

<https://doi.org/10.15407/plit2022.03.003>

УДК 669.71:538.6

М. М. Ворон, канд. техн. наук, старш. наук. співроб;
e-mail.voron@gmail.com; ORCID 0000-0002-0804-9496

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ В ЕЛЕКТРОМАГНІТНОМУ ПОЛІ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ АК12М2 З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ Fe ТА Mn

Проведено дослідження впливу тривалості кристалізації в змінному магнітному полі розплаву сплаву АК12М2 з підвищеним вмістом заліза та марганцю на формування структурно-фазових характеристик матеріалу. Метою досліджень було встановлення можливості зміщення точки евтектичного перетворення під дією електромагнітного впливу. Також метою була оцінка відмінностей хімічного складу твердого розчину на основі алюмінію різних зразків та різниця будови їх евтектичних складових. Підвищення вмісту марганцю та заліза в складі сплаву було передбачено для оцінки імовірності переходу марганцю в склад твердого розчину з однієї сторони та для розуміння впливу обраного методу фізичної обробки на зміну розмірів та структури залізовмісних фаз. На основі одержаних даних знайдено оптимальну тривалість електромагнітної обробки розплаву, яка становила 8 секунд і дорівнювала третині тривалості до повної кристалізації. Більша тривалість електромагнітної обробки розплаву в процесі кристалізації призводила до негативних ефектів у вигляді неоднорідної структури та великих скупчень залізовмісних фаз евтектичного походження типу $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. В усіх випадках обробка розплаву не призвела до суттєвих змін у легованості твердого розчину. Ефект проявлявся тільки у впливі на структуру, що пов'язано з перенесенням та розподіленням центрів кристалізації та усередненні температурного поля в об'ємі металу під час кристалізації. Таким чином, короткотривалу електромагнітну обробку можна ефективно використовувати для попередньої підготовки розплаву перед литтям.

Ключові слова: ливарні алюмінієві сплави, АК12М2, електромагнітна обробка розплаву, структура, властивості.

Основними металевими конструкційними матеріалами в сучасному світі були і залишаються залізуглецеві, титанові, мідні та алюмінієві сплави. В умовах інноваційного розвитку промисловості існують передумови та екологічні проблеми, що впливають на скорочення динаміки виробництва сталі та чавуну. Натомість, у виробництві алюмінієвих сплавів протягом тривалого часу спостерігається стале зростання та прогнозується подальший підйом [1].

Алюміній та сплави на його основі володіють комплексом фізичних та механічних властивостей, які обумовлюють можливість їх широкого використання ледь не в усіх галузях промисловості – в авіації, машинобудуванні, судно- та приладобудуванні, космічній, енергетичній та харчовій промисловості, а також в багатьох побутових сферах. В країнах ЄС виробі з алюмінію знаходять застосування в транспортній галузі (42 %),

в будівництві (23 %), як пакувальний матеріал (17 %), в технологічному обладнанні та електротехніці (12 %), в споживчих товарах тривалого використання (6 %) [2, 3].

Одночасне поєднання високої питомої міцності, корозійної стійкості, технологічності та можливості ефективного багаторазового рециклінгу алюмінію та його сплавів роблять ці матеріали надзвичайно економічно і технологічно привабливими для промислового застосування [2, 4–6]. Особливе значення в цьому питанні належить ливарним алюмінієвим сплавам (особливо силумінам) як найбільш дешевим, технологічним та одночасно придатним до вторинної переробки. Між тим, вони не позбавлені недоліків, серед яких основним є посередній рівень механічних властивостей, який знижується з кожним повторним переплавом [7].

Існує багато способів підвищення властивостей ливарних алюмінієвих сплавів шляхом модифікування. Його поділяють на два типи – хімічне, з додаванням мікролегуючих добавок, та фізичне – коли відбувається обробка розплаву [8]. Модифікування за першим принципом частіше всього переслідує дві основні мети – подрібнити структуру та/або змінити морфологію структурних складових. Найпопулярнішими модифікаторами силумінів виступають цирконій, скандій та борид титану [9].

Універсальних модифікаторів не існує, а змішування різних добавок під час переробки різноименної шихти має негативний вплив на структуру та властивості литого металу. З цієї та деяких інших технологічних і економічних причин, все частіше використовують різноманітні способи обробки розплавів за допомогою фізичних впливів – вібрації, продування інертними газами, обробкою вакуумом, плазмою, електричними імпульсами, магнітним полем, тощо [10–12]. Електромагнітна обробка алюмінієвих розплавів є одним з найбільш вдалих способів фізичного впливу через свою технологічну простоту, ефективність та універсальність [11]. Одночасно з цим, даний спосіб не є всебічно дослідженим і потребує додаткових різнобічних експериментів для більшого числа сплавів. Необхідно розширювати експериментальну вибірку даних про оброблювані сплави та основні фактори впливу – типу та напруженості магнітного поля, значень індукції, тривалості обробки, тощо.

В представленій роботі показано результати досліджень впливу тривалості електромагнітної обробки розплаву $\text{Al-12,8Si-2,5Cu-1,5Fe-0,75Mn}$ при кристалізації на його структурно-фазові характеристики в литому стані. Високий вміст, біля верхньої допустимої межі, кремнію та міді, а також підвищений вміст марганцю та заліза мав за мету збільшити структурний контраст для оцінки наступних ефектів: можливість кристалізації первинного кремнію, тип, форма та розміри залізовмісних евтектичних фаз, розміри та розподіл мідновмісних евтектичних фаз. Крім цього оцінювали макро- та мікроструктуру зразків, їх макро- та мікротвердість, якісний та кількісний фазовий склад. Завищений вміст марганцю та заліза мав надати розуміння впливу обраного типу обробки на ступінь легування твердого розчину на основі алюмінію марганцем, як одним з найкращих зміцнювачів. Хоча для евтектичного сплаву така задача не вважається важливою, проте через кристалізацію в змінному магнітному полі можуть помітно змінюватись термодинамічні умови кристалізації та зсув точки евтектичного перетворення в сторону більших концентрацій кремнію. Тобто, розглядається можливість утворення дрібнозернистої дендритної структури з рівномірною розподіленою евтектикою. Поєднання такого хімічного складу і можливої сприятливої комбінації структурно-фазових характеристик литого металу після обробки дозволяє розглядати його в якості більш досконалого з точки зору звичайної та високотемпературної міцності.

Для виплавки зразків використовували шихту, яка складалася з відходів сплавів AK18, AK12M2, чистого заліза, міді та лігатури Al-16Mn-4Fe . Шихту плавили в саморобній печі опору, плавильна ємність якої була виконана з алунду.

Зовнішній вигляд шихти та експериментального обладнання показано на рис. 1. Шихта розплавлялася в печі при температурі $780 \pm 10^\circ\text{C}$, після чого розплав одночасно витримували протягом 10 хв та злегка охолодили до $750 \pm 10^\circ\text{C}$. Після цього

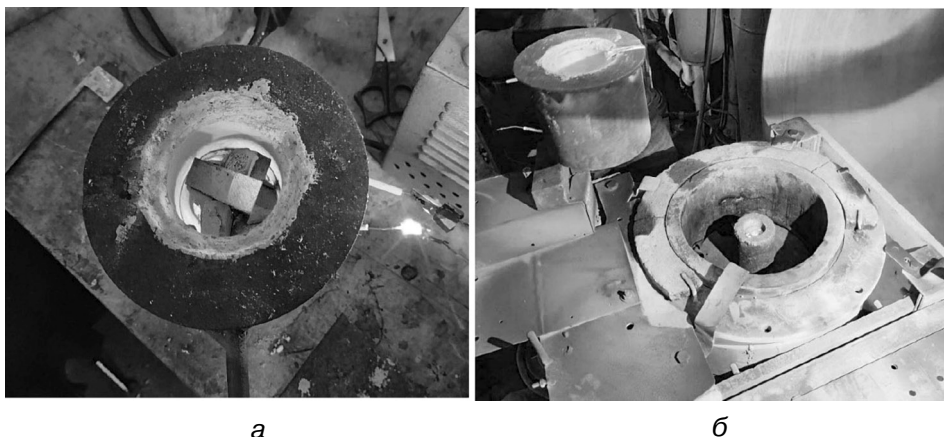


Рис. 1. Матеріали та експериментальне обладнання: а – шихта всередині плавильної печі, б – модуль накладання змінного електромагнітного поля з графітовим кристалізатором всередині

метал заливали в підігріту до $180 \pm 20^\circ\text{C}$ графітову циліндричну форму висотою 80 мм, діаметром 40 мм та товщиною стінки 20 мм. Підвищеною температурою розплаву та підігрівом форми мали за мету збільшити тривалість знаходження сплаву в рідкому стані всередині форми, щоб максимально оцінити вплив тривалості електромагнітної обробки. Після заливання розплаву в порожнину форми, його піддавали впливу електромагнітного перемішування з різною тривалістю обробки – 4, 8, 16 і 24 с. Останнє значення дорівнювало часу до повної кристалізації розплаву у формі. Також виготовлено 2 необроблених зразки – залиті в графітову та мідну форми, швидкість кристалізації в яких відрізнялася на порядок. Мідний зразок мав менші розміри, а його одержанням мали за мету змодельовати швидкість кристалізації подібну до лиття під тиском. Макроструктуру цього зразка не досліджували. Параметри використаного електромагнітного поля: індуктивність $\sim 0,1$ Тл, частота 50 Гц. Магнітні лінії проходили співвісно висоті циліндру форми та створювали перемішування в напрямку від стінок форми до центру.

Одержані зразки розпилювали навпіл по висоті з подальшим виготовленням металографічних зразків за стандартними методиками. Травлення для виявлення макроструктури проводили з використанням водного розчину 1 % HF, 1,5 % HCl, 10 % HNO_3 . Для виявлення мікроструктури застосовували травник Келлера – водний розчин 0,5 % HF, 2,5 % HNO_3 , 1,5 % HCl. Структуру досліджували із застосуванням оптичної та електронної мікроскопії на мікроскопах MIM-7 та Selmi РЭМ 106-U відповідно. Хімічний склад визначали методом рентгенофлуорисцентного аналізу на установці Expert 3L. Також проводили вимірювання твердості та мікротвердості та приладах ТШ-2М та ПМТ-3М відповідно.

Дослідження макроструктури (рис. 2) показали, що в оброблених зразках відсутня класична лита трьохзонна макроструктура і стовпчастими кристалами, орієнтованими до центру виливка. Найбільш дрібна і рівномірна макроструктура спостерігається в зразках після 4 та 8 секунд обробки. Проте в зразку б (4 секунди обробки) спостерігається найбільша усадкова пористість.

Попередні дослідження мікроструктури (рис. 2) показали, що швидка кристалізація в мідній формі сприяє утворенню найбільш дрібнозернистої структури, що є очікуваним. Найбільш повільна кристалізація в графітовій формі без обробки магнітним полем сприяє одержанню досить рівномірної структури з крупними дендритами твердого розчину на основі алюмінію та чітко вираженими грубими евтектичними ділянками. При дії магнітного поля протягом 4 с утворюється більш дисперсна і чітко виражена дендритна структура, а евтектичні області набувають більш тонких та рівномірних рис. Зі збільшенням часу обробки до 8 с ефект збільшується і розмір зерен твердого розчину збільшується приблизно втричі. Подальше



Рис. 2. Макроструктура зразків, залитих в підігріту графітову форму; а – без обробки, б – обробка 4 с, в – обробка 8 с, г – обробка 16 с, д – обробка 24 с

збільшення часу обробки до 16 с призводить до утворення різко нерівномірної структури дендритів. При обробці протягом 24 с дендритна структура стає більш рівномірною, але з'являються великі скупчення залізовмісних фаз типу $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$.

Очевидно, що електромагнітна обробка залитого у форму розплаву безпосередньо впливає на кристалізацію та здатна чинити як корисний, подібний до модифікуючого, вплив, так і створювати несприятливі умови для формування структури. Перемішування розплаву під час твердіння змінює умови просування фронту кристалізації за рахунок усереднення температурних полів. Таким способом можна досягти умов, коли центри кристалізації будуть рівномірно розподілені в усьому об'ємі тверднучого розплаву, але якщо продовжувати їх рух надто довго, то буде зменшуватись інтенсивність утворення нових зародків. Значні об'єми евтектичних залізовмісних фаз, утворених за умов електромагнітної обробки протягом всього часу твердіння, вказують на те, що розплав кристалізувався в два етапи, оскільки дендрити твердого розчину встигли сформуватися досить чітко, а евтектика займала ті великі об'єми, які залишилися.

Умови кристалізації впливають на однорідність розподілу хімічних елементів та відмінних між собою структурних складових, які попередньо можна оцінити через вимірювання твердості та мікротвердості. Дані відповідних вимірювань наведено в табл. 1. Мікротвердість вимірювали в світлих ділянках структури, яким відповідав твердий розчин на основі алюмінію.

Проведені дюрOMETричні дослідження показали, що найвищі значення твердості мають зразки, залиті в мідну форму та після обробки протягом 8 секунд. Однорідність розподілу твердості найменша в зразках без обробки та після найбільшої її тривалості. Висока твердість зразку № 4 пояснюється однорідністю та дисперсністю

Таблиця 1
Результати дюрOMETричних та мікродюрOMETричних
випробувань дослідних зразків

№ п/п	Зразок	НВ	НВ середнє	НВ, ГПа	НВ середнє
1	Лиття в мідь	114	110	7,4	7,5
		110		7,6	
		107		7,5	
2	Лиття в графіт	68	72	4,7	5,26
		76		5,8	
		72		5,3	
3	4 с обробки	76	76,3	3,7	4,1
		76		4,55	
		77		4	
4	8 с обробки	87,5	88,5	3,6	3,72
		89		3,85	
		88,5		3,72	
5	16 с обробки	79	77,3	3,85	4,15
		76		4,4	
		77		4,2	
6	24 с обробки	72	77,8	5	4,75
		85		4,55	
		76,5		4,7	

структури, коли більш тверда евтектична складова займає більшу площу завдяки своєму більш рівномірному розподілу. Для цього ж зразка значення мікротвердості твердого розчину є найменшими.

Рівномірність твердості та мікротвердості в оброблених зразках корелюють між собою, на відміну від їхніх середніх значень, крім зразків № 1 і № 6. Найменший середній показник мікротвердості має зразок № 4 (8 с обробки), інтегральне значення твердості якого найбільше, а структура найбільш сприятлива. Обробка протягом 4 та 16 с дала майже ідентичні зразки за всіма показниками, що оцінювалися. Одержані дані не пояснюють однозначним чином зв'язок між режимом обробки, структурними параметрами і твердістю, тому дослідження вимагають додаткових уточнень у вигляді визначення розподілу структурних елементів та хімічного складу окремих фаз.

На рис. 3 та 4 показано результати досліджень мікроструктури зразків методом електронної мікроскопії з можливістю визначення EDX-аналізом локального хімічного складу. Хімічний склад визначали для двох основних складових – твердого розчину на основі алюмінію та залізовмісних фаз $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Інші складові евтектичного походження – кремній та включення типу Al_2Cu мали однаковий склад в усіх зразках. Зразки № 3 та № 5 були практично ідентичними, тому далі представлено структуру тільки більш обробленого з них. Дані хімічного складу позначених фаз обраних зразків представлено в табл. 2.

Найбільш швидко кристалізація забезпечує очікувані параметри дрібнозернистої структури та найвищого ступеня легування твердого розчину на основі алюмінію. В цьому ж зразку, замість розчинення в металі-основі, марганець в більшій кількості

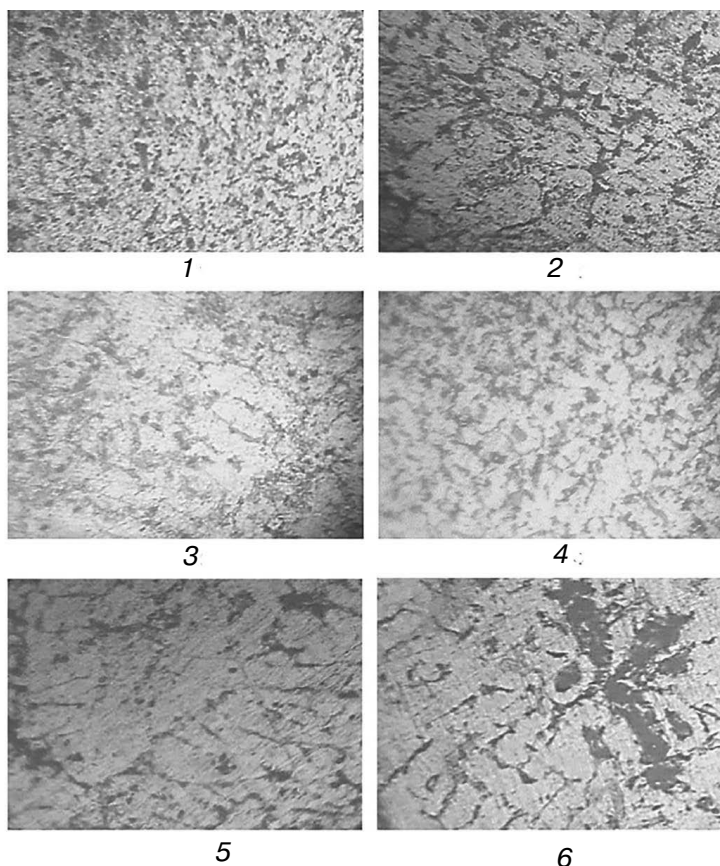


Рис. 3. Мікроструктура досліджуваних зразків, х 500; 1 – лиття в мідну форму, 2 – лиття в графітову форму без обробки, 3, 4, 5, 6 – обробка розплаву магнітним полем під час кристалізації протягом 4, 8, 16 і 24 секунд відповідно

Таблиця 2

Хімічний склад твердого розчину (1) та залізовмісних евтектичних складових (2) досліджуваних зразків

Зразок	Точка	Хімічний склад, %мас., Al-основа				
		Si	Cu	Fe	Mn	Zn
Лиття в мідну форму	1	2,2	0,75	–	–	0,66
	2	8,4	1	17	10,5	–
Лиття в графітову форму	1	0,95	0,73	–	–	0,26
	2	8,9	2,6	19,6	7,9	
Тривалість обробки 8 с	1	1,35	0,85	–	0,05	0,13
	2	8,9	2,7	20	9	
Тривалість обробки 16 с	1	1,35	0,7	–	–	0,25
	2	9,2	2,13	21,6	9,7	
Тривалість обробки 24 с	1	1,1	1	–	–	0,22
	2	8,5	1,6	18,5	11	–

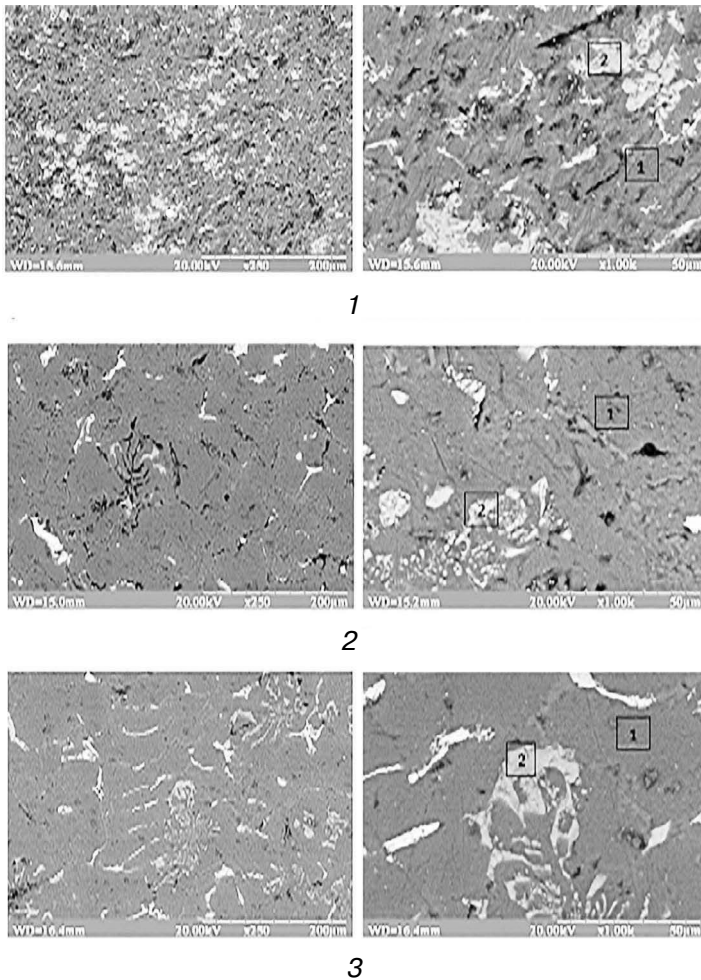


Рис. 4. Мікроструктура досліджуваних зразків: 1 – лиття в мідну форму, 2 – лиття в графітову форму без обробки, 3 – обробка протягом 8 секунд

міститься в складі $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ -фазі. Повільно охолоджений зразок без обробки показує мікроструктурну картину та хімічний склад фаз найбільш рівноважного типу, на що згодом можна орієнтуватися, оцінюючи вплив тривалості обробки. Відзначимо, що залізовмісна α -фаза представлена одночасно і дуже дисперсними і грубими виділеннями. Останні, викришуючись, залишають на площі шліфів пустоти, які повторюють їх подібну до китайського шрифту форму. Після обробки протягом 8 с легованість твердого розчину збільшується і він містить невелику кількість марганцю, на відміну від усіх інших зразків. Його структура загалом є більш рівномірною, ніж в необробленого, а залізовмісні фази – найбільш однорідні, розгалуджені та неохильні до викришування.

При більш тривалій обробці спостерігається підвищення структурної неоднородності, збільшення кількості грубих конгломератів $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ -фаз та незначне зниження ступеня легованості твердого розчину на основі алюмінію.

Таким чином, оптимальною тривалістю електромагнітної обробки досліджуваного сплаву AK12M2 під час кристалізації є третина тривалості часу повної кристалізації. При цьому відбувається утворення та рівномірний розподіл у розплаві центрів кристалізації та вирівнювання температурних полів за рахунок переносу тепла з переносом об'ємів рідкого металу. Подальша кристалізація без дії змінного магнітного поля забезпечує сприятливу динаміку кристалізації, структуро- та фазоутворення. При меншій тривалості

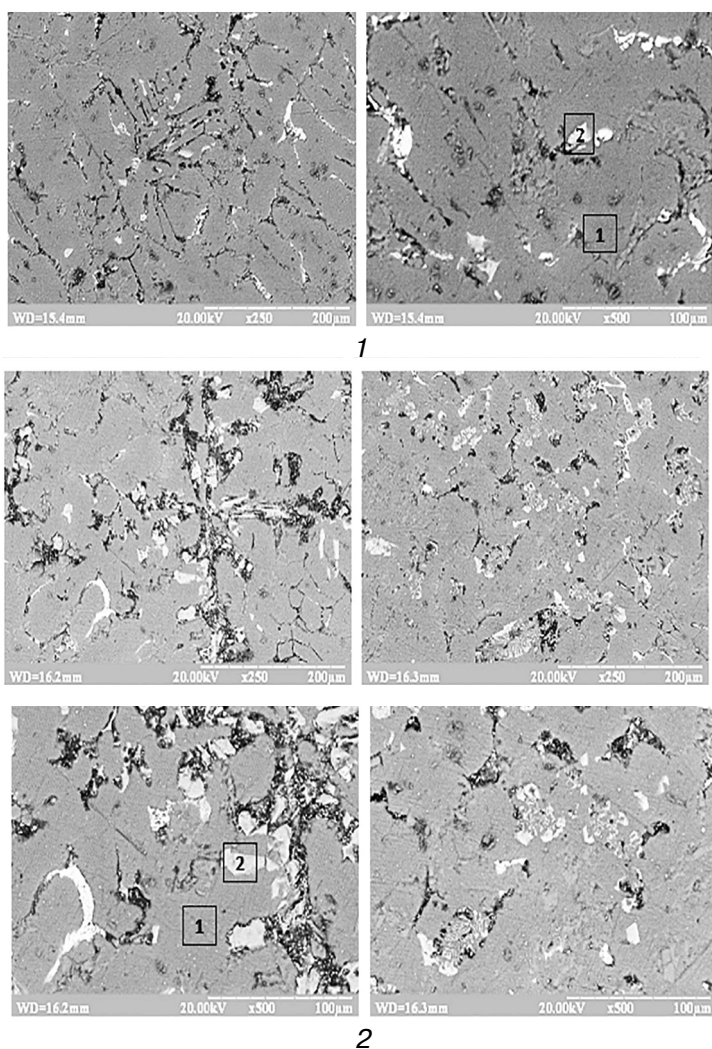


Рис. 5. Мікроструктура досліджуваних зразків: 1 – обробка протягом 16 с; 2 – обробка протягом 24 с

обробки ефект від електромагнітного перемішування слабкий. При збільшенні тривалості обробки структура набуває різко вираженої нерівномірної будови через характерну динаміку кристалізації, яка передбачає утворення зародків, їх зростання до великих розмірів та подальше стрибкоподібне твердіння залишків розплаву. Це пояснюється постійним вирівнюванням температурних полів розплаву всередині форми.

References

- 1 Bayliss C. The Aluminium Story. 2019 Light Metals Keynote Session: Aluminum Industry: Vision for the Next Decade. San Antonio, Texas. March 10–14, 2019. 41 p.
- 2 Varshney D., Kumar K. Application and use of different aluminium alloys with respect to workability, strength and welding parameter optimization. Ain Shams Engineering Journal. 2021. Vol. 12 (1). pp. 1143–1152.
- 3 Rajan R., Kah P., Mvola B., Martikainen J. Trends in aluminium alloy development and their joining methods. Reviews on Materials Science. 2016. Vol. 4 (44). pp. 383–397.
- 4 Green J.A. Aluminum Recycling and Processing for Energy Conservation and Sustainability. ASM International. 2007. P. 198.

- 5 Awe S., Seifeddine S., Jarfors A., Lee Y., Dahle, A. Development Of New Al-Cu-Si Alloys For High Temperature Performance. *Advanced Materials Letters*. 2017. Vol. 8 (6). pp. 695–701.
- 6 Pantelakis Sp. et al. Creep resistance of aluminium alloys for next generation supersonic civil transport aircrafts. *Theoretical and applied fracture mechanics*. 1999. №31. pp. 31–39.
- 7 Davis J.R. *Alloying: Understanding the Basics, Aluminum and Aluminum Alloys*. Cleveland, OH.: ASTM International. 2001. P. 647.
- 8 Easton M. and StJohn D. Grain Refinement of Aluminum Alloys, Part I. The Nucleant and Solute Paradigms, Review of the Literature. *Metall. And Mater. Trans. A*. 1999. Vol. 30 (6). pp. 1613 – 1623.
- 9 Crossley F.A., Mondolfo L.F. Mechanism of grain refinement in aluminium alloys. *Trans. AIME. Journal of metals*. 1951. Vol. 191. pp. 1143 – 1154.
- 10 Le Brun P. Melt Treatment – Evolution and Perspectives. In: Grandfield, J.F., Eskin, D.G. (eds) *Essential Readings in Light Metals*. 2016. Springer, Cham. pp. 6–8.
- 11 Puga H., Costa S., Barbosa J. Influence of ultrasonic melt treatment on microstructure and mechanical properties of AlSi9Cu3 alloy. *J. Mater. Proc. Technol*. 2011. Vol. 211. pp. 1729–1735.
- 12 Murakami Y., Li M., Matsui I., Omura N. Microstructure refinement of 7150 aluminum alloy ingot with rectangular section by applying forward-reverse electromagnetic stirring. *Journal of Japan Institute of Light Metals*. 2019. Vol. 69(1). pp. 30–35.

Received 12.09.2022

M. M. Voron, PhD (Engin.), Senior Researcher; e-mail: mi hail.voron@gmail.com;
ORCID 0000-0002-0804-9496

Physico-Techological institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

STUDYING THE EFFECT OF CRYSTALLIZATION IN ELECTROMAGNETIC FIELD ON THE STRUCTURAL AND PHASE CHARACTERISTICS OF EUTECTIC AISi12Cu2 ALLOY WITH INCREASED Fe AND Mn CONTENT

The effect of crystallization duration in alternative magnetic of AlSi12Cu2 alloy melt with increased iron and manganese content on the formation of structural and phase characteristics of the material was studied. The aim of the research was to establish the possibility of eutectic transformation point displacement under the influence of electromagnetic influence. Also, the goal was to evaluate differences in the chemical composition of the aluminum-based solid solution in different samples and the difference in structure of their eutectic components. An increase in the content of manganese and iron in the alloy composition was foreseen to assess the probability of the manganese transition to solid solution from one side and to understand the influence of the selected method of physical treatment on the change in the size and structure of iron-containing phases. Based on the obtained data, optimal duration of melt electromagnetic treatment and it was 8 seconds, which is equal to a third of the duration until complete crystallization. A longer duration of melt electromagnetic treatment during crystallization process led to negative effects in the form of a heterogeneous structure and large accumulations of iron-containing phases eutectic $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ phases. In all cases, the treatment of the melt did not lead to significant changes in additional alloying of solid solution. The effect was obtained only in the influence on the structure, which is associated with transfer and distribution of crystallization centers and the averaging of temperature field in the volume of the metal during crystallization. Thus, short-duration electromagnetic treatment can be effectively used to pre-treat the melt before casting.

Keywords: cast aluminum alloys, AlSi12Cu2, electromagnetic treatment of melt, structure, properties.