізерної розчинності в твердих сплавах має схильність до об'єднання з іншими елементами з утворенням інтерметалідних фаз різних типів. В силумінах за наявності значної кількості кремнію домінуючими залізовмісними фазами є Al_8Fe_2Si (відома як α -фаза) і Al_3FeSi (відома як β -фаза). Якщо в сплаві окрім кремнію присутній магній, утворюється так звана π -фаза $Al_8FeMg_3Si_6$. За присутності марганцю – інтерметалід $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, за невдалим збігом також відомий, як α -фаза. Обидві згадані α -фази переважно кристалізуються у вигляді «китайських ієрогліфів», однак інтерметалід $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ може утворювати і більш компактні морфологічні різновиди, а в окремих випадках навіть поліедричні кристали. Вплив заліза на механічні властивості алюмінієвих сплавів, який вивчався багатьма вітчизняними та закордонними дослідниками [1 – 4], стає особливо відчутним за присутності β - Al_3FeSi інтерметаліду. Утворюючи довгі тонкі ламелі чи голки, що мають слабкий зв'язок з матрицею, цей інтерметалід особливо негативно впливає на пластичність сплавів. Помічено, що сплави з вмістом заліза понад 1 % також характеризуються низькою рідкоплинністю, оскільки голки β -фази мають здатність закорковувати міждендритні проміжки, стримуючи вільний доступ живильної рідини до всіх ділянок тверднучого виливка [4].

Відомий закон Тейлора [5], згідно з яким чим більше кремнію міститься в сплаві, тим вищий концентраційний поріг для заліза, від якого починають утворюватися голки β -фази. Це означає, що заевтектичні силуміни порівняно з доевтектичними можуть містити дещо більшу кількість заліза. В роботі [6] визначено, що утворення тих чи інших залізовмісних фаз залежить не лише від хімічного складу сплаву, але і від швидкості його охолодження під час кристалізації. Зокрема, ризик утворення

великих голчастих часток збільшується під час повільного охолодження. Показано також [7], що перегрів розплаву сприятливо впливає на кількість та морфологію залізовмісних фаз. В роботі [8] наведено огляд деяких технологій, призначених для видалення заліза із розплавів, включаючи гравітаційне осадження, фільтрацію, електромагнітну сепарацію, часткову кристалізацію, обробку флюсами та ін. Але найбільш простим, тому найбільш поширеним способом нейтралізації шкідливого впливу заліза лишається мікролегування сплавів марганцем, зазвичай у співвідношенні $Mn : Fe \sim 0,5$. Ефективність цього способу не завжди очевидна. Сприяючи утворенню більш компактної α -фази замість голчастої β -фази, добавки марганцю покращують пластичність, але не ливарні властивості сплавів, а надмірна кількість марганцю погіршує механічну оброблюваність. Засвоєння лігатури, в складі якої додають марганець, залежить від багатьох технологічних факторів: вихідного стану, температури плавлення, часу витримки та ін. Але найбільш актуальною проблемою є те, що вміст заліза в сучасних шихтових матеріалах сягає 2 – 3 %, і нейтралізувати таку кількість лише введенням марганцю в сплав неможливо.

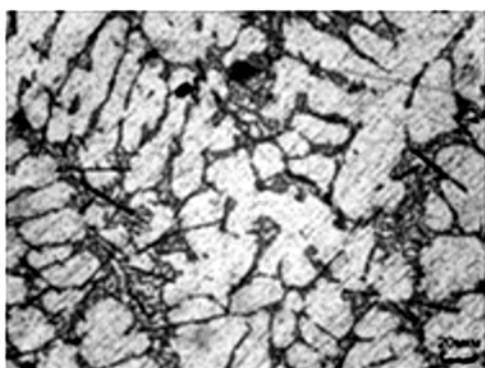
З огляду на те, що жоден із зазначених способів нейтралізації шкідливої ролі впливу заліза на алюмінієві сплави не дає бажаного результату, метою цієї роботи є визначення можливості більш ефективного впливу на залізовмісні фази і механічні властивості доєвтектичного силуміну А357, залучаючи такий спосіб позапічної обробки розплавів, як електрогідроімпульсна обробка.

Шихтою слугували чушки сплаву А357 визначеного хімічного складу (мас. частка): 6,50 % Si; 0,10 % Cu; 0,01 % Mn; 0,005 % Mg; 0,50 % Zn; 0,16 % Fe. В порівнянні з іншими, більш легованими силумінами, цей двокомпонентний сплав, маючи достатньо великий запас пластичності, широко використовується для виготовлення відповідальних деталей машинобудування, в тому числі методами рео-, тиксолиття. Тому допустимий в ньому стандартом ASTM вміст заліза не повинен перевищувати 0,2 % (на відміну від вітчизняного аналога – сплаву АК7, в якому ДСТУ 2839-94 вміст заліза визначається на рівні 1,1 – 1,3 %). Попередній розрахунок за законом Тейлора $Fe_{critical} = (0,075 \times \% Si) - 0,05$ показав, що критичною концентрацією заліза в сплаві, вище якої буде проходити утворення голчастої фази, є 0,4 %. Кількість заліза, що перевищує цей поріг, додавалась до шихти у складі лігатури Al – 20 % Fe, а необхідна для нейтралізації заліза кількість марганцю – у складі лігатури Al–20Mn.

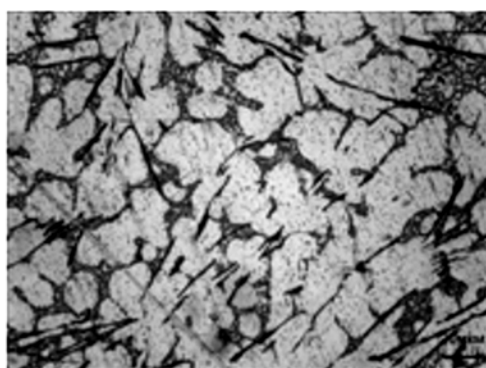
Шихту розплавляли в графітових тиглях ємністю 1,3 кг з 15-хвилинною витримкою за температури 800 °С. В цих же тиглях здійснювалась ЕГІО пристроєм, оснащеним титановим хвилеводом. Тривалість обробки одного тигля становила 1 хв, енергія одиничного імпульсу – 1, 25 кДж, а частота посилення імпульсів в стоп – 2 Гц. Після того, як температура в тиглі досягала 680 °С, розплав розливався у холодні металеві форми, призначені для отримання зразків діаметром 20 мм і довжиною 220 мм. Мікроструктура досліджувалась за допомогою оптичного мікроскопу “Neofot-32M”, мікрорентгеноспектральний аналіз здійснювався на електронному мікроаналізаторі REMMA-102-02, рентгеноструктурні дослідження проведено на дифрактометрі ДРОН-3 в $Cu_K\alpha$ – випромінюванні¹. Механічні випробування здійснювались за стандартною методикою з використанням чутливих тензодатчиків.

Мікроструктура зразків з різним вмістом заліза, що перевищує критичну концентрацію, наведена на рис. 1. За відсутності марганцю фаза, що містить залізо, в цих зразках незалежно від того, підданий розплав попередньо ЕГІО чи ні, має голчасту морфологію, а її кількість та розміри збільшуються із збільшенням вмісту заліза в

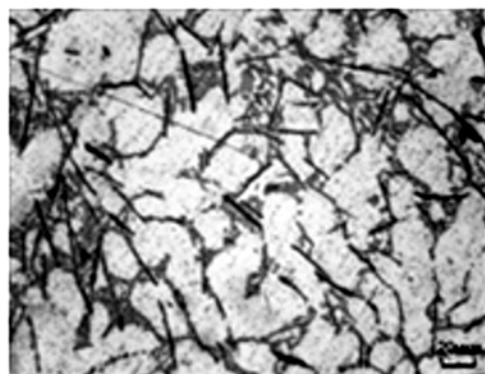
¹Рентгеноструктурні дослідження проведено співробітниками ІІМ ім. І. М. Францевича НАН України під керівництвом д.ф.-м.н. В. Г. Ткаченка



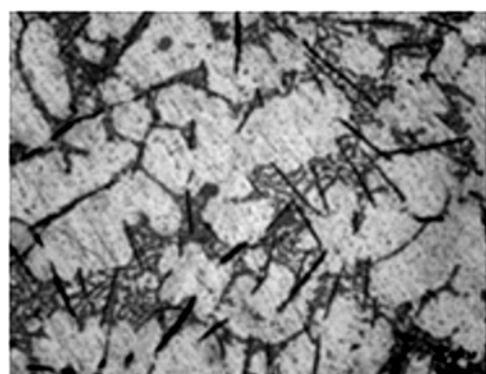
а



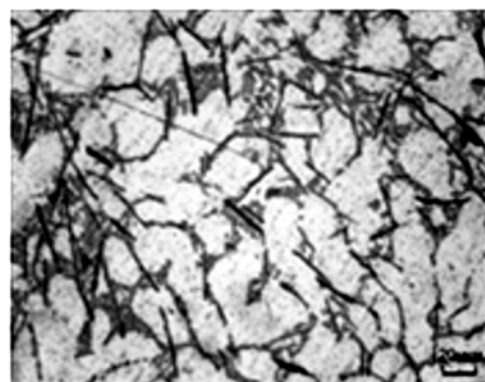
г



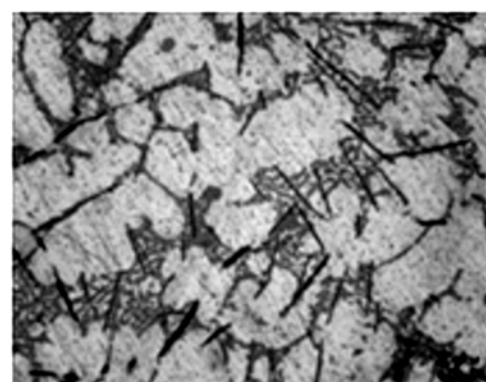
б



д



в



е

Рис. 1. Голчаста інтерметалідна фаза в сплаві А357 з вмістом заліза. а, г – 0,5 %, б, д – 1 %, в, е – 1,5 %.

сплаві. Видно, що ЕПО стримує утворення голок лише тоді, коли вміст заліза ледь перевищує критичну межу, а у всіх інших випадках лише сприяє подрібненню голчастої β -фази. Так, в зразках з 0,5 % Fe більшість голок має довжину 50 – 60 мкм, після ЕПО голки відсутні; в зразках з 1 % Fe довжина голок сягає 70 – 80 мкм, після ЕПО – зменшується до 20 – 40 мкм; в зразках з 1,5 % Fe наявна велика кількість голок довжиною 110 – 115 мкм, що подрібнюються після ЕПО до 80 – 90 мкм.

Нові технологічні процеси і матеріали

Механічні властивості сплаву (рис. 2) також погіршуються у відповідності зі збільшенням концентрації заліза, однак за рахунок ЕГЮ падіння характеристик відбувається не так інтенсивно.

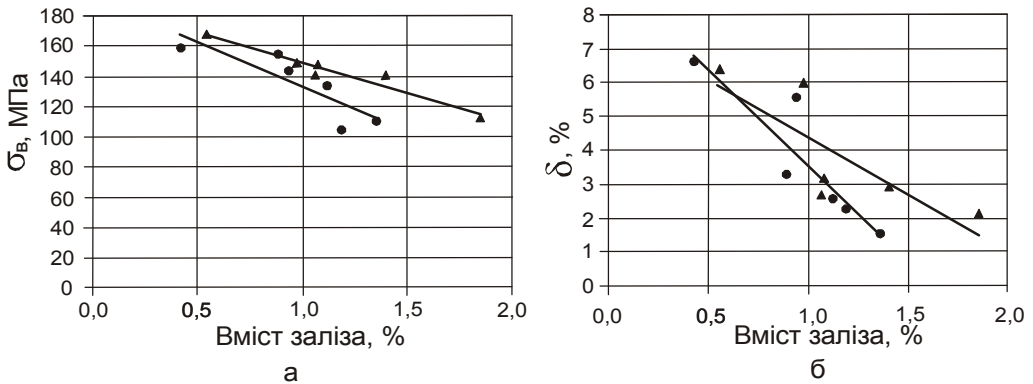


Рис. 2. Залежність механічних властивостей сплаву А357 від вмісту заліза. а – тимчасовий опір на розтяг, б – відносне подовження.

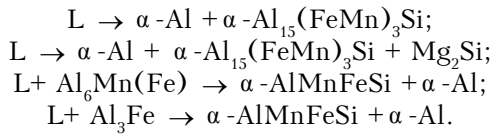
Подальші дослідження з фіксованою на рівні 1,5 % кількістю заліза в сплаві та додаванням марганцю у співвідношенні Mn : Fe = 0,3 – 0,7 дозволили значно покращити і структуру, і механічні властивості сплаву (табл. 1).

Таблиця 1

Характеристика сплаву А357 + 1,5 % Fe

Вид обробки	Діаметр пор, мм	Вміст пор, %	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %
Mn : Fe= 0,3					
Мікролегування марганцем	0,80 – 0,95	14,3	107	61	1,24
Мікролегування Mn+ЕГЮ	0,32 – 0,38	5,9	150	59	2,88
Mn : Fe= 0,5					
Мікролегування марганцем	0,45 – 0,48	6,0	116	60	1,26
Мікролегування Mn+ЕГЮ	0,15 – 0,16	2,3	159	62	3,12
Mn : Fe= 0,7					
Мікролегування марганцем	0,20 – 0,24	4,0	114	55	1,80
Мікролегування Mn+ЕГЮ	0,15 – 0,20	4,0	176	70	4,56

Вже згадувалось, що сплав А357, який сам по собі має широкий температурний інтервал кристалізації (за експериментальними даними – це 630 – 570 °С), за наявності голчастої β-фази схильний до пороутворення. Так, за даними [9] під час повільного охолодження евтектична реакція L-Al+b-Al₃FeSi починається близько 570 °С, коли в системі лишається всього 10 % рідини. Великі голки, формування яких передують утворенню евтектики α-Al+Si, можуть перекривати доступ цієї рідини в міждендритні проміжки, які є місцями кристалізації евтектики, внаслідок чого вони лишаються пористими. Звісно, за наявності більш компактної α-фази живлення міждендритних каналів покращується і метал стає менш пористим. За присутності марганцю і магнію фаза α-Al₁₅(FeMn)₃Si утворює «китайські ієрогліфи» внаслідок кількох евтектичних та перитектичних реакцій:



Дані експерименту свідчать, що пористість сплаву дійсно зменшується зі збільшенням кількості доданого марганцю. Після ЕГЮ і кількість пор, і їх розміри зменшуються ще приблизно в 2 – 3 рази, вірогідно завдяки більш повній трансформації голчастої фази в компактну, ніж це може зробити сам марганець. Можна бачити, що вплив ЕГЮ на пористість найбільший в діапазоні Mn : Fe = 0,3 – 0,5. Зі збільшенням кількості доданого марганцю обробка стає менш впливовою.

Для того, щоб правильно ідентифікувати наявні в зразках інтерметалідні фази, рентгенівський аналіз провадився на малих кутах 2θ , де піки алюмінію і кремнію не перекривають піки фаз заліза. Зокрема, піки фази $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, що знаходяться в діапазоні 15 – 20° та відповідають міжплощинним відстаням 5,2 Å; 4,7 Å і 2,2 Å, та піки фази $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2$ на кутах 20°, 22,5°, 24,5°. Дані, наведені в табл. 2, свідчать, що в сплаві A357 за співвідношення Mn : Fe = 0,3, але без ЕГЮ, голчаста β -фаза продовжує домінувати – кількісно вона в 7 разів переважає α -фазу. На противагу, на дифрактограмах зразків після ЕГЮ виявляються тільки піки $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2$. Збільшення кількості додаваного марганцю до співвідношення Mn : Fe = 0,5 формує рівноважний баланс із 50 % $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2$ і 50 % $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, хоча після ЕГЮ знову переважає α -фаза. Як видно, без ЕГЮ утворення голчастої фази не припиняється

Таблиця 2

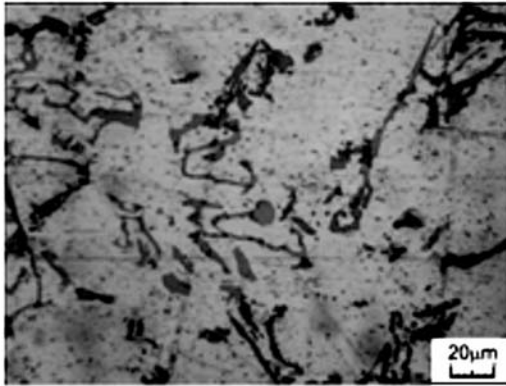
Дані дифрактометричного аналізу сплаву A357 з 1,5 % Fe

Вид обробки	Залізовмісна фаза	Кут 2θ , градус	Інтенсивність піку, імпл/с	Інтенсивність піку, %	Міжплощинна відстань, Å
Mn : Fe = 0,3					
Без ЕГЮ	β	16,902	170,5	100,0	5,2457
		20,631	128,9	75,6	4,7053
	α	23,925	24,4	14,3	3,7195
Після ЕГЮ	α	22,253	162,1	100,0	3,9950
Mn : Fe = 0,5					
Без ЕГЮ	β	18,632	110,8	100,0	4,7625
		22,213	99,4	89,8	4,0021
Після ЕГЮ	α	22,240	120,4	100,0	3,9974
Mn : Fe = 0,7					
Без ЕГЮ	β	16,962	47,7	34,4	5,2273
		19,800	56,7	40,9	4,6839
	α	22,228	138,8	100,0	3,9995
		24,390	40,6	29,2	3,6496
Після ЕГЮ	α	19,800	59,7	31,5	4,4839
		22,204	189,6	100,0	4,0036
		24,379	82,6	43,6	3,6513

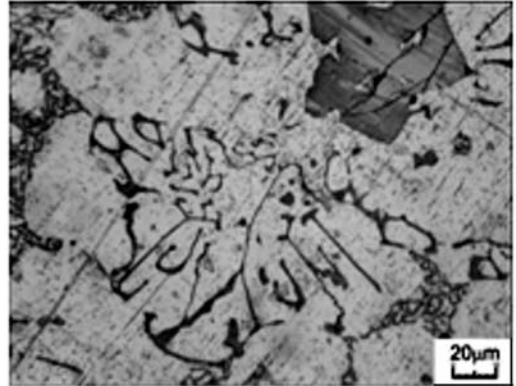
Нові технологічні процеси і матеріали

навіть за співвідношення $Mn : Fe = 0,7$. Невеликі, але наявні піки цієї фази остаточно зникають лише після ЕГЮ, при цьому інтенсивність піків α -фази значно збільшується.

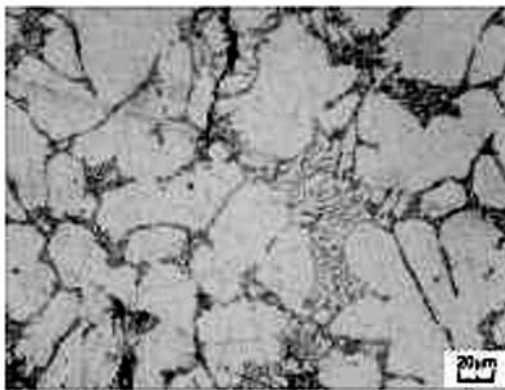
Металографічним аналізом також виявлено, що за співвідношення $Mn : Fe = 0,3 - 0,5$ морфологічним різновидом α -фази є саме «китайські ієрогліфи» (рис. 3), а за співвідношення $Mn : Fe = 0,7$ утворюються поліедри розміром в середньому 80 мкм в зразках без ЕГЮ і 45 мкм – в зразках з ЕГЮ, наявність яких і надає сплаву найкращий комплекс механічних властивостей. Нагадаємо, що за американським стандартом ASTM B85 тимчасовий опір на розтяг цокільного литва зі сплаву A357 складає не менше 190 МПа, відносне видовження – 5 – 6 %.



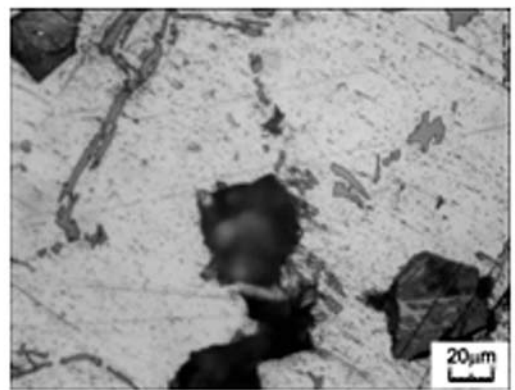
а



б



в



г

Рис. 3. Морфологічні різновиди α -фази $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ в сплаві A357 з 1,5 % Fe: а, в – $Mn : Fe = 0,3 - 0,5$, б, г – $Mn : Fe = 0,7$. а, б – без ЕГЮ, в, г – після ЕГЮ.

Механізми такого кристалографічного поліморфізму $\alpha-Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, тим паче за силової електрогідроімпульсної дії на розплав, звісно, потребують більш детальних досліджень. Насьогодні можна спиратись лише на деякі встановлені експериментом дані. По-перше, дані нашої попередньої роботи [10], в якій за кривими охолодження визначено, що після ЕГЮ при тій же швидкості охолодження скорочується часовий інтервал тверднення сплавів. Це означає, що інтерметалідні частинки, як і інші структурні складові, мають менше часу для росту, отже мають після тверднення менші розміри. По-друге, дані проведеного мікрорентгеноспектрального аналізу зразків з вмістом заліза 0,5 – 1,5 %, які свідчать, що електрогідроімпульсна обробка сприяє незначному збільшенню розчинності заліза в алюмінієвій матриці

Нові технологічні процеси і матеріали

(табл. 3) і менша кількість заліза йде на утворення інтерметалідів. Тобто механізми подолання потенційного бар'єру розчинності, підвищення реакційної здатності мікролегуючих елементів, посилення їх фізико-хімічної взаємодії в металевій рідині діють на рівні просторового розташування атомів після ЕГЮ.

Таблиця 3

Розчинність заліза в зерні α -алюмінії

Вміст за хімічним складом (% за масою)	Вид обробки	Локальна концентрація заліза в α -алюмінії (% за масою)
0,5	без ЕГЮ	0,04
	після ЕГЮ	0,08
1,0	без ЕГЮ	0,05
	після ЕГЮ	0,10
1,5	без ЕГЮ	0,05
	після ЕГЮ	0,15

Викладений матеріал свідчить про можливість використання рідкофазної ЕГЮ в технологічних процесах лиття із забрудненої вторинної сировини:

– самостійно ЕГЮ певною мірою нівелює шкідливий вплив голчастої інтерметалідної фази на механічні властивості сплаву А357 з вмістом заліза, що перевищує критичний, завдяки подрібненню голчастих включень в 1,5 – 2,0 рази;

– комплексування ЕГЮ з мікролегуванням марганцем у співвідношенні $Mn : Fe = 0,3 - 0,7$ забезпечує повне перетворення залізозмісної голчастої β -фази в більш компактні різновиди α -фази та наближення механічних властивостей сплаву до вимог стандарту ASTM B85.

Література

1. Головаченко В.П., Борисов Г.П., Дука В.М. Влияние теплосилового обработки сплава АК7 с 6 % Fe на формирование железосодержащих фаз. // Процессы литья. – 2008. – № 5. – С. 57 – 61.
2. Crepeau P. N. Effect of iron in Al-Si casting alloys: a critical review. // AFS Transactions. – 1995. – 103. – P. 361 – 366.
3. Mbuya T.O., Odera B.O., Ng'ang'a S. P. Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: literature review. // International Journal of Cast Metals Research. – 2003. – 5. – P. 451 – 465.
4. Taylor J. A. Metal related castability effects in aluminium foundry alloys. // Cast Metals. – 1995. – 8, 4. – P. 225 – 252.
5. Taylor J. A. The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys. “Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing (CAST).” Brisbane: The University of Queensland, 2003. – 10 p.
6. Panahi D., Malakhov D. V., Gallerneault M. Influence of cooling rate and composition on formation of intermetallic phases in solidifying Al – Fe – Si melts. // Canadian Metallurgical Quarterly. – 2011. – 50, 2. – P. 173 – 180.
7. Zhou Zheng, Tao Jing-mei. Comparison analysis of melt temperature treatment of three typical Al-Si alloy. // The Chinese Journal of Nonferrous Metals. – 2004. – 4. – P. 607 – 613.
8. Zhang L., Damoah L. N. Current Technologies for the Removal of Iron from Aluminum Alloys. // Light Metals. – Published Online 2 May 2011.

9. Kuijpersa N.C., Koob W.H., Koenisc P.T.G. Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and β -AlFeSi intermetallics in AA6xxx alloys. // Materials Characterization. – 2003. – 49. – P. 409 – 420.
10. Синчук А.В., Цуркин В.Н., Федченко Н.А. Снижение негативного влияния Fe-содержащих интерметаллидов на силумины путем электрогидроимпульсной обработки расплава. // Процессы литья. – 2011. – № 2. – С. 39 – 44.

Одержано 07.08.12

А. В. Синчук, В. Н. Цуркин, Н. А. Федченко

Влияние жидкофазной электрогидроимпульсной обработки на сплав А357 с повышенным содержанием железа

Резюме

Показано, что жидкофазная электрогидроимпульсная обработка сплава А357 с содержанием железа 0,5 – 2,0 % способствует измельчению игольчатой интерметаллидной β -фазы Al_3FeSi и повышению растворимости железа в алюминиевой основе, за счет чего несколько улучшаются механические свойства сплава. Микролегирование сплава марганцем вызывает частичную трансформацию игольчатой β -фазы в более компактные «китайские иероглифы» (при соотношении $Mn : Fe = 0,3 - 0,5$) или полиэдры (при соотношении $Mn : Fe = 0,7$) α -фазы $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Комплекс мер «микролегирование Mn + электрогидроимпульсная обработка» обеспечивает полное превращение игольчатого интерметаллида в менее вредные разновидности α -фазы и приближение механических характеристик сплава к уровню требований стандарта ASTM.

A. V. Sinchuk, V. M. Tsurkin, N. A. Phedchenko

Influence of liquid-phase electrohydropulse treatment on A357 alloy with higher iron content

Summary

It is definite, that liquid-phase electrohydropulse treatment of A357 alloy containing 0.5 – 2.0 % of iron facilitates crushing needle intermetallic β -phase Al_3FeSi and increasing iron solubility in aluminum basis, that are improv slightly mechanical properties of alloy. Manganese microalloying results in the partial transformation of needle β -phase into more compact “chinese script” (for correlation $Mn : Fe = 0.3 - 0.5$) or polyhedral (for correlation $Mn : Fe=0.7$) α -phase $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. The complex treatment “Mn microalloying + electrohydropulse treatment” ensures the full conversion of needle intermetallics into less unwanted kinds of α -phase and approaching mechanical characteristics of alloy to the level required by the ASTM standard.