Вплив МГД - плазмової обробки розплаву на структуру і властивості литого алюмінієвого сплаву А390

А. В. Нарівський, член-кореспондент НАН України, доктор технічних наук, директор, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1596-6401>

О. М. Смірнов, доктор технічних наук, професор, завідувач відділу, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>

В. Є. Панарін*, доктор технічних наук, професор, завідувач лабораторії ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0962-2730>

Ю. П. Скоробагатько, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1724-9895>

М. С. Горюк, кандидат технічних наук, заступник завідувача відділу, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7561-6948>

В. О. Твердохвалов, кандидат технічних наук, науковий співробітник, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3756-7639>

В.М. Ломакін**, кандидат технічних наук, доцент кафедри ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6724-4961>

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

** Центральноукраїнський національний технічний університет МОН України, Кропивницький

Підвищення фізико-механічних властивостей сплавів найбільш ефективно на етапах їх приготування. Це дозволяє ефективно впливати на якість литого металу за допомогою зовнішніх дій на сплави, глибокого рафінування їх від газів і шкідливих домішок, модифікування розплаву, зменшення або усунення впливу негативної спадковості шихтових матеріалів.

Основним недоліком процесів подрібнення структури в сплавах з використанням модифікаторів є нестабільність їх результатів, яка залежить від різних причин, і однією з найбільш вагомих є забезпечення умов для утворення і збереження в розплаві активних модифікуючих часток, які добре ним засвоюються і ефективно впливають на процес зародкоутворення при кристалізації сплавів. Відомо, що із всієї кількості часток, що вводять з лігатурою у розплав, тільки ~10 % є активними. Інші розчиняються в розплаві, захоплюються фронтом кристалізації, або відтискаються ним на міжзеренні межі. Розглянуті способи електромагнітних, МГД та плазмових дій на рідкий метал дозволяють ефективно рафінувати і модифікувати сплави без використання спеціальних реагентів.

У роботі представлено результати досліджень структури та властивостей заевтектичного силуміну А390 після оброблення його у ливарній магнітодинамічній установці (МДУ) зануреним в розплав плазмовим струменем аргону і змінним електромагнітним полем та магнітогідродинамічними (МГД) ефектами, у т. ч. одночасне поєднання цих способів.

Розроблені наукові та технологічні основи МГД-плазмової обробки рідкого заевтектичного силуміну А390 та оригінальне обладнання для їх реалізації дозволили диспергувати структуру твердого сплаву (зокрема, забезпечити суттєве зменшення розмірів частинок первинного кремнію, а також дендритів α -твердого розчину алюмінію), підвищити характеристики міцності до 10 %, а відносно видовження - до 1,5-2 разів.

Ключові слова: плазмовий струмінь, магнітодинамічна установка (МДУ), алюмінієвий сплав, механічні властивості.

Властивості виливків та зливків залежать від їх хімічного та фазового складу, дисперсності та однорідності структури, стану міжфазних границь, кількості неметалевих включень та ліквацийних газоусадкових дефектів, тощо. Для диспергування структури в литих виробах в рідкий метал перед його розливанням традиційно вводять дисперсні частинки і модифікатори, які позитивно впливають на процеси кристалізації та структуроутворення сплавів. Недоліками таких способів зміцнення сплавів є: низький ступінь засвоєння матричним розплавом примусово введених реагентів через їх низьке змочування або «відторгнення»; хаотична коагуляція, спливання дисперсних часток та їх нерівномірність розподілу в рідкому металі. Для ефективного подрібнювання структури в сплавах використовують високотемпературні, електромагнітні, вібраційні, ультразвукові та інші зовнішні дії на розплав.

У роботі представлено результати досліджень структури та властивостей заевтектичного силуміну А390 після оброблення його у ливарній магнітодинамічній установці (МДУ) зануреним в розплав плазмовим струменем аргону і змінним електромагнітним полем та магнітогідродинамічними (МГД) ефектами, а також з поєднанням цих способів.

Після кожної обробки розплав заливали в кокіль для одержання виливків і подальших металографічних досліджень. Нумерація зразків відповідає типу обробки сплаву. Так, зразок №1 отриманий після приготування сплаву А390 в печі опору, зразок № 2 – після МГД-обробки в магнітодинамічній установці МДН-6А протягом 15 хвилин, зразок №3 – після обробки плазмовим струменем протягом 15 хвилин, а зразок № 4 – комбінована МГД-плазмова обробка також протягом 15 хвилин.

Дослідження проводили на заевтектичному сплаві системи Al-Si, який містить (мас. %): Al – основа, 17 Si, 4,5 Cu, 0,48 Mg, 0,15 Ti. Сплав готували в індукційній печі ІСТ-016 з графітовим тиглем в аргоновому середовищі над металом. Після розплавлення і нагрівання сплаву до температури $\sim 780^{\circ}\text{C}$ піч вимикали і продували розплав холодним аргonom через фурму, яку занурювали у рідкометалеву ванну на $2/3$ її глибини. Сплав рафінували протягом 6 хв, при витраті аргону 7,5 л/хв. Після цього метал заливали у МДУ, в якій проводили МГД-плазмову обробку сплаву. Рідкий метал продували плазмовим струменем в індукційній печі.

Плавлення і кристалізація

Хімічний склад окремих ділянок в структурі сплаву визначали за допомогою рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) на скануючому електронному мікроскопі JSM-35 CF фірми JEOL (Японія). Структуру дослідних зразків, одержаних литтям сплаву в кокіль, виявляли за допомогою реактиву Фліка: (HF 10 + HCl 15 + H₂O 90 мл) з часом травлення 10...20 с при температурі 30 °С. Після травлення зразки промивали в 4 % спиртовому розчині HNO₃ для видалення осаду.

Зображення структури зразків досліджували в режимах пружно відбитих (BEI) і вторинних (SEI) електронів при напрузі прискорення U=20 кВ. Вміст і розмір структурних складових в сплаві визначали за програмою «Атлас».

Встановлено, що структура сплавів, оброблених різними способами, відрізняється за дисперсністю кристалів кремнію і дендритів α-твердого розчину алюмінію (табл. 1). Після оброблення розплаву в МДУ або тільки плазмовим струменем сплав має ідентичну структуру (зразки 2, 3), основою якої є світла матриця α-твердого розчину алюмінію з включеннями кремнію і евтектики (рис. 1).

Таблиця 1

Розміри структурних складових у сплаві

Дослідний зразок	Кристали кремнію, мкм	Дендрити матриці, мкм	
		Вісі 1 порядку	Вісі 2 порядку
1	65,4±5,5	93,8±9,2	31,5±4,5
2	52,8±9,8	85,8±7,6	25,4±7,9
3	38,2±12,2	76,7 ± 8,0	18,4±4,5
4	8,5±2,6	17,4±3,5	10,8±3,5
Примітка: кількість вимірювань ≥100			

Під дією змінних електромагнітних полів та МГД-чинників середній розмір первинних кристалів кремнію у сплаві зменшується на ~20 % від – 65,4 до 52,8 мкм.

Після оброблення розплаву плазмою кристали кремнію подрібнюються більше ніж на 40 % (до 38,2 мкм). Разом з диспергуванням кремнію, зменшується довжина вісей першого і другого порядку у дендритах алюмінієвої матриці сплаву. Під дією плазмового струменю дендрити та їх вісі у сплаві диспергуються інтенсивніше, ніж при обробці розплаву електромагнітними полями та МГД-діями.

Після комплексних електромагнітних, МГД і плазмових дій на розплав розмір кристалів кремнію зменшується до 8,5 мкм, що свідчить про високу ефективність такого способу оброблення сплавів.

При твердненні сплаву кремній в евтектиці системи Al-Si, виділяється у вигляді голчастих кристалів (рис. 2, поз. 3). На гранях кристалів кремнію, які заблоковані α-твердим розчином алюмінію, ростуть дендрити матриці

Плавлення і кристалізація

Рис. 1. Структура сплаву А390 після обробки різними способами: а – без обробки, б – МГД-обробка в МДУ, в – плазмовим струменем, г – одночасна МГД-плазмова обробка. $\times 200$.

(світлі ділянки). Ці дендрити є найбільш м'якою складовою структури сплаву (табл. 2). Компактні включення кремнію відрізняються за розмірами

Таблиця 2

Мікротвердість структурних складових в сплавах

Дослід- ний зразок	Мікротвердість, МПа				
	Включення Si	Дендрити матриці (світлі ділянки)	Евтектика	Матриця + евтектика	Загальна
1	13030 $\pm$ 1390	874 $\pm$ 55	1275 $\pm$ 60	1092 $\pm$ 90	1275 $\pm$ 40
2	12180 $\pm$ 1310	905 $\pm$ 70	1286 $\pm$ 75	1130 $\pm$ 100	1321 $\pm$ 40
3	11945 $\pm$ 1550	982 $\pm$ 80	1298 $\pm$ 90	1218 $\pm$ 80	1371 $\pm$ 70
4	11107 $\pm$ 1350	1142 $\pm$ 95	1314 $\pm$ 70	1348 $\pm$ 80	1437 $\pm$ 60

Рис. 2. Структура сплаву А390 після МГД-обробки в МДН-6А: а – $\times 1000$ (SEI), б – $\times 500$ (BEI).

та мають високу твердість, яка наближається до значень (12110 ± 1370 МПа) монокристалічного кремнію [1].

Мікротвердість евтектики в міждендритних об'ємах досліджених сплавів практично однакова (табл. 2). Загальна мікротвердість сплаву, що оброблений електромагнітними полями та МГД-діями (зразок № 2) та плазмою (зразок № 3) складає 1321 ± 40 МПа і 1371 ± 70 МПа відповідно. Дещо підвищена мікротвердість зразку №3 пояснюється більш дисперсною структурою сплаву. В структурі сплавів також спостерігаються поля, які складаються з матриці і тонких пластин кремнію в евтектиці з мікротвердістю 1130 ± 100 та 1218 ± 80 МПа відповідно (рис. 3, поз. 6, 7). Після комплексної МГД-плазмової обробки рідкого металу, крім цих двох складових структури утворюються також первинні кристали кремнію з підвищеною мікротвердістю $H_{\mu} = 1348 \pm 80$ МПа (рис. 4, поз. 13). Елементний склад фаз в структурі сплавів наведено в таблиці 3.

Рис. 3. Мікроструктура сплаву А390 після обробки плазмовим струменем протягом 15 хвилин: а – $\times 1000$ (SEI), б – $\times 500$ (BEI).

Плавлення і кристалізація

Рис. 4. Мікроструктура сплаву А390 після комплексної МГД-плазмової обробки протягом 15 хвилин: а – х1000 (SEI), б – х500 (BEI).

Таблиця 3

Хімічний склад сплавів у різних ділянках структури

Зразок	№ з/п	Ділянка	Елементи, мас %				
			Al	Si	Cu	Ti	Mg
2	1	Загальна матриця х 500	67,6	29,7	2,69	-	-
	2	Центр евтектики (біла) х 1500	61,19	6,36	30,49	-	1,96
	3	Тонкі сірі прожилки, х 1500	49,59	48,3	2,11	-	-
3	4	Загальна матриця х 500	71,78	44,494	3,06	0,06	-
	5	Евтектика, х 1000	66,46	6,88	25,92	-	0,74
	6	Темні вклучення, х 2700	23,86	75,31	0,41	-	0,13
	7	Матриця з темними прожилками х 3000	45,04	53,47	1,22	0,12	0,15
	8	Світлі ділянки в евтектиці, х 300	63,54	3	33,46	-	-
	9	Темні кристали х 500	-	100	-	-	-
4	10	Загальна матриця х 500	71,43	25,43	3,15	-	-
	11	Світлі ділянки в евтектиці, х 14000	60,54	9,16	28,84	0,01	-
	12	Тонкі сірі прошарки, х 2000	71,84	27,32	0,77	0,08	-
	13	Темно-сірі вклучення компакної форми х 2000	12,87	86,89	0,14	0,11	-
	14	Світлі вклучення – в евтектиці х 2000	56,16	3,74	39,19	0,21	0,69

З наведених в таблиці 3 даних видно, що основними складовими структури в досліджених сплавах є надлишкові кристали кремнію + евтектична суміш кристалів α -Al та Al_2Cu (система Al-Cu) + евтектична суміш кристалів α -Al та β -Si (система Al-Si). Співвідношення між складовими в структурі сплаву змінюються в певному діапазоні, що є результатом можливого перекриття областю збудження падаючих на зразок електронів пучка, а також різним ступенем розчинності легуючих компонентів в фазах. Неоднаковий хімічний склад в різних фазах свідчить про високу однорідність атомарного складу в сплаві, яку забезпечує накладання змінного електромагнітного поля та плазмокінетичних дій на рідкий метал. При продувці плазмовим струменем у розплаві утворюються інтенсивні конвекційні потоки, які захоплюють атоми елементів та відносять їх від фронту кристалізації сплаву. Якщо розплавлений метал є однорідним за складом та структурою і швидко охолоджується, то дифузійна рухомість атомів до фронту кристалізації також обмежена, що гальмує утворення рівноважних фаз у сплаві. Конвекційні потоки перешкоджають потраплянню необхідної кількості атомів для формування рівноважних фаз у сплаві, що сприяє підвищенню однорідності рідкого металу. Таким чином, нерівноважні фази в сплаві утворюються внаслідок руйнування спадкової структури в шихтових компонентах сплаву і обмеженого руху атомів в розплаві до фронту кристалізації.

При комплексних МГД-плазмових діях на розплав може змінюватись природа базових (зароджуючих та лідируючих) фаз у процесах кооперативної евтектичної кристалізації алюмінієвих сплавів [2]. На механізм зародження і подальше зростання евтектичних колоній впливають вміст кремнію та алюмінію у сплаві. При кристалізації сплавів, провідною фазою в яких є алюміній, у литому металі утворюється евтектика з дендритоподібною структурою (рис. 3, поз. 5). При твердненні заевтектичних силумінів, зароджуючою фазою в яких є кремній, евтектика формується у вигляді колоній (рис. 4, поз. 11).

Основним недоліком процесів подрібнення структури в сплавах з використанням модифікаторів є нестабільність їх результатів, яка залежить від різних причин. Однією з найбільш вагомих причин є забезпечення умов для утворення і збереження в розплаві активних модифікуючих часток, які добре ним засвоюються і ефективно впливають на процес зародкоутворення при кристалізації сплавів [3]. Відомо, що із всієї кількості часток, що вводять з лігатурою у розплав, тільки ~10 % є активними. Інші розчиняються в розплаві (якщо їх розмір менший за критичний), захоплюються фронтом кристалізації, або відтискаються ним на міжзеренні межі. Розглянуті в роботі способи електромагнітних, МГД та плазмових дій на рідкий метал дозволяють ефективно рафінувати і модифікувати сплави без використання спеціальних реагентів та підвищити механічні властивості литого металу (табл. 4).

Видно, що оброблення розплаву електромагнітним полем дозволяє незначно збільшити міцність та текучість сплаву (σ_B – на ~ 4 %; σ_T – на ~10 %). Аналогічно підвищуються ці показники у литих виробах після

Плавлення і кристалізація

Таблиця 4

Механічні властивості сплаву А390 після оброблення різними способами

Спосіб оброблення сплаву	Механічні властивості		
	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %
Без обробки	322	280	0,78
Електромагнітним полем 15 хв	332	313	1,12
Плазмовим струменем 15 хв	338	319	1,2
Плазмою і електромагнітним полем одночасно, 15 хв	347	328	1,49

продувки сплавів плазмовим струменем. Найбільші показники механічних властивостей виливків забезпечує оброблення сплаву плазмою разом з накладанням електромагнітного поля на розплав: σ_B – на ~7 %; σ_T – на ~15 %, а відносне подовження – майже у 2 рази.

Таким чином встановлено, що:

При МГД-плазмовій обробці в рідкому металі утворюються конвекційні потоки, які гальмують дифузійний рух атомів елементів до фронту його кристалізації, та диспергуються до 8,5 мкм кристали кремнію у сплаві А390. При цьому створюються умови для утворення в структурі сплаву нерівноважної фази (Al_2Cu) при евтектичній кристалізації системи Al-Cu.

Комплексна МГД-плазмова обробка металу дозволила, разом з подрібненням структури сплаву, збільшити механічні характеристики литих виробів: тимчасову міцність $\sigma_B = 347$ МПа (~7 %); межу текучості $\sigma_T = 328$ МПа (~10 %); відносне подовження $\delta = 1,49$ % (~2 рази).

Експериментально доведено, що комплексна МГД-плазмова обробка розплаву дозволяє замінити традиційні процеси модифікування (легування) сплавів на більш ефективні способи їх оброблення та підвищити експлуатаційні характеристики литих виробів.

Література

1. Иванько А.А. Твердость. Справочник. – Киев: Наукова думка, – 1968. – 128 с.
2. Таран Ю.Н., Мазур В.Н. Структура эвтектических сплавов. М.: Металлургия, 1978. – 312 с.
3. Королев С.П., Шешко А.Г., Королев М.С., Волочко А.Т. Проблемы модифицирования поршневых сплавов системы Al-Si. // ИТБ «Литье Украины». – 2017. – № 11. – С. 10-14.

References

1. Ivanko A.A. *Tverdost. Spravochnik* (Hardness. Directory), Kyiv, NaukovaDumka, 1968, 128p. [in Russian].

2. Taran Yu.N., Mazur V.N. *Struktura evtekticheskikh splavov* (Structure of eutectic alloys), Moscow, Metallurgiya, 1978, 312 p. [in Russian].
3. Korolev S.P., Sheshko A.G., Korolev M.S., Volochko A.T., *ITB "Litye Ukrainy"*, 2017, No.11, pp. 10-14.

Одержано 18.10.21

A. V. Narivsky, O. M. Smirnov, V. E. Panarin, Yu. P. Skorobagatko,
M. S. Goryuk, V. O. Tverdokhvalov, V. M. Lomakin

Influence of MHD - plasma melt processing on the structure and properties of cast aluminum alloy A390

Summary

Growth of production of cast products and the desire of enterprises to reduce the cost of manufacturing metal products led to a significant increase in requirements for the structure and properties of aluminum alloys. Increasing of physical and mechanical properties of alloys is most effectively at the stages of their preparation in liquid state. At that, it is possible to affect effectively on the quality of cast metal by external actions on alloys, deep refining from gases and harmful impurities, active modifying of alloy, reducing or eliminating the negative impact of heredity of charge materials.

The main disadvantage of the processes of structure refinement of alloys by using modifiers is instability of their results, which depends on various reasons. One of the most important reasons is providing conditions for the formation and preservation of active modifier particles in the melt volume. They are assimilating by liquid alloy and acting on crystal nucleus at crystallization. It is known that only ~10 % particles are active of the total number of particles added with the ligature into the melt. Other particles dissolve in the melt, take away by the crystallization front, or push back on to intergranular boundaries. The considered methods of electromagnetic, MHD and plasma actions on liquid metal allow to refine and modify alloys without use of special reagents.

The paper presents studying of the structure and properties of hypereutectic silumin A390 after treatment in casting magnetodynamic installation (MDI) by submerged into melt the plasma argon jet and alternating electromagnetic field & magnetohydrodynamic (MHD) effects, including simultaneous combination.

There are developed the scientific and technological bases of MHD-plasma processing of liquid hypereutectic silumin A390 and original equipment for their realization. It provides dispersed structure of solidified alloy. Thus, there is a significant decreasing of sizes both particles of primary silicon and dendrites of α -solid solution of aluminium. Also, strength characteristics of alloys increased to 10 %, and elongation rises up in 1.5-2 times.

Keywords: plasma jet, magnetodynamic installation (MDI), aluminum alloy, mechanical properties.