

2. Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Косячков В. А. Внутриформенное модифицирование для получения чугуновых отливок с дифференцированными структурой и свойствами // Литейн. пр-во. – 2010. – № 1. – С. 7-13.
3. Millis K. D. Spheroidal Graphite Cast-iron – its Development and Future // The British Foundryman. – 1972. – № 1. – P. 6-10.

Поступила 20.03.2014

УДК 669.715'721'782'74:536.6

В. В. Бойко, А. И. Трудоношин*, К. В. Михаленков*

Технический университет Берлина, Германия

*Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

ОСОБЕННОСТИ ПЛАВЛЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА Al-Mg-Si-Mn С ДОБАВКАМИ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ (по 0,1 вес.%)**

Представлена литая структура и структура после гомогенизации отливок из сплава AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti), полученных литьем в кокиль. Образцы исследованы методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), световой и электронной микроскопии. Механические свойства определены измерениями твердости и микротвердости. ДСК измерениями показано, что температура плавления эвтектики в сплаве AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti) равна $593\pm 2,5$ °С, что выше, чем у сплава АК7. Исследованиями микроструктуры подтверждено, что гомогенизация приводит к изменению морфологии эвтектических ламелей Mg_2Si в сферы. Измерениями макро- и микротвердости показано, что твердость постепенно увеличивается в процессе искусственного старения.

Ключевые слова: Al-Mg-Si литейные сплавы, калориметрия, эвтектика, термическая обработка.

Представлено литу структуру та структуру після гомогенізації виливків зі сплаву AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti), які отримані литтям в кокиль. Зразки досліджено методами диференційно скануючої калориметрії (ДСК), світлової та електронної мікроскопії та визначенням микротвердості. ДСК дослідженнями показано, що температура плавлення евтектики в сплаві AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti) становить $593\pm 2,5$ °С, що вище ніж у комерційного сплаву АК7. Дослідженнями микроструктури підтверджено, що гомогенізація призводить до зміни морфології евтектичних ламелей Mg_2Si в сфери. Вимірюванням макро- і микротвердості показано, що твердість поступово збільшується при штучному старінні.

Ключові слова: Al-Mg-Si ливарні сплави, калориметрія, евтектика, термічна обробка.

**В. Бойко и А. Трудоношин выражают благодарность Техническому Университету Берлина и Чешскому Техническому Университету в Праге за предоставление материальной базы для проведения исследований. В. Бойко с благодарностью отмечает Немецкую службу академических обменов (DAAD) за финансовую поддержку. А. Трудоношин благодарит Международный Вышеградский Фонд за предоставление стипендии Visegrad/V4EaP для проведения исследований

The as-cast and heat treated structure of permanent mould of the AlMg5Si2Mn alloy has been investigated by differential scanning calorimetry (DSC), microhardness measurements, light and transmission electron microscopies. DSC measurements show that the eutectic melting temperature was about $593 \pm 2,5$ °C and it is higher than that of commercial A356 casting alloy. Results of solution treatment showed that eutectic lamellas changing their morphology to spheres. The macro- and microhardness tests show that hardness continuously growth during artificial aging.

Keywords: cast Al-Mg-Si casting aluminum alloys, DSC, eutectic, heat treatment.

Введение

Главной движущей силой увеличения выпуска алюминиевых сплавов сейчас является растущее их потребление в транспортном секторе, особенно в автомобильной промышленности. Именно поэтому потребность в легких кузовных конструкциях, облегченных деталях подвески и двигателя определяет прогресс в развитии новых технологий литья и разработке новых сплавов, адаптированных к таким процессам, как литье под низким и высоким давлением, тиксо- и реолитые. При этом основным направлением в поиске новых сплавов является универсальность их состава и возможность получения высоких эксплуатационных свойств в условиях использования разных технологий литья, а также непосредственно в литом состоянии или после термической обработки.

Коррозионная стойкость, высокие литейные свойства и механические характеристики литейных сплавов системы Al-Si с добавками магния, меди и марганца позволяют использовать их при получении различных деталей для изготовления кузова, подвески, двигателя и внутренней отделки автомобиля [1]. Уникальность литейных силуминов состоит в том, что отливки из них могут быть получены практически всеми известными литейными технологиями.

Одним наиболее существенным достижением в области разработки новых сплавов является создание серии литейных сплавов, содержащих в себе принципиально новое сочетание элементов. Вместо классической композиции Al-7 % Si-0,3 % Mg (AK7, A356) в новых сплавах фазовые равновесия смещены в область, обогащенную магнием (система Al-Mg-Si). В этой связи следует отметить, что среди всех выпускаемых алюминиевых полуфабрикатов сплавы на основе системы Al-Mg-Si являются наиболее распространенными (сплавы серии 6XXX типа 6061, АД31, АД35). В это же время 6-я группа в принятой Международной классификации литейных сплавов до недавнего времени оставалась не задействованной.

Первые исследования литейных сплавов системы Al-Mg-Si появились еще в 30-х годах прошлого века, когда немецкие ученые провели исследования по разработке нового поршневого сплава с плотностью на уровне $2,5$ г/см³ и имеющего хорошую теплопроводность и жесткость. Разработанный сплав получил название Mg51 и содержал 5,0-7,0 вес.% Mg и 1,0-1,5 вес.% Si [2]. В литературе не выявили информацию о практическом применении поршней, изготовленных из указанного сплава. Однако есть информация, что этот сплав использовали для литья головок блоков цилиндров дизелей с воздушным охлаждением. Следующий пик интереса к сплавам системы Al-Mg-Si приходится на 80-90-е годы прошлого столетия. В этот период исследователи из СССР разработали литейные сплавы АЛ13, АЛ22 и АЛ29 [3], а в Европе публикуются работы, связанные с изучением промышленного сплава марки Hydronalium 511 (сокращенно Hy511) [2], который содержал 5,0-6,0 вес.% Mg и 1,0-1,5 мас. Si и использовался для литья головок блоков цилиндров дизельных моторов с воздушным охлаждением, а также обладал высокой коррозионной стойкостью и хорошими механическими свойствами при повышенных температурах.

Ренессанс литейных сплавов системы Al-Mg-Si начался в 1996 г., когда на рынке был представлен литейный сплав с номинальным составом AlMg5Si2Mn [4]. При литье под высоким давлением временное сопротивление этого сплава достигает

350 МПа, а относительное удлинение – до 18 %. При этом такой уровень свойств можно получить уже в литом состоянии, в то время как максимальные механические свойства АК7 (А356) достигаются только после термообработки.

Одним из главных достоинств сплавов Al-Mg-Si является высокая температура плавления эвтектики. По литературным данным температура эвтектики (T_3) равна 595 °С [5], что выше, чем у сплавов системы Al-Si T_3 – 575 °С. Другим преимуществом системы Al-Mg-Si является низкое содержание кремния в твердом растворе, которое дает возможность дополнительно легировать матрицы сплава Sc, Cr, Li, Ti, Zr, Cr, Hf, а также их комбинации, которые не могут быть добавлены в сплавы с высоким содержанием кремния из-за возможности образования хрупких силицидов.

Одновременно с постоянным увеличением интереса к сплавам на основе системы Al-Mg-Si исследования структуры фазового состава и механических свойств освещены в литературе не в полной мере. Поэтому *целью данной работы* было определение влияния дополнительного легирования Ti + Zr на плавление и кристаллизацию сплава AlMg5Si2Mn, а также установление причин изменения механических свойств при термической обработке.

Методика проведения эксперимента

В качестве исходного материала выбрали сплав с номинальным составом AlMg5Si2Mn с добавкой 0,1 Ti и 0,1 мас.% Zr. Точный состав сплава, определенный методом рентгеноспектрального анализа, приведен в табл. 1 по сравнению с двумя промышленными сплавами, которые были включены в программу исследований для сравнения.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов

Образцы	Элементы, вес.% (Al – остальное)							
	Mg	Si	Mn	Ti	Zr	Fe	Cu	Zn
Т	4,7	1,89	0,52	0,105	0,055	0,02	0,003	0,002
	промышленные литейные сплавы							
A356	0,32	6,97	0,02	-	-	0,06	-	-
AlMg5Si2Mn	5,5	2,0	0,6	0,2	-	0,2	0,05	0,07

Опытные плавки проводили в печи сопротивления в графитовом тигле емкостью 250 г. В качестве исходных материалов использовали алюминий высокой чистоты (99,997), лигатуры AlSi25, AlMn26, AlMg50, AlZr10, AlTi6.

В перегретый до 720 °С алюминий добавляли поочередно предварительно подогретую до 350 °С кремниевую, марганцевую, титановую и циркониевую лигатуры. Магниевую лигатуру вводили последней, погружая навеску под зеркало расплава графитовым колечком. После ввода лигатуры расплав продували аргоном в течение 10 мин. После продувки металл заливали в стальную прямоугольную форму комнатной температуры. Были получены слитки размером 160×25×17 мм и массой около 0,25 кг. Из центра слитков вырезали кубические образцы размером 10×10×10 мм для последующих механических испытаний и исследования структуры.

Серия образцов была обработана по режиму Т6 [4], который включает гомогенизацию при температуре 570 °С, закалку в воду при комнатной температуре и искусственное старение при температуре 175 °С (табл. 2). Температуру нагрева под закалку выбрали на основании результатов калориметрических исследований. Старение проводили сразу после закалки.

Калориметрические исследования плавления и кристаллизации выполнены с использованием дифференциального сканирующего калориметра (ДСК) NETZSCH DSC 404, предварительно откалиброванного для алюминиевых сплавов с учетом

Таблица 2. Вид и время термической обработки исследуемых образцов

Образец	T	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9	T10	T11	T12
	время обработки, мин												
Гомогенизация, 570 °С	-	30	60	90	30	30	30	60	60	60	90	90	90
Искусственное старение, 175 °С	-	-	-	-	30	60	1800	30	60	1800	30	60	1800

погрешности теплового эффекта. ДСК исследования проводили в керамических тиглях в окислительной атмосфере. Образцы массой около 20 мг нагревали до 710 °С со скоростью 10 К/мин и, соответственно, охлаждали для получения кривых нагрева и кристаллизации. Во время нагрева калориметр регистрирует разницу в потребляемой (или выделяемой) энергии в единицу времени между массами тигля с образцом и без него. Для исследований плавления или кристаллизации на кривой ДСК обычно отображается тепловой поток (ΔH , мВт/мг) как функция температуры. Пик, направленный в положительную область, указывает на экзотермическую реакцию, то есть кристаллизацию. Соответственно, пик, направленный в отрицательную область, соответствует эндотермической реакции, то есть плавлению.

Структуру исследовали с использованием светового микроскопа «Zeiss Axioskop» и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) PHILIPS CM-30 при ускоряющем напряжении 250 кВ. Химический состав фаз и распределение элементов определяли методом локального рентгеноспектрального анализа (ЛРСА) с помощью системы Noran System Six производства Thermo Scientific. Максимальную степень фокусировки зонда варьировали в пределах 4-8 нм.

Твердость измеряли на тестовой машине Бринелля шариком диаметром 2,5 мм с нагрузкой 62,5 кг в течение 10 с. Микротвердость испытывали на полированных нетравленных шлифах на микротвердомере Duramin-2 (Struers, Дания). Измерения микротвердости по Виккерсу HV проводили для зерен α -Al с использованием нагрузки 0,05 кгс в течение 10 с.

Результаты

Дифференциальная сканирующая калориметрия

На рис. 1 и 2 представлены графики изменения теплового потока от температуры для сплава T , полученные при различных скоростях нагрева, а также в сравнении с промышленными сплавами АК7 и AlMg5Si2Mn. В температурном интервале 20-590 °С тепловые эффекты не наблюдались, поэтому этот диапазон температур на рисунках не показан.

При достижении температуры около 590 °С на кривой нагрева появляется тепловой эффект, направленный в отрицательную область, что соответствует эндотермической реакции. Наблюдаемый эффект характеризуется следующими температурами: $T_{\text{эвт_onset}}$ – температура плавления эвтектики; $T_{\text{пик}_1}$ – температура пика 1; $T_{\text{пик}_2}$ – температура пика 2; T_{outset} – температура окончания теплового эффекта (рис. 2).

При малых скоростях нагрева (1 К мин⁻¹) величина пиков очень мала и это не позволяет идентифицировать все тепловые эффекты как при нагреве, так и охлаждении образцов. Увеличение скорости нагрева до 20 К мин⁻¹ приводит к тому, что температура $T_{\text{эвт_outset}}$ остается неизменной, а абсолютная величина пика увеличивается. Температуры пиков $T_{\text{пик}_1}$ и $T_{\text{пик}_2}$ также смещаются в сторону более высоких температур (см. рис. 1).

В работе [7] была экспериментально установлена взаимосвязь между скоростью нагрева и площадью пика. Изменение площади под пиком связано с тем, что любое

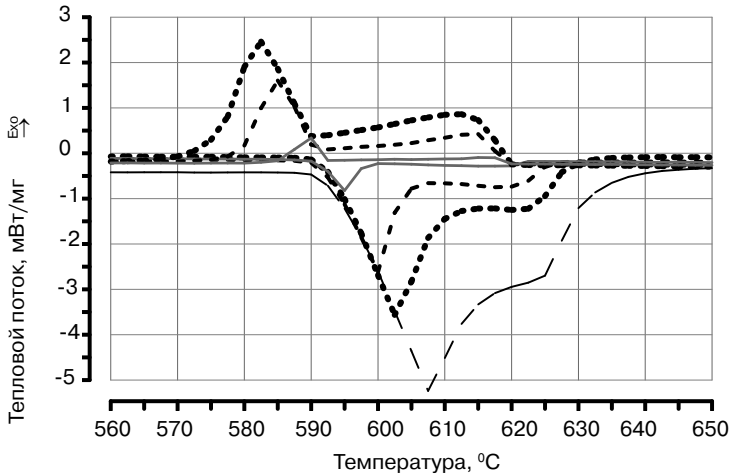


Рис. 1. Кривые ДСК для сплава AlMg5Si2Mn с добавкой 0,1%Ti + 0,1 Zr) при разных скоростях нагрева и охлаждения: — – 1 К/мин; - - – 5 К/мин; •••• – 10 К/мин; — — – 20 К/мин

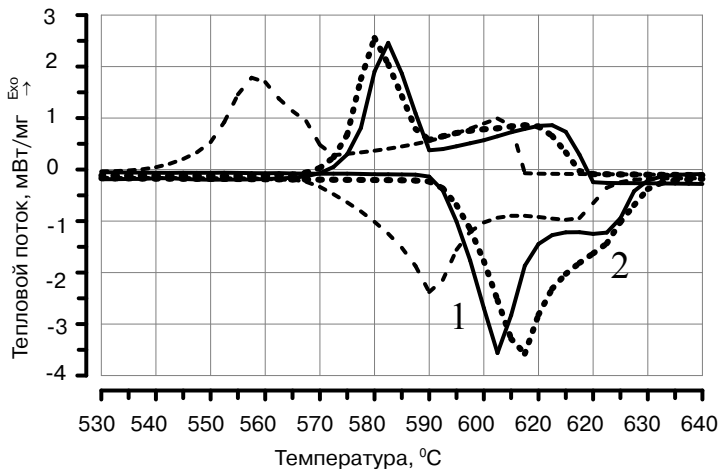


Рис. 2. Кривые ДСК промышленных литейных алюминиевых сплавов, скорость нагрева/охлаждения 10 К/мин: — — – AlMg5Si2Mn (+0,1%Ti + 0,1 Zr); - - - - A356; •••• – Magsimal 59

фазовое превращение с увеличением скорости нагрева имеет меньше времени для протекания. Авторами [9] установлено, что взаимосвязь между скоростью нагрева (охлаждения) и тепловым потоком описывается уравнением

$$f(T, t) = \frac{dQ}{dt} - C_p \frac{dT}{dt} ,$$

где $f(T, t)$ – тепловой поток; dQ/dt – плотность теплового потока; C_p – теплоемкость; dT/dt – скорость нагрева (охлаждения).

При скорости нагрева 10 K min^{-1} на кривой ДСК четко различаются два эндотермических эффекта (рис. 2). Первый эндотермический эффект соответствует плавлению эвтектики (Al)+(Mg₂Si) (обозначен 1 на рис. 2), второй тепловой эффект, обозначенный 2, соответствует плавлению зерен α -Al. В табл. 3 представлены значения температур начала плавления эвтектики ($T_{\text{эвт_onset}}$) для образцов Т-Т12, определенные по результатам ДСК. Полученные данные имеют незначительный разброс и позволяют установить погрешность данного метода при исследовании плавления алюминиевых сплавов. Рассчитанная стандартная погрешность составляет 0,67.

Таблица 3. Температуры тепловых эффектов исследуемых образцов

Сплавы	T	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9	T10	T11	T12
$T_{эвт_onset}$	591,3	592	591,7	593,0	591,8	591,9	591,8	592,2	595,3	594,4	596,6	594,4	592,1
$T_{пик_1}$	601,0	601,0	599,0	602,0	601,0	602,0	602,0	602,0	604,0	601,0	602,0	603,0	600,0
$T_{пик_2}$	619,0	620,0	623,0	619,0	619,0	620,0	618,0	620,0	620,0	618,0	618,0	621,0	627,0
T_{outset}	626,4	628,5	639,6	626,2	626,0	628,6	628,1	628,3	628,1	625,5	625,7	626,7	636,9

Для промышленного сплава АК7 начало пика 1 наблюдается при температуре $T_{эвт_onset} = 567$ °C, что соответствует температуре начала плавления эвтектики (Al) + (Si). Максимум теплового эффекта наблюдается при $T_{пик_1} = 590$ °C. При $T_{пик_2} = 617$ °C наблюдается максимум второго теплового эффекта, который связан с плавлением фазы α -Al.

Результаты ДСК промышленного сплава AlMg5Si2Mn полностью совпадают с данными, полученными для образцов T, выплавленных в лабораторных условиях. Это свидетельствует о том, что введение 0,1 вес.% Ti + 0,1 вес.% Zr не оказывает влияния на характер плавления и кристаллизации литейных сплавов системы Al-Mg-Si-Mn. По данным [6] в сплавах Al-Mg титан присутствует в составе α -Al и образует соединение Al_3Ti . В системе Al-Mg-Ti не удалось обнаружить информации о тройных соединениях. В этой же работе сообщается, что в сплаве с номинальным составом Al + 1,0 вес.%Mg + 0,05 вес.% Zr может образовываться тройное соединение по перитектической реакции $L+Al_3Zr \rightarrow AlMgZr+Al$, но экспериментальные подтверждения этой реакции не приводятся и можно полагать, что в равновесии с твердым раствором существует только одна цирконийсодержащая фаза – Al_3Zr . Отсутствие реакций, связанных с образованием тройных соединений с участием титана и циркония в сплавах Al-Mg-Si-Mn, подтверждается данными ДСК, так как никаких дополнительных тепловых эффектов на кривых выявлено не было. Промышленный сплав AlMg5Si2Mn содержит в своем составе 0,2 вес.% Ti. Это выше, чем содержание титана в перитектической точке двойной диаграммы состояния Al-Ti (0,15 вес.%). Однако в области температур, близких к температуре перитектической реакции, которая протекает при 665 °C [6], тепловой эффект не наблюдался, что предположительно связано с малым количеством фазы Al_3Ti .

На рис. 3 представлены ДСК-кривые сплава T в литом состоянии и после термообработки (табл. 3). Как видно, гомогенизация и искусственное старение также не оказывают существенного влияния на характер плавления, поскольку кривые как в литом состоянии, так и после термообработки практически совпадают.

Для объяснения полученных эффектов данные ДСК были сопоставлены с фазовой диаграммой системы Al-Mg₂Si (рис. 4). Процесс плавления сопровождается эндотермическим эффектом 1, который четко видно на рис. 3.

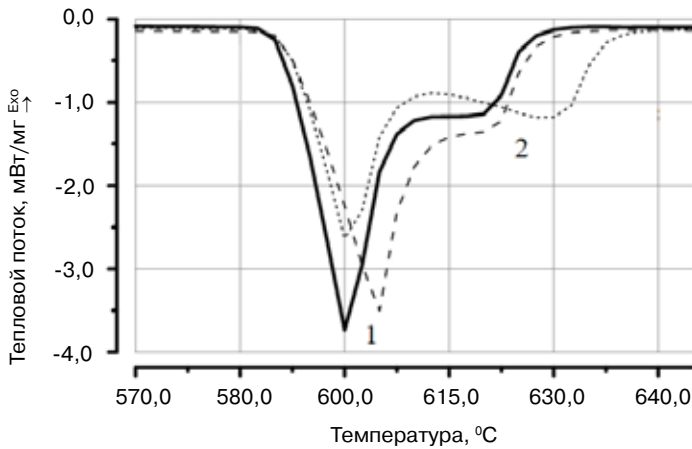


Рис. 3. Результаты ДСК для сплава AlMg5Si2Mn (+0,1 Ti + 0,1 Zr)

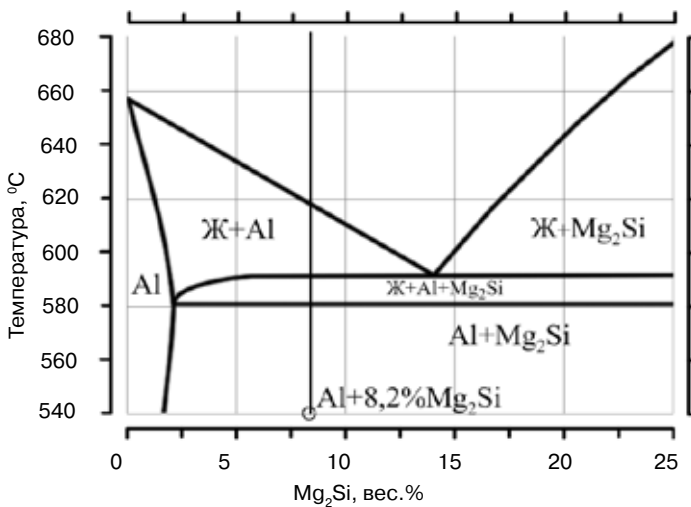


Рис. 4. Диаграмма состояния системы Al-Mg₂Si, область, богатая алюминием (линией указано положение исследуемого сплава)

Начало теплового эффекта, независимо от вида термообработки, начинается при температуре $T_{\text{эвт_onset}} = 593,5 \pm 2,5$ °C, температура при максимальном значении теплового потока составляет $T_{\text{peak}_1} = 601,5 \pm 2,5$ °C. Максимум второго пика также колеблется в небольших пределах $T_{\text{peak}_2} = 621 \pm 3$ °C.

Таким образом, экспериментально подтверждено, что температура начала плавления сплавов системы Al-Mg-Si составляет $593,5 \pm 2,5$ °C, что на 26 °C выше температуры промышленного сплава АК7 (система Al-Si). На основании полученных данных можно утверждать, что рабочая температура деталей из сплава AlMg5Si2Mn может быть повышена минимум на 20 °C по сравнению с АК7.

Исследование микроструктуры

На рис. 5 представлены микроструктуры сплава Т в литом состоянии и после гомогенизации в течение 30, 60 и 90 мин. Фазовый состав сплава после литья включает зерна твердого раствора на основе алюминия и эвтектику (Al)+(Mg₂Si), имеющую пластинчатую морфологию. В центрах эвтектики наблюдается фаза, имеющая правильную кристаллическую огранку и являющаяся базовыми кристаллами Mg₂Si. Средний размер Mg₂Si находится в пределах 10-20 мкм. По расходящимся от кристалла ламелям эвтектики можно считать, что их рост начался непосредственно на поверхности базового кристалла Mg₂Si.

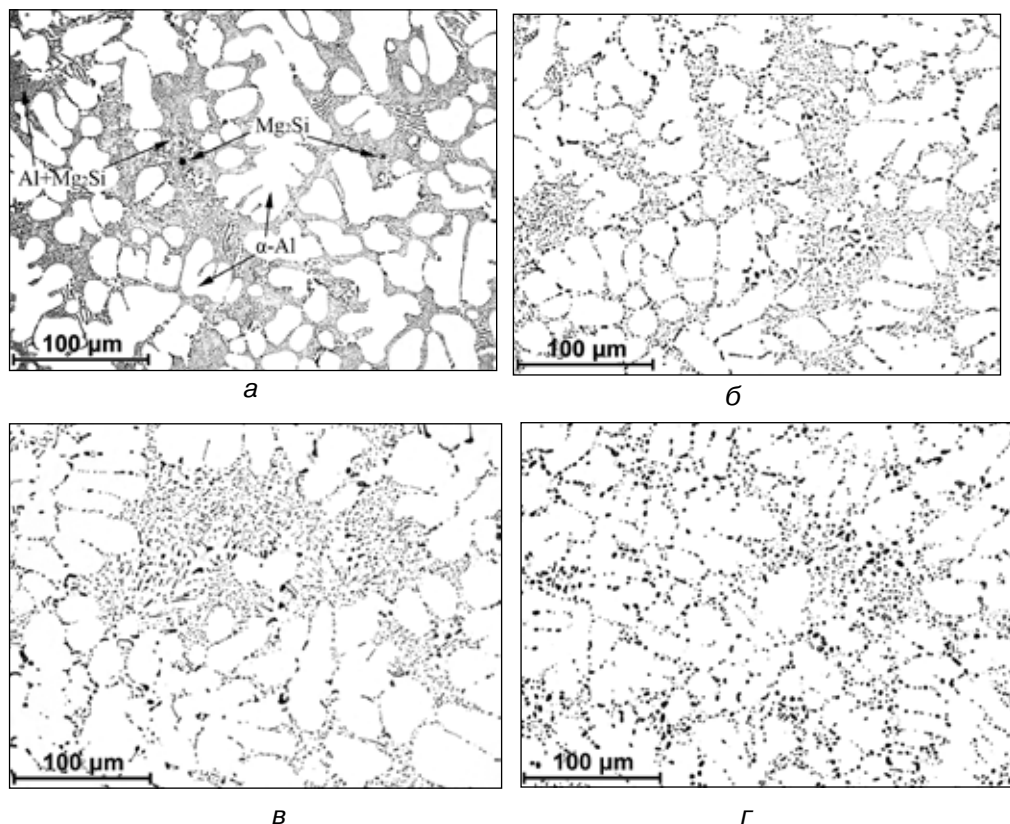


Рис. 5. Микроструктуры сплава AlMg5Si2Mn (+ 0,1 Ti + 0,1 Zr) в литом состоянии (а); после гомогенизации при $T = 570\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин (б); после гомогенизации при $T = 570\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 60 мин (в); после гомогенизации при $T = 570\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 90 мин (г)

Фазовый состав сплава при нагреве под закалку остается таким же, как и в литом состоянии, однако изменяется морфология фаз (рис. 5, б-г). После 30 мин нагрева при $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ начинается дезинтеграция ламелей Mg_2Si . Увеличение времени нагрева приводит к коагуляции сфер и увеличению их размера.

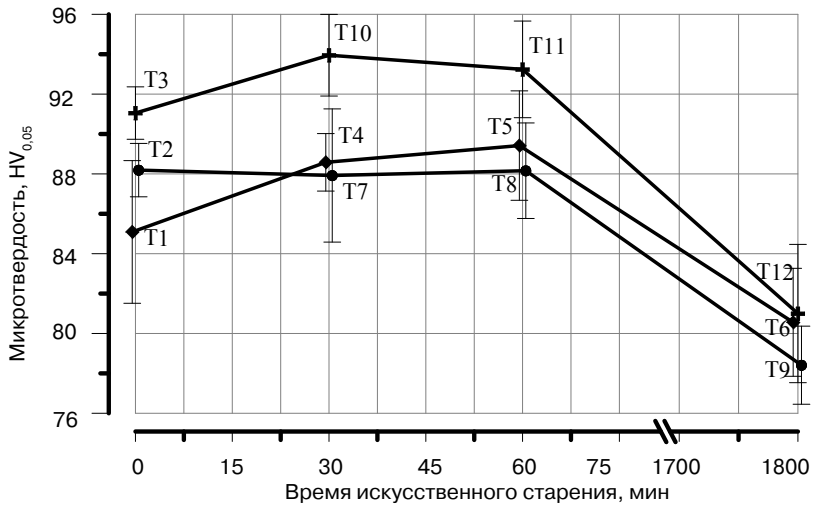
Механические свойства

Измерения твердости и микротвердости образцов в процессе гомогенизации показали уменьшение твердости сплава в течение первых 30 мин нагрева под закалку. В литом состоянии твердость сплава составляла 85 НВ. После 30 мин выдержки при $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ она снизилась до 65 НВ (рис. 6, б). Дальнейшая выдержка при температуре гомогенизации не привела к изменению твердости. Такая же тенденция наблюдалась при измерениях микротвердости рис. 6, а).

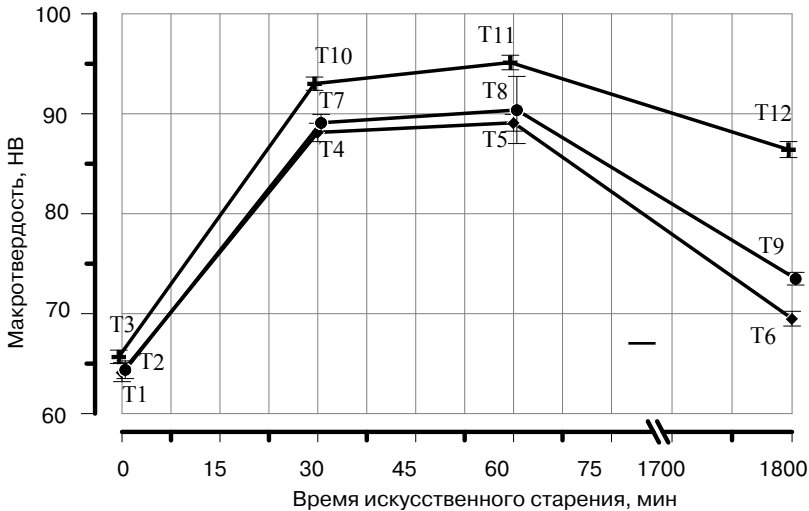
В этом контексте необходимо отметить, что твердость по Бринеллю является интегральным показателем и представляет усредненное значение твердости $\alpha\text{-Al}$ и интерметаллидной фазы (Mg_2Si). Соответственно, изменение НВ является индикатором изменения свойств обеих фазовых составляющих – $\alpha\text{-Al}$ и эвтектики (Al)+(Mg₂Si), присутствующих в сплаве. Микротвердость является локальным методом и отражает изменение химического состава или протекание фазовых превращений непосредственно в твердом растворе.

Сопоставление результатов исследований структуры с изменением твердости при нагреве под закалку показывает, что первым фактором, ответственным за снижение макротвердости сплава, является дезинтеграция ламелей Mg_2Si и увеличение расстояния между их фрагментами (рис. 5).

Определение химического состава $\alpha\text{-Al}$ методом ЛРСА показало уменьшение содержания магния при нагреве под закалку. В литом состоянии (образец Т) $\alpha\text{-Al}$



а



б

Рис. 6. Графики зависимости микро- (а) и макротвердкости (б) от времени гомогенизации (при 570 °С) и искусственного старения (при 175 °С); время гомогенизации; ◆◆ – 30 мин (кривые Т1-Т4-Т5-Т6); ●● – 60 мин (кривые Т2-Т7-Т8-Т9); + + – 90 мин (кривые Т3-Т10-Т11-Т12)

содержит 2,3 вес.% Mg. После нагрева в течение 30 мин его содержание в α -Al снизилось до 1,6 вес.% (образец Т1). Увеличение длительности нагрева до 90 мин (образец Т2) и более приводит к постепенному увеличению содержания магния в α -Al до 1,8 вес.% (образец Т3). Такая же тенденция наблюдалась для титана и циркония. В литом состоянии α -Al содержит 0,21 Ti и 0,20 вес.% Zr. После 30-минутной выдержки содержание обоих элементов снижается до 0,14 и 0,17 вес.%, соответственно. В образце, выдержанном 90 мин, содержание Ti составляет 0,29 и Zr – 0,25 вес.%.

Содержания марганца в α -Al также изменяется в зависимости от времени нагрева. В литом состоянии α -Al содержит 0,47 вес.% Mn, что практически равно количеству введенной добавки и свидетельствует о том, что при введении в сплав 0,5-0,6 вес.% Mn количество образовавшихся первичных фаз, содержащих марганец, очень мало.

При гомогенизации в течение 30 мин содержание марганца уменьшается до 0,35 вес.% и после выдержки 90 мин равно 0,25 вес.%. Такое изменение связано с тем, что уже на ранних стадиях гомогенизации в твердом растворе выделяются частицы, в состав которых входят марганец, кремний и железо. Морфология частиц представлена на рис. 6, б, после выдержки 90 мин в состав частиц входит, в вес.%: Mn – 25,4; Si – 2,2; Fe – 0,7; Mg – 1,2; Al – остальное. На основании результатов ЛРСА частицы можно идентифицировать как β -(Al₅FeSi) фазу. Именно образование этой фазы приводит к снижению содержания марганца в твердом растворе и, надо полагать, оказывает влияние на твердость сплава.

Соответственно, изменение содержания легирующих элементов в твердом растворе является вторым фактором, который приводит к снижению твердости и микротвердости сплава при гомогенизации.

Одновременно с уменьшением содержания легирующих элементов была выявлена следующая причина уменьшения микротвердости при исследовании образцов сплава Т на ПЭМ в литом состоянии и после гомогенизации в течение 30 мин. На рис. 7, а представлена структура α -Al в литом состоянии, полученная в светлом поле. Видно, что она неоднородна и содержит частицы в форме тонких пластин, которые одним краем присоединены к темной линии, являющейся дислокацией.

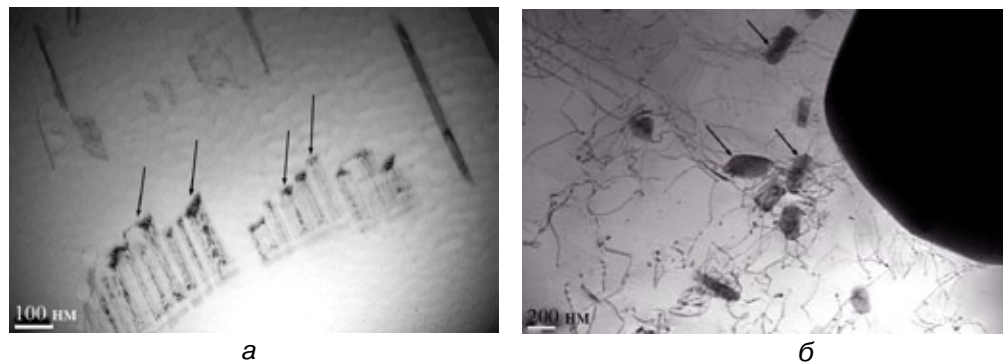


Рис. 7. Структура α -Al в сплаве Т в литом состоянии (а) (стрелками указаны зародившиеся на дислокациях выделения) и после выдержки при 570 °С в течение 30 мин (стрелками обозначены частицы β -(Al₅FeSi) фазы) (б)

В работе [8] было показано, что такие частицы формируются в результате естественного старения сплава непосредственно в литом состоянии, основным механизмом их образования является гетерогенное зарождение на дислокациях. Наиболее вероятно, что эти частицы являются выделениями β'' -Mg₉Si₅ фазы. Однако точный ответ о составе частиц получить практически очень сложно, так как они являются тонкими пластинами, и спектр ЛРСА во всех случаях будет интегральным, то есть показывать не только состав самих частиц, но и α -матрицы, расположенной под ними. Авторы работы [8] также показали прямую взаимосвязь плотности дислокаций и количества образовавшихся частиц.

Исследования образцов после гомогенизации показали, что частицы β'' -Mg₉Si₅ фазы в алюминиевой матрице отсутствуют (рис. 6, б). Это свидетельствует об их растворении. Таким образом, третьим фактором, ответственным за уменьшение твердости сплава при гомогенизации, является растворение частиц β'' . Полученные результаты одновременно подтверждают упрочняющую роль этих частиц в литом состоянии.

При искусственном старении твердость и микротвердость сплава увеличиваются, как это видно из рис. 6. Максимальные значения достигаются уже после выдержки в течение 30 мин при температуре 175 °С. Увеличение времени искусственного старения не приводит к существенному повышению твердости, а после 90 мин как HB, так и HV_{0,05} снижаются практически до уровня гомогенизированного состояния.

Таким образом, оптимальным режимом термообработки сплава являются гомогенизация при 570 °С в течение 30 мин и искусственное старение при 175 °С в течение 30-60 мин. С точки зрения энергоэффективности такой режим является более экономичным по сравнению с традиционной обработкой сплава АК7 по режиму Т6, при котором время гомогенизации доходит до 6-8 часов и искусственное старение составляет 5-8 ч.

Выводы

- С использованием метода ДСК с высокой точностью были установлены температуры плавления фазовых составляющих исследуемого сплава, а также оптимальная скорость нагрева и охлаждения для проведения ДСК исследований. Сравнение кривых ДСК для сплава $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+(0,1\text{Ti}+0,1\text{Zr})$ и промышленного сплава $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ показало, что дополнительное легирование $\text{Ti}+\text{Zr}$ не оказывает влияния на процессы плавления и кристаллизации. Сопоставление полученных температур с равновесной диаграммой состояния Al-Mg-Si показало совпадение экспериментальных результатов с теорией. Температуры плавления эвтектики $(\text{Al}) + (\text{Mg}_2\text{Si})$ для серии исследуемых образцов (в литом состоянии и после термообработки) составили $T_{\text{onset}} = 593,5 \pm 2,5$ °С, что приблизительно на 25 °С выше, чем у литейных силуминов системы Al-Si-Mg .

- Анализ микроструктуры показал, что в литом состоянии Al-Mg-Si-Mn сплав состоит из трех фаз: матрица $\alpha\text{-Al}$, эвтектика $(\text{Al})+(\text{Mg}_2\text{Si})$ и первичные кристаллы Mg_2Si . Зерна $\alpha\text{-Al}$ имеют дендритную морфологию, а эвтектика состоит из пластин Mg_2Si , перемежающихся с $\alpha\text{-Al}$. Зарождение эвтектических ламелей происходит на базовых кристаллах Mg_2Si , расположенных в центрах эвтектических колоний.

- Механические испытания показали, что при гомогенизации твердость сплава снижается, что связано с дезинтеграцией ламелей Mg_2Si , уменьшением содержания легирующих элементов в твердом растворе и растворением частиц β'' -фазы. Искусственное старение приводит к повышению твердости сплава, оптимальные значения НВ и микротвердости достигаются через 30-60 мин старения.



Список литературы

1. Eutectic Spheroidization in Al-7Mg-3Si Casting Alloys During Solution Treatment / V. Boyko, O. L. Prach, O. I. Trudonoshyn, K. V. Mykhalenkov // XVI Miedzynarodowa Konferencja Naukowo-techniczna Odlewnictwa Metali Niezaleznych "Nauka I Technologia", Krakow, 2013. – P. 21-27.
2. Pirs J., Zalar A. Investigations of the Distribution of Elements in Phases Present in G- AlMg_5Si Cast Alloy with EDX/WDX Spectrometers and AES // Microchimica Acta. – 1990. – Vol. 101, № 1-6. – P. 295 – 304.
3. Строганов Г. Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. – М.: Metallurgiya, 1985. – 216 с.
4. Mielscher U., Sternau H., Koch H., Franke A. J. Magsimal-59 an AlMgMnSi -type Squeeze-casting Alloy Designed for Temper F // Light Metals 1996, Edited by Wayne HALE, TMS, 1996. – P. 933-937.
5. Optimierung der Wärmebehandlung Einer AlMgSi -Gusslegierung / T. Petkov, D. Künster, T. Pabel, K. Faerber, C. Kneißl, P. Schumacher // Druckguss. – 2012. – Vol. 6. – S. 268-274.
6. Mondolfo L. F. Aluminium Alloys: Structure and Properties // Butterworth & Co Publishers Ltd. – 1979. – № 12. – P. 971.
7. Garn P. D. Thermoanalytical Methods of Investigation // Academic Press. New York, 1965. – P. 404-406.
8. Boyko V., Link T., Korzhova N., Mykhalenkov K. Microstructure Characterization of $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ Casting alloy Materials Science and Technology (MS&T) 2013, October 27-31, Montreal, Quebec, – Canada, 2013. – P. 1331-1338.