

УДК 669.715'721'782'74–143/–126.4::669.017.16

В.В. Бойко, О.Л. Прач, О.І. Трудоношин, К.В. Михаленков

**ПРИРОДНЕ СТАРІННЯ ЛИВАРНОГО СПЛАВУ AlMg5Si2Mn**

The as-cast and heat treated structure of permanent mould and high pressure die castings of the AlMg5Si2Mn alloy has been investigated by differential scanning calorimetry, microhardness measurements, transmission electron microscopy and energy dispersive X-ray analysis. Curved plate-like precipitates were detected for both alloys inside the  $\alpha$ -Al grains. Examination of these precipitates revealed a number of features, such as: 1) the composition of the precipitates is very close to the stoichiometric  $Mg_2Si$  compound; 2) precipitates are aligned along dislocations; 3) the precipitate density is much higher for the high pressure die castings where the  $\alpha$ -Al matrix contains more dislocations than in permanent mould castings; 4) precipitates lie inside the  $\alpha$ -Al grains where they are randomly distributed. The  $Mg_2Si$  lamellas were not observed between precipitates; 5) homogenization of the alloy results in complete dissolution of the precipitates and during artificial aging new needle-shaped precipitates are formed.

**Keywords:** aluminum casting alloy, precipitates, element distribution, natural hardening.

**Вступ**

Створення нових легких сплавів для поступової заміни ними деталей із чавуну та сталі на сьогодні є основною тенденцією в енергозбереженні й підвищенні ефективності використання палива в транспортному секторі. Паралельно з досягненнями в галузі алюмінієвих сплавів, що деформуються, досі привертає увагу як дослідників, так і виробників алюмінієвого литва пошук нових ливарних сплавів з високими експлуатаційними якостями. За останні десятиліття значно підвищився інтерес до ливарних сплавів системи Al–Mg–Si–Mn, які розглядаються як потенційні конкуренти для існуючих промислових матеріалів. Незважаючи на активне використання Al–Mg–Si–Mn сплавів у ливарному виробництві [1, 2], досі залишаються до кінця не вивченими формування їх структури і вплив мікроструктури на високі механічних властивості. Будучи довгий час у тіні, сплави системи Al–Mg–Si–Mn у 1996 р. повернулися на ринок [1–5]. Г. Кохом і співавторами [2] було встановлено, що алюмінієвий сплав з номінальним складом AlMg5Si2Mn після лиття під тиском має високі показники механічних властивостей: пластичність – до 18 %, межу текучості – до 220 МПа і межу міцності на розрив – до 350 МПа, що перевищують відповідні показники більшості існуючих ливарних сплавів.

При порівнянні литих сплавів AlSi7Mg (AK7) і AlMg5Si2Mn найбільш очевидною різницею є те, що найвища міцність для AlSi7Mg досягається тільки після термічної обробки, тоді як AlMg5Si2Mn показує найвищі властивості

в литому стані. Нещодавно Г. Вангом [6] було встановлено, що литий сплав A356 (AlSi7Mg) можна піддати штучному старінню без попереднього гартування. Це зумовить утворення  $\beta'$ -фази, що є основною зміцнювальною фазою. Для сплаву AlMg5Si2Mn причини високих механічних властивостей ще досі не встановлено.

У статті наведено результати дослідження структури, розподілу елементів і виділень у сплаві AlMg5Si2Mn, у литому стані, після лиття в кокіль і після лиття під високим тиском.

**Постановка задачі**

Високі механічні властивості сплаву AlMg5Si2Mn є наслідком формування певного структурного стану. До цього часу особливості структури і розподілу елементів у ньому досліджено не було. Тому метою роботи є встановлення особливостей структури цього сплаву, розподілу елементів залежно від швидкості охолодження і формування частинок при розпаді твердого розчину.

**Методика проведення експерименту**

Предметом досліджень були два сплави системи Al–Mg–Si–Mn. Їх хімічний склад наведено в табл. 1. Перший (сплав № 1) виплавлявся в печі опору в графітовому тиглі (вага плавки 0,25 кг). Вихідними матеріалами були Al (99,9 % чистоти), Mg (99,9 % чистоти) та лігатури AlSi25 і AlMn26. Перед розливанням метал продували аргоном протягом 10 хв. Після продувки з поверхні розплаву видаляли шлак. Зразок 1 був відлитий у кокіль (К). Температу-

Таблиця 1. Хімічний склад дослідних сплавів

Номер зразка	Масовий вміст елемента, % (Al – залишок)							
	Mg	Si	Mn	Cu	Zn	Ti	Be	Fe
1	5,32	2,12	0,58	0,001	0,001	0,02	–	0,03
2	5,47	2,20	0,69	0,02	0,01	0,1	0,004	0,12
3	0,32	6,97	0,02	–	–	0,01	–	0,06

ра заливання 710 °С і температура форми 22 °С. За таких умов швидкість охолодження металу до початку кристалізації становить 5 К с<sup>-1</sup>.

Зразок 2 – промисловий сплав, який було отримано при литті під високим тиском (ЛВТ) у вигляді листа товщиною 3 мм. Вміст домішок (Fe, Ti, Zn, Cu) у ньому був вищий, ніж у сплаві, виплавленому в лабораторних умовах (зразок 1).

Зразок 3 – промисловий ливарний сплав А356 (система Al–Si–Mg), який був включений до програми досліджень для порівняння. Вихідні матеріали, технологія плавки та умови лиття були однаковими для всіх сплавів. Диференціальну скануючу калориметрію (ДСК) проводили за допомогою приладу 404 NETZSCH DSC. Під час вимірювань ДСК зразки були захищені в атмосфері аргону з витратою 75 мл хв<sup>-1</sup>. Виміри проводились у діапазоні температур від 20 до 700 °С за швидкості нагріву 10 °С хв<sup>-1</sup>.

Зразки для спостереження мікроструктури в світловому мікроскопі (СМ) були отримані з використанням традиційних методів металографії. Дослідження виділень у сплавах проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на тонких фольгах, які були вирізані з об'ємних зразків. Диски діаметром 3 мм і товщиною 150 мкм піддавались електролітичному шліфуванню за допомогою STRUERS

Теніпол 3 в електроліті такого складу: 70 % метанолу, 20 % гліцерину і 10 %-на хлорна кислота. Електроліт витримували при –27 °С і напрузі 20 В. Зразки досліджувались у ТЕМ PHILIPS CM-30 при прискорювальній напрузі 300 кВ. Визначення хімічного складу фаз і розподілу елементів проводили методом мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА) за допомогою системи Noran System Six виробництва Thermo Scientific. Максимальний ступінь фокусування зонда 4–8 нм. Наведені концентрації елементів є усередненими значеннями 10 вимірювань у зернах (зразок 2) або гілках дендритів (зразки 1 і 3).

Вимірювання твердості проводилися на тестувальній машині Брінелля з кулею діаметром 2,5 мм і навантаженням 62,5 кг. Випробування мікротвердості проводилися на полірованих нетравлених зразках на мікротвердомірі Duramin-2. Виміри мікротвердості за Віккерсом проводили для зерен α-Al (зразок 2) або дендритних гілок (зразки 1 і 3) з використанням навантаження 0,05 кгс протягом 10 с.

## Результати

### Диференціальна скануюча калориметрія.

При ДСК-дослідженнях зразок та еталонний зразок нагрівалися і потім охолоджувалися одночасно. Як еталон використовували алюміній високої чистоти (99,999), який у досліджуваному температурному інтервалі не має фазових перетворень. Під час циклу нагрівання сплаву вимірюються різниця в споживанні або виділенні енергії за одиницю часу та різниця між

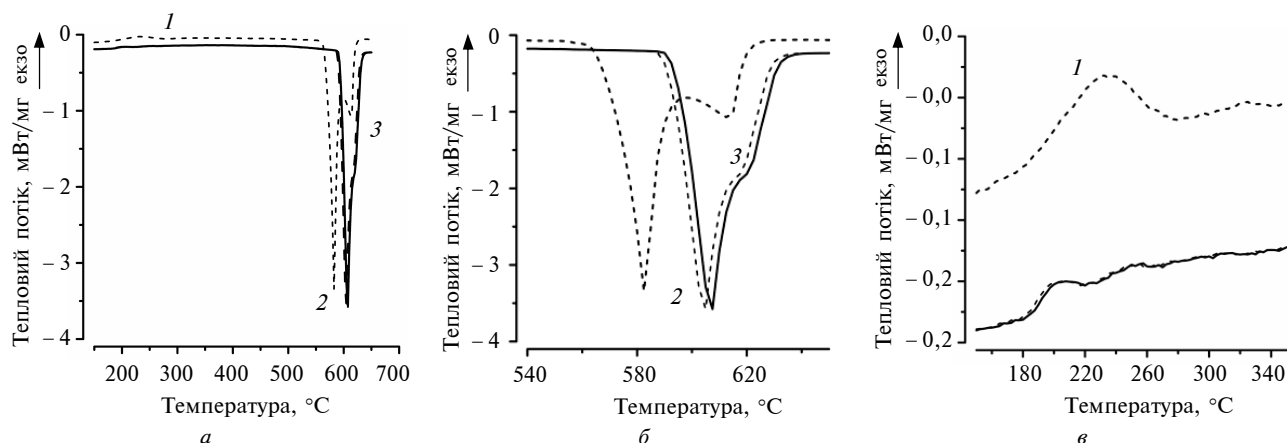


Рис. 1. Результати ДСК для зразків 1, 2 і 3 за швидкості нагріву 10 К сек<sup>-1</sup>: а – крива ДСК у всьому діапазоні температур; б – збільшене зображення ендотермічних ефектів 2 і 3; в – збільшене зображення низькотемпературної ділянки; — — зразок 1, ..... — зразок 2, - - - зразок 3; теплові ефекти позначені 1, 2, 3

масами зразка й еталона. На графіку відображається тепловий потік як функція температури. Позитивний пік вказує на екзотермічну реакцію, тобто на кристалізацію або випад осадку. Негативний пік означає ендотермічну реакцію, тобто плавлення або розчинення.

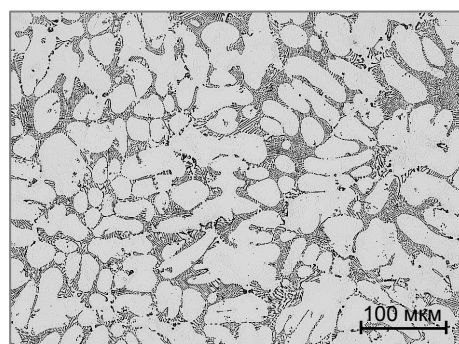
Графіки залежності ентальпії від температури показані на рис. 1. У зразку 3 можна виділити три піки, позначені як тепловий ефект 1, 2, 3. Їх характерні температури на початку (“початок піку”), в екстремумі (“пік”) і в кінці (“кінець піку”) подані в табл. 2. Подібні теплові ефекти спостерігалися для зразків 2 і 3.

**Таблиця 2.** Температури теплових ефектів, що спостерігалися при нагріванні зразків 1 і 3

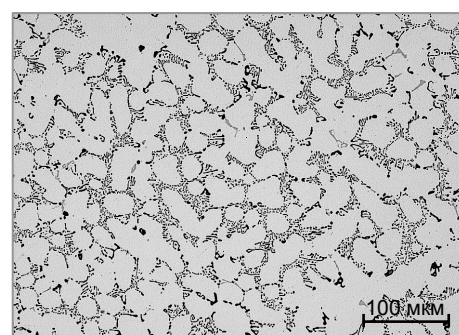
Пік	Зразок 1	Зразок 3
Тепловий ефект 1, °С (екзотермічний)		
Початок піку	–	220,0
Пік	–	247,8
Тепловий ефект 2, °С (ендотермічний)		
Початок піку	596,2	574,4
Пік	609,0	591,0
Кінець піку	618,0	608,7
Тепловий ефект 3, °С (ендотермічний)		
Початок піку	618,0	608,7
Пік	624,3	619,1
Кінець піку	632,4	625,1

Перший тепловий ефект при нагріванні є екзотермічним і спостерігається за початкової температури 220,0 °С і максимальної – 247,8 °С. Другий ефект спостерігається за початкової температури 596,2 °С для зразка 1 і 574,4 °С для зразка 3. Цей ендотермічний ефект пов’язаний із плавленням евтектики (Al) + (Mg<sub>2</sub>Si) (зразок 1) і (Al) + (Si) (зразок 3). Подальше нагрівання веде до появи ендотермічного піка при 618,0 °С для зразка 1 і 608,7 °С для зразка 3. Цей ефект пов’язаний із плавленням α-Al (див. рис. 1, б).

**Мікроструктура сплавів.** На рис. 2 зображені мікроструктури зразків 1 і 2. Мікроструктура обох зразків складається з первинних зерен α-Al (світлі ділянки) і евтектики (Al) + (Mg<sub>2</sub>Si) (сірі). Зразок 1 має дендритну морфологію зерен α-Al, оточених евтектичними колоніями. У зразку 2 переважає сферична морфологія (рис. 2, б). Структура ливарного сплаву AlSi7Mg [7] добре вивчена, і немає потреби її повторювати.



*a*



*б*

Рис. 2. Мікроструктури зразків: *a* – структура зразка 1 в литому стані (К), *б* – лита структура зразка 2 (ЛВТ)

**Розподіл елементів. Зерна α-Al.** Незважаючи на морфологічну відмінність, викликану підвищеною швидкістю охолодження і впливу тиску на зразок 2, склад матриці зразків 1 і 2 змінюється незначно. Середній масовий вміст Mg у твердому розчині α-Al зразка 2 становить  $2,2 \pm 0,4$  % (рис. 3), тоді як для зразка 1 –  $2,0 \pm 0,3$  %. У деяких випадках було виявлено високі масові концентрації Mg, що досягали 3,3–3,8 % в обох зразках. Вимірювання розподілу Mg по зернах α-Al в зразку 2 (рис. 3, б) і дендритних гілках у зразку 1 показали більш низьку концентрацію Mg у центрі зерна або дендритних гілках порівняно з периферійними ділянками.

Для обох зразків масовий вміст Mn у твердому розчині α-Al становить  $0,3\text{--}0,4 \pm 0,05$  %. У ЛВТ-сплавів (зразок 2) масова концентрація Ti становить 0,07 %, що є близьким до границі визначення за допомогою МРСА. Було встановлено, що розподіл титану в зерні α-Al неоднорідний і максимальний масовий вміст титану сягає 0,33 % на окремих ділянках. Концентрація Si в зернах α-Al зразків 1 і 2 була меншою ніж 0,1 %. МРСА-вимірювання в зразку 3 показали більш високу масову концентрацію Si в зернах α-Al – близько 0,9 – 1,2 %, і для Mg

близько 0,17–0,27 %. Середній склад матриці  $\alpha$ -Al для всіх зразків подано в табл. 3.

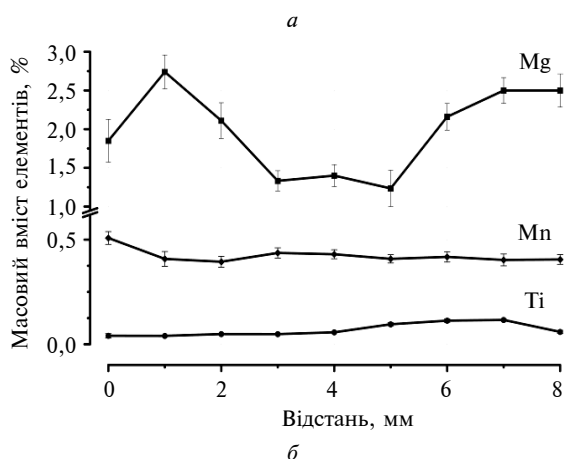
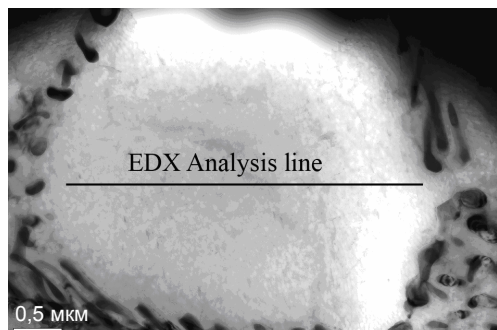


Рис. 3. Зерно  $\alpha$ -Al в зразку 2: *a* – зображення в світлому полі, *б* – розподіл Mg, Mn і Ti в перерізі зерна

Таблиця 3. Середня концентрація елементів у  $\alpha$ -Al твердому розчині, виміряна для зразків 1–3

Номер зразка	Масовий вміст елемента, %			
	Mg	Si	Mn	Al
1	2,20 ± 0,4	–	0,35 ± 0,05	98,65
2	2,00 ± 0,3	< 0,1	0,41 ± 0,05	98,53
3	0,19 ± 0,03	0,91 ± 0,07	–	98,78

**Евтектика.** Зразки 1 і 2 мають різну морфологію евтектики (Al) + (Mg<sub>2</sub>Si). Це свідчить, що формування евтектики в системі Al–Mg–Si чутливе до швидкості охолодження. Евтектика в зразку 1 має голчасту форму (див. рис. 2, *a*), товщина ламелей Mg<sub>2</sub>Si становить близько 1 мкм. У зразку 2 евтектика коротка й волокниста (див. рис. 2, *б*), середня товщина ламелей становить близько 70–110 нм. Визначення хімічного складу ламелей не дало позитивних результатів. У всіх спектрах МРСА був наявний пік кисню. Такий ефект пов'язаний з окисненням Mg при електролітичному приготуванні зразка. Mg, який входить до складу ламелі, реагує

з перхлорною кислотою з утворенням Mg(ClO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> і силану SiH<sub>4</sub>:  $\text{Mg}_2\text{Si} + 4\text{HClO}_4 = 2\text{Mg}(\text{ClO}_4)_2 + 2\text{SiH}_4$ . Поява невеликої кількості O<sub>2</sub> може викликати подальше окиснення силану SiH<sub>4</sub>:  $\text{SiH}_4 + 3\text{O}_2 = \text{SiO}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$ . SiO<sub>2</sub> залишається у фользі, тоді як Mg(ClO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> розчиняється в електроліті. За рахунок такої взаємодії хімічний склад евтектичної ламелі повністю змінився. У товстих ділянках ПЕМ фольги ламелі були вкриті тонким шаром алюмінію. Вміст магнію та кремнію був близьким до стехіометричного складу Mg<sub>2</sub>Si, а саме Mg – 62,5 %, Si – 31,2 %.

**Fe-вмісна фаза.** При дослідженнях тонких фольг зразка 2 було встановлено, що всередині евтектичних колоній розміщуються масивні частинки (рис. 4). Їх середній розмір становить приблизно від 1,5 до 2,5 мкм. Аналіз, виконаний для 15 окремих частинок, показав, що це залізвмісна фаза. Середній масовий склад цієї фази: 6,7–7,0 % Fe, 18,0–23,0 % Mn, 2,8–5,1 % Si, 0,0–1,1 % Mg (решта – Al). При фокусуванні плями лише на частинці хімічний склад фази становить: Fe – 4,8 %, Mn – 13,8 %, Si – 3,3 %. Тобто Fe-вмісну фазу можна ідентифікувати як  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si-фазу. Для зразків 1 і 3, отриманих у лабораторних умовах з використанням чистих Al і Mg, Fe-вмісної фази не було виявлено.

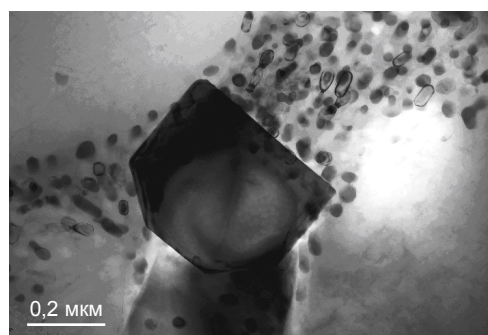
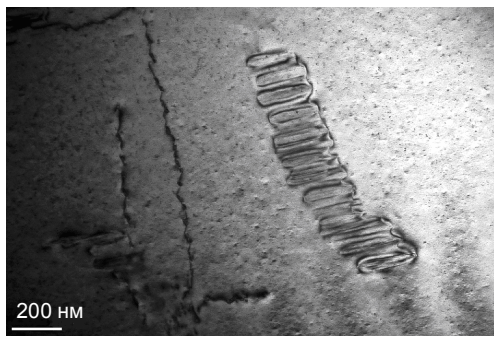


Рис. 4. Зображення у світлому полі блочної Fe-вмісної фази в зразку 2

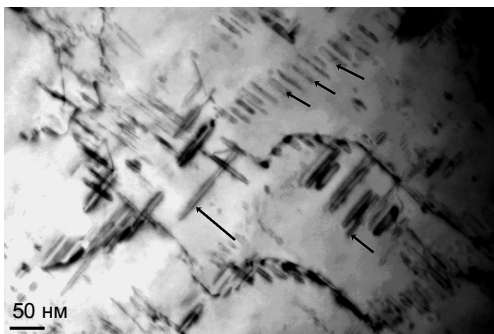
**Виділення.** Найбільш цікаві результати були отримані за допомогою ТЕМ-дослідження  $\alpha$ -Al зерен у зразках 1 і 2, результати яких показано на рис. 5. Зерна твердого розчину містять пластинчасті частинки (рис. 5, *a*). На зображенні видно більше 10 пластин, які витягнуті й вирівняні в горизонтальному напрямку. З однієї сторони їх з'єднує зігнута лінія (дислокація).



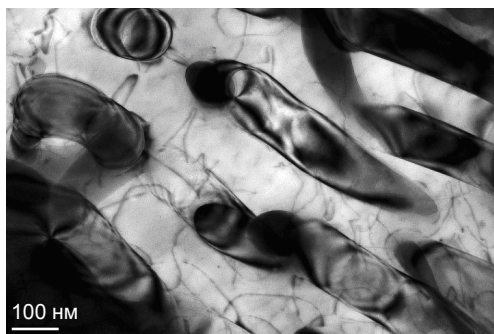
а



б



в



г

Рис. 5. Виділення в зразках 1 (а) і 2 (б, в, г), морфологія виділень (а, в), розподіл (б, г) (усі зображення у світлому полі): а – виділення в зразку 1 орієнтовані вздовж дислокацій, б – зерна твердого розчину оточені евтектичними колоніями (Al) + (Mg<sub>2</sub>Si) в зразку 2, в – виділення в зразку 2 (позначено стрілками), орієнтовані вздовж дислокацій, г – міжламельні ділянки в зразку 2. Включення не спостерігалися

Отримати точний хімічний склад виділень у зразках 1 і 2 не вдалось, оскільки пластини тонкі й оточуючий матеріал матриці набагато більше впливає на спектр, ніж самі включення. В будь-якому випадку спектри МРСА, отримані в цих областях, показали збагачення Mg і Si. ТЕМ-дослідження зразка 1, виконане через три години після плавки, показало відсутність таких виділень. Формування виділень спостерігається після 3 днів природного старіння. Іноді їх зростання можна було спостерігати прямо в колоні мікроскопа, коли ТЕМ-фольги нагрівалися завдяки опроміненню електронами.

Таким чином, дослідження виділень у зразках 1 і 2 дають змогу сформулювати такі їх характерні ознаки:

- 1) для обох зразків 1 і 2 виділення розміщуються уздовж дислокацій і мають однакову морфологію;
- 2) кількість виділень значно вища в зразку 2, ніж в 1;
- 3) виділення розміщуються тільки в області твердого розчину;
- 4) формування виділень спостерігається лише через 2 доби після одержання зразка;
- 5) виділення містять Mg і Si.

З цих спостережень разом із розміщенням включень уздовж дислокацій можна зробити висновок, що основним механізмом їх формування є гетерогенне зародкоутворення на дислокаціях у процесі природного старіння сплавів.

### Обговорення результатів

Температури ендотермічних ефектів, установлені в зразках 1 і 3, добре узгоджуються з температурами плавлення евтектик за рівноважними діаграмами стану Al–Mg–Si [8] і Al–Si [9]. Останні дослідження ДСК, які було виконано Г. Петковим і співавторами [4], дали евтектичну точку плавлення для промислового сплаву AlMg5Si2Mn, яка становить 595,92 °С, і максимальну температуру 607,1 °С, що добре узгоджується з температурами, які було визначено проведеними дослідженнями зразків 1 і 2.

Дисперсійне зміцнення Al–Si–Mg (зразок 3) сплавів відбувається в послідовності Гінье–Престона з подальшим виділенням β'' та/або β' перехідних фаз. У зразку 3 екзотермічний пік ділянки ДСК при 220–260 °С відповідає виділенню когерентної β''-фази і підтверджує те, що було знайдено Г. Вангом і співавторами [6].

Такі включення можуть мати місце в сплаві навіть при незначному підвищенні температури та в литому стані, тобто без додаткової термообробки і гартування.

Порівнюючи характер нагрівання зразків 1 і 2, можна зробити висновок, що нагрівання сплавів до температури штучного старіння не веде до формування виділень. Це підтверджується тим, що тепловий ефект, який спостерігали в низькотемпературній області для зразка 3, був відсутній у зразках 1 і 2. Це пов'язано з різним складом твердого розчину досліджуваних зразків (табл. 3). Матриця  $\alpha$ -Al зразка 3 містить 0,19 мас. % Mg і 0,91 мас. % Si, що є достатнім для формування дисперсних виділень  $\beta''$ -фази. При цьому об'ємна частка частинок  $\beta''$ -фази достатня для виявлення за допомогою ДСК. На противагу цьому навіть для ЛВТ зразка 2 середній масовий вміст Mg у твердому розчині становить близько 2,1 %, а концентрація Si нижча за 0,1 %. Таким чином, кількість виділень для зразків 1 і 2 буде набагато нижчою, а тепловий ефект нижчим межі виявлення.

ТЕМ-спостереження свідчать, що пластинчасті включення наявні у зразках 1 і 2 в литому стані. Ці частинки розміщені в зернах  $\alpha$ -Al у центрі, а також біля евтектичних колоній. Вони утворюються безпосередньо в литому стані. Їх приєднання до дислокацій свідчить, що головним механізмом формування частинок є гетерогенне зародкоутворення на дислокаціях і їх подальший ріст. Гетерогенне зародкоутворення зміцнювальних частинок на дислокаціях для сплавів Al–Mg<sub>2</sub>Si при розпаді твердого розчину є добре вивченим механізмом. Але в більшості випадків цей ефект розглядався для деформованих сплавів з подальшим штучним старінням. Для ливарних сплавів у литому стані пряме формування таких частинок спостерігається вперше.

Отримані результати дають змогу виділити роль тиску у формуванні частинок. У зразку 2 щільність дислокацій значно вища і щільність виділень більша, ніж у зразка 1. Можна припустити, що причинами утворення дислокацій є термічні напруги між  $\alpha$ -Al та інтерметалідами Mg<sub>2</sub>Si (зразок 1) і тиск при ЛВД-процесі. Коли тиск не застосовується під час заповнення форми та кристалізації (зразок 1), щільність виділень значно нижча. Вміст частинок у зразку 2 свідчить, що тиск грає більш важливу роль для генерації дислокацій, ніж термічні напруження.

К. Раві і К. Волвертон [10] з'ясували, що для Al–Mg–Si з підвищенням вмісту Mg фор-

мування фази Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> енергетично є більш вигідним процесом, ніж виділення Mg<sub>2</sub>Si. У досліджуваних сплавах ми виявили, що області з частинками мають підвищений вміст Mg і Si. Отже, найбільш імовірно, що ці частинки є  $\beta''$ -фазою.

Зміцнювальна дія виділень, сформованих завдяки природному старінню, може бути легко підтверджена результатами визначення твердості та мікротвердості. Найвищі твердість  $HB = 95$  і мікротвердість  $HV_{0,05} = 96$  кгс·мм<sup>-2</sup> було виявлено в зразка 2, де кількість частинок значно вища, ніж у зразку 1. Найнижчу твердість  $HB = 73$  і  $HV_{0,05} = 69$  кгс·мм<sup>-2</sup> було отримано для зразка 1, де кількість виділень нижча, ніж у зразку 2.

Додаткові дослідження показали, що частинки утворюються в ливарних сплавах Al–Mg–Si–Mn після додаткового легування Sc + Zr, Li, Ti + Zr, що свідчить про універсальність механізму зародження частинок на дислокаціях і можливість його ефективного використання при розробленні ливарних технологій і синтезі сплавів.

## Висновки

Результати дослідження плавлення, мікроструктури та виділень у сплаві AlMg5Si2Mn можна підсумувати таким чином.

1. Зразки сплаву AlMg5Si2Mn, отриманого як за технологією лиття в кокіль, так і під тиском, показують схожу поведінку при нагріванні. Визначена для обох зразків температура плавлення евтектики (Al) + (Mg<sub>2</sub>Si) становить 596,2 °С, що приблизно на 20 °С вище, ніж для ливарного сплаву системи Al–Mg–Si. Екзотермічний ефект за низької температури при ДСК підтверджує, що розпад твердого розчину може початися безпосередньо в литому стані. У сплаві AlMg5Si2Mn не спостерігалось утворення частинок за такої низької температури.

2. Морфологія фаз для зразків сплаву AlMg5Si2Mn, отриманих за технологією лиття в кокіль і під тиском, – різна. Зерна  $\alpha$ -Al зразків, отриманих литтям у кокіль, де швидкість охолодження становить 2 К·с<sup>-1</sup>, мають дендритну форму з добре розвиненими гілками, а зерна в зразках, отриманих під високим тиском (швидкість охолодження 60 К·с<sup>-1</sup>), мають розміри на порядок нижчі.

3. Високі механічні властивості сплаву AlMg5Si2Mn, отриманого під високим тиском,

пов'язані з появою пластинчастих включень  $\beta''$ -фази, що утворюються всередині зерен твердого розчину. Щільність включень пов'язана зі щільністю дислокацій у сплавах, отриманих під високим тиском.

Подальші дослідження слід спрямувати на вивчення впливу Li та інших елементів на формування зміцнювальної фази в ливарних сплавах системи Al–Mg–Si для встановлення механізму формування їх структури і впливу мікроструктури на високі механічних властивості та створення математичної моделі для опису цих процесів.

\* \* \*

Висловлюємо подяку професору доктору В. Реймерсу, доктору-інженеру Т. Лінку і старшому науковому співробітнику Н. Коржовій за змістовні коментарі та пропозиції, інженеру М. Хілли за цінну допомогу в підготовці металографічних зразків. В. Бойко із вдячністю відзначає Німецьку службу академічних обмінів (DAAD) за фінансову підтримку. Автори хотіли б подякувати "Aluminium Rheinfelden GmbH" (Німеччина) за забезпечення зразками, відлитими під високим тиском.

1. M.C. Wuth *et al.*, "Production of steering wheel frames with an AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn alloy", Casting Plant Tech. Int., vol. 16, pp. 12–24, 2000.
2. H. Sternau *et al.*, "Magsimal-59 an AlMgMnSi-type squeeze-casting alloy designed for temper F", in Light Metals – Warrendale, 1996, pp. 933–937.
3. S. Otarwanna *et al.*, "Microstructure Formation in AlSi<sub>4</sub>MgMn and AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn High-Pressure Die Castings", Met. Mater. Trans. A, 40A, pp. 1645–1659, 2009.
4. T. Petkov *et al.*, "Erweiterung des Eigenschaftspotentials der Legierung Al Mg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn durch eine gezielte Wärmebehandlung", BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, vol. 158, is. 3, pp. 1–9, 2013.
5. G.K. Sigworth *et al.*, "High Strength, Natural Aging Aluminum Casting Alloys For Automotive Applications", in 40<sup>th</sup> Annu. Conf. of metallurgists and electrometallurgy, Light metals Symposium, Toronto, August 26–29, 2001, pp. 349–358.
6. G. Wang *et al.*, "Analyzing As-Cast Age Hardening of 356 Cast Alloy", J. Mat. Eng. Performance, vol. 20, pp. 399–404, 2011.
7. Q.G. Wang and C.J. Davidson, "Solidification and precipitation behaviour of Al–Si–Mg casting alloys", J. Mat. Sci., vol. 36, pp. 739–750, 2001.
8. O.M. Barabash *et al.*, "Experimental analysis and Thermodynamic calculation of the structural Regularities in the fusion diagram of the system of alloys Al–Mg–Si", J. Phase Equilibria, vol. 22, pp. 5–11, 2001.
9. L.F. Mnodolfo, Aluminum alloys: structure and properties. London; Boston: Butterworths, 1976, p. 678.
10. C. Ravi and C. Wolverson, "First-principles study of crystal structure and stability of Al–Mg–Si–(Cu) precipitates", Acta Materialia, vol. 52, pp. 4213–4227, 2004.

Рекомендована Радою  
інженерно-фізичного факультету  
НТУУ "КПІ"

Надійшла до редакції  
27 вересня 2013 року