

Е. Л. Прач, А. И. Трудоношин, В. В. Бойко*, К. В. Михаленков

Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

*Технический университет Берлина, Берлин

Разработка новых литейных сплавов системы Al-Mg-Si-Mn с добавками 1,0 %мас. Li и 0,1 %мас. Ti + 0,1 %мас. Zr**

Предлагаются новые литейные сплавы на основе системы Al-Mg-Si. Структура сплава AlMg5Si2Mn, содержащего 1,0 %мас. Li и 0,1 %мас. Ti+0,1 %мас. Zr, была исследована с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Обнаружено, что добавление Li вызывает модификацию эвтектических ламелей (Al)+(Mg2Si), делает их тоньше, при этом межламельное расстояние увеличивается. Добавление Ti+Zr не изменяет морфологию эвтектики, но сильно уменьшает размер дендритов α -Al. Гомогенизация исследуемых сплавов при 570 °C приводит к дезинтеграции ламелей Mg₂Si. Полученные результаты показали, что термическая обработка AlMg5Si2Mn улучшает ее механические свойства.

Ключевые слова: алюминий, литейные сплавы, эвтектика, микроструктура, предел прочности, предел текучести

Введение. Автомобильная и аэрокосмическая промышленности с каждым годом проявляют все больший интерес к развитию новых сплавов для производства легких конструкций. В этом контексте, сплавы системы Al-Mg-Si считаются перспективными для производства листов и прессованных деталей с помощью деформируемых сплавов (6061, 6005 и т. д.) и тонкостенного литья с использованием сплава AlMg5Si2Mn. Известно, что литейные сплавы Al-Mg-Si обладают хорошей коррозионной стойкостью, свариваемостью и хорошими механическими свойствами.

Возможность улучшения механических свойств AlMg5Si2Mn путем легирования Cu, Zn, Cr, Ti, Zr, Sc + Zr, Li и термообработкой является довольно ограниченной и противоречивой [1-4]. В работе [1] описано влияние добавки Sc + Zr в AlMg3Si1 (в состоянии T5) на предел прочности на разрыв (UTS): 270 МПа при комнатной температуре и 265 – при 250 °C. В работе [2] сплав AlMg5Si2Mn, отлитый в кокиль, показывает лишь небольшое увеличение растяжения и предела прочности после термообработки в режиме T6 вместе со значительно меньшим удлинением при разрыве – около 2,5 % при отпуске, и снижение до 1,4 % – после искусственного старения.

Литературные источники, такие как [5], показывают, что предел прочности коммерческого сплава A356 (при режиме T6) может достигать 300 МПа, а удлинение 6,0 %. Сопоставимым с A356 является сплав AlMg5Si2Mn [6], где предел прочности варьируется от 255 до 298 МПа, и удлинение находится в диапазоне от 1,2 до 3,2 %. Это на порядок ниже, чем у сплава AlMg5Si2Mn + 0,2 %мас. Ti, который был отлит под высоким давлением, где удлинение может достигать 15 % [3].

Известно, что сплавы системы Al-Mg-Si относятся к группе дисперсионно-упрочняющихся сплавов и могут подвергаться термообработке для достижения необходимой комбинации свойств. Тем не менее, оптимальная температура и время гомогенизации, так же, как температура и время для искусственного старения, еще не установлены.

Эффект дополнительного легирования сплава AlMg5Si2Mn, например, Li или Ti+Zr, на формирование структуры и свойств еще не изучены в полной мере, так же как и термообработка. Из ранних работ Иосифа Фридляндера и других [7] ясно, что добавление лития к Al-Cu- или Al-Mg-сплавам может значительно улучшить их свойства одновременно с уменьшением их плотности.

В последние годы был достигнут прорыв в развитии деформируемых Al-Cu-Li- и Al-Mg-Li-сплавов. Тем не менее, ни одного литийсодержащего литого сплава еще не было разработано. Было предложено использовать литейный сплав AlMg5Si2Mn в качестве базового материала для разработки литийсодержащего литейного сплава. Твердый раствор сплава AlMg5Si2Mn содержит 2,4 %мас. Mg, (0,3-0,4) %мас. Mn и не содержит кремния. В этом случае зерна будут аналогичны Al-Mg-сплаву и добавление лития может повысить механические свойства материала.

Таким образом, целью настоящей работы является установление влияния добавок лития и Ti+Zr на микроструктуру и механические свойства Al-Mg-Si-Mn литейного сплава в литом состоянии и после термической обработки.

Методика проведения исследования. Химические составы исследуемых сплавов представлены в табл. 1. В качестве базового был выбран сплав Al5Mg2Si0,6Mn (обозначен H).

**Авторы благодарят Вышеградский фонд и Немецкую службу академических обменов (DAAD) в поддержке исследований, включенных в статью. Кроме того, авторы хотели бы поблагодарить исследовательский центр ICDAM в г. Праге, Чехии за предоставление материальной базы для проведения исследований.

Номинальный состав исследуемых сплавов

Сплав	Содержание элементов, %мас. (Al – основа)					
	Mg	Si	Mn	Li	Ti	Zr
H	5,0	2,0	0,6	–	–	–
L	-/-	-/-	-/-	1,0	–	–
T	-/-	-/-	-/-	–	0,1	0,1

Все сплавы были выплавлены в лабораторных условиях в электрической печи сопротивления с использованием графитовых тиглей. В качестве лигатур использовали AlMg50, AlSi25, AlMn26, AlLi5, AlZr10, AlTi6, в основе – алюминий высокой чистоты (A99.997). Чистый алюминий загружали в предварительно нагретый до 720 °С тигель. Когда алюминий был нагрет до 720 °С, предварительно нагретую до 350 °С лигатуру добавляли в расплав. После чего проводили дегазацию в атмосфере аргона в течение 10 минут.

Были применены два типа термообработки. Первый тип – гомогенизация, которая проводилась в электрической печи сопротивления. После гомогенизации образцы были закалены в воде комнатной температуры. Второй тип термообработки Т6, который сочетает в себе гомогенизацию при 570 °С (30 мин, 1 ч и 1,5 ч), закалку в воду комнатной температуры и искусственное старение. Искусственное старение проводилось при 175 °С в течение разного времени.

Дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК) проводили на NETZSCH DSC 404. Во время измерений ДСК образцы были защищены атмосферой аргона с расходом 75 мл · мин⁻¹. Измерения проводились в диапазоне температур от 20 до 700 °С при скорости нагрева 10 °С · мин⁻¹.

Глубокое травление проведено по стандартной методике с использованием 15%-ного водного раствора NaOH.

Образцы для микроструктурных исследований в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) получены с использованием традиционных металлографических методов. Состав фаз измерялся с помощью EDX анализа с использованием СЭМ.

Твердость измеряли по методу Бринелля (НВ), диаметр индентора 2,5 мм и нагрузка 62,5 кг. Испытания микротвердости проводили на полированных, не травленных образцах на тестере Duramin-2, HV0.05 со стандартным временем нагрузки.

Испытания на растяжение проводились на Instron 5582, в соответствии со стандартом EN ISO 6892-1. Образцы также были подготовлены в соответствии с этим стандартом.

Результаты и обсуждения

Дифференциальная сканирующая калориметрия. На рис. 1 представлены кривые изменения теплового потока в зависимости от температуры для исследуемых сплавов и коммерческих сплавов. Первый эндотермический эффект соответствует плавлению эвтектики (Al) + (Mg₂Si). Этот тепловой эффект начинается при $T_{эвт, onset} = 594 \pm 3$ °С, температура максимального теплового потока $T_{пик_1} = 602 \pm 3$ °С. Второй тепловой эффект относится к плавлению зерна α -Al. Максимум второго пика $T_{пик_2} = 621 \pm 3$ °С.

Таким образом, экспериментально было подтверждено, что начальная температура плавления сплавов Al-Mg-Si равняется 594 ± 3 °С, что на 26 °С выше, чем для сплавов системы Al-Si.

Для того, чтобы объяснить эти эффекты, данные ДСК сравнивали с фазовой диаграммой

Al-Mg₂Si (рис. 2).

ДСК основного сплава (образец H) полностью соответствуют результатам, полученным для образцов T и L, то есть добавление 0,1 %мас. Ti + 0,1 %мас. Zr и 1 %мас. Li не влияет на плавление и кристаллизацию литейных сплавов системы Al-Mg-Si-Mn.

Микроструктурные исследования. Структуры базового сплава и после легирования литием и (Ti+Zr), показаны на рис. 3. Все сплавы демонстрируют равноосную зернистую структуру и четыре фазовых компонента: твердый раствор α -Al (серый, обозначен 1); эвтектика (Al)+(Mg₂Si) (темная, обозначена 2); первичный кристалл Mg₂Si (темный, обозначен 3); Al(Mn,Fe)Si-фаза (белая, обозначена 4).

Преимущественно морфология α -Al представляет собой дендритную структуру с длинными первичными ветвями для всех трех сплавов.

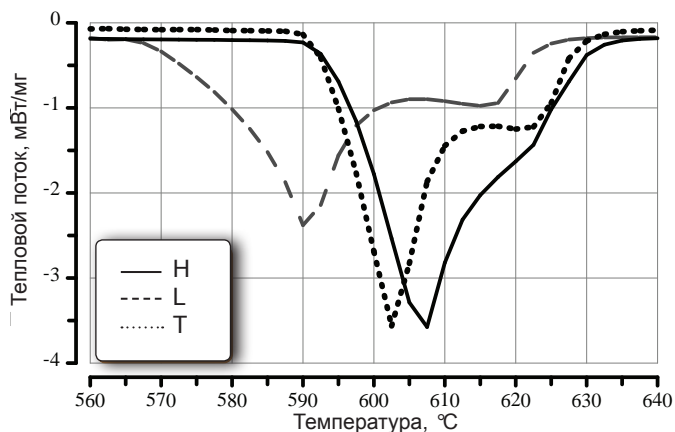


Рис. 1. ДСК кривые исследуемых и коммерческого A356 сплава

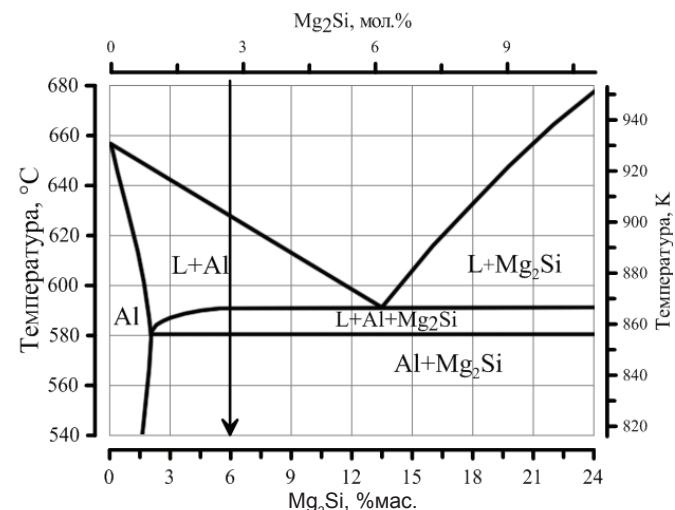


Рис. 2. Фазовая диаграмма Al-Mg₂Si

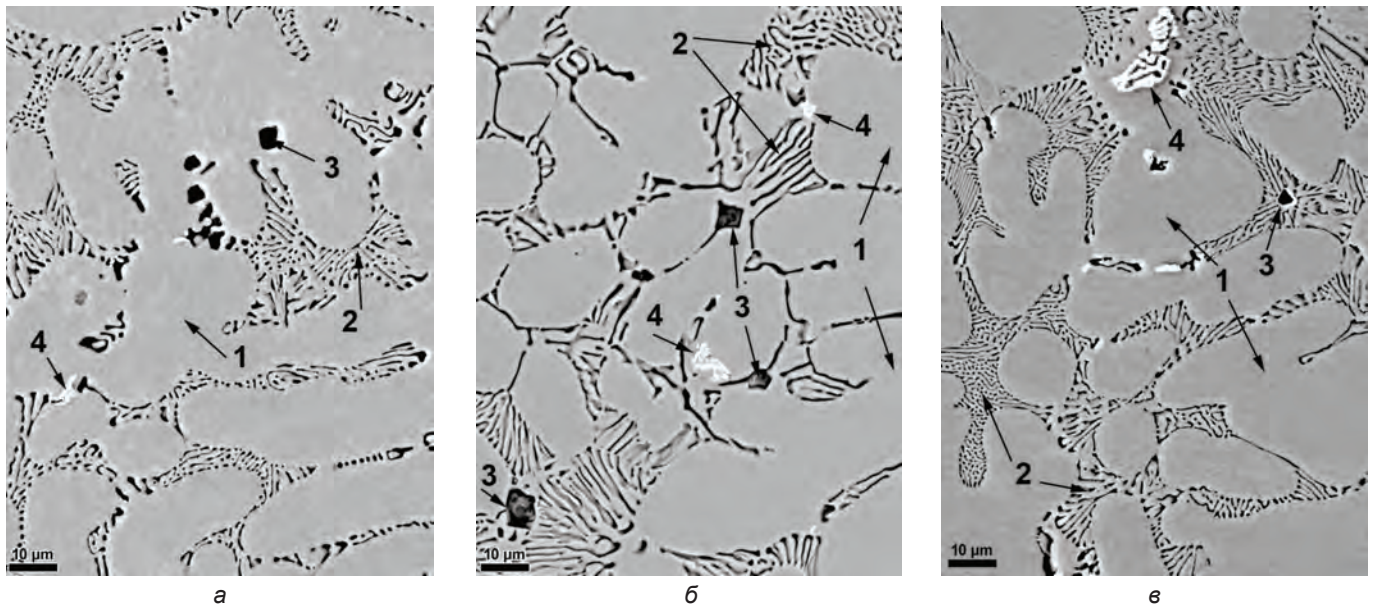


Рис. 3. Микроструктура *H* (а), *L* (б), *T* (в) сплавов в литом состоянии

Эвтектика (Al)+(Mg₂Si) имеет слоистую морфологию, где длинные пластины Mg₂Si чередуются с α-Al. Кристаллы Mg₂Si имеют правильную многогранную форму и расположены в центрах эвтектических колоний. Добавление лития приводит к модификации эвтектических ламелей, преобразуя их из пластин в волокна, что наблюдалось на глубоко травленных образцах. Добавление (Ti+Zr) несет небольшой эффект измельчения зерна. Длина ветвей дендритов в сплаве *T* меньше по сравнению с *H* и *L* сплавами.

Распределение элементов. Зерна α-Al. Несмотря на разницу в морфологии, вызванной модифицирующим эффектом лития, состав матрицы всех сплавов изменяется незначительно. Твердый раствор α-Al сплавов *L* и *T* содержит магний (табл. 2) и марганец. Содержание магния в твердом растворе было измерено в СЭМ с использованием ускоряющего напряжения 15 кВ и составило 2,44 %мас. Распределение магния между дендритными ветвями не является однородным и изменяется в диапазоне от 2,2 до 2,5 %мас. для сплава *L*, от 2,5 до 2,6 %мас. для сплава *T*.

Для всех сплавов содержание Mn в твердом растворе α-Al составляет 0,45±0,05 %мас. В сплаве *T* концентрация титана и циркония составляет 0,2 %мас. Его распределение неоднородно и достигает в некоторых точках (близких к центру дендритов ветвей) 0,33 %мас. Концентрация Si в зернах α-Al для всех сплавов было менее 0,4 %мас. Средний состав α-Al матрицы для всех образцов представлен в табл. 2.

Эвтектика. EDX спектры ламелей, исключая алюминий, показали состав эвтектических ламелей

близкий к стехиометрическому, а именно 62,5 ат.% Mg и 31,2 ат.% Si. EDX спектры в межламельных участках показали высокую концентрацию магния и кремния (табл. 3).

Таблица 3

Усредненный состав межламельного пространства

Содержание элементов, %мас.				
Al	Mg	Si	Mn	всего
80,16	12,00	7,27	0,57	100,00

Сплавы *L* и *T* представляют различную морфологию эвтектики (Al)+(Mg₂Si), тем самым доказывая, что образование эвтектики в системе Al-Mg-Si чувствительно к легирующим элементам. Эвтектика в сплаве *L* имеет волокнистую структуру [8] (рис. 4, а), а в сплаве *T* эвтектика представляет собой тонкие пластины.

Марганецсодержащая фаза. Морфология первичной марганец-содержащей фазы наблюдается в обоих сплавах *L* и *T* и представлена на рис. 3. Ее химический состав, ат.%: Al – 74,45; Mn – 15,78; Si – 4,73, Fe – 0,04, и эта фаза может быть идентифицирована как α-Al(Mn,Fe)Si, которую также можно обнаружить в коммерческих литейных алюминиевых сплавах после легирования марганцем.

Первичные кристаллы. Стехиометрический состав Mg₂Si составляет 66,7 ат.% Mg и 33,3 ат.% Si (отношение Mg/Si составляет 2,0). В разрывном образце (кристалл 1 на рис. 5, а) химический состав соответствует стехиометрическому (табл. 4). Отношение Mg/Si для глубоко протравленных образцов (кристаллы 2 и 3 на рис. 5, б-в) 1:1 для второго, и 1,3:1,0 для третьего кристалла соответственно, это связано с тем, что алюминиевые сплавы и фаза Mg₂Si, в частности, склонны к быстрому окислению.

Таблица 2

Усредненный состав твердого раствора α-Al в *H*, *L* и *T* сплавах

Сплав	Содержание элементов, %мас.						всего
	Al	Mg	Si	Mn	Ti	Zr	
<i>H</i>	96,63	2,57	0,34	0,46	–	–	100,00
<i>L</i>	96,56	2,60	0,39	0,45	–	–	100,00
<i>T</i>	96,53	2,28	0,32	0,47	0,21	0,20	100,00

Преципитаты. Наиболее интересные результаты были получены с помощью ПЭМ исследований

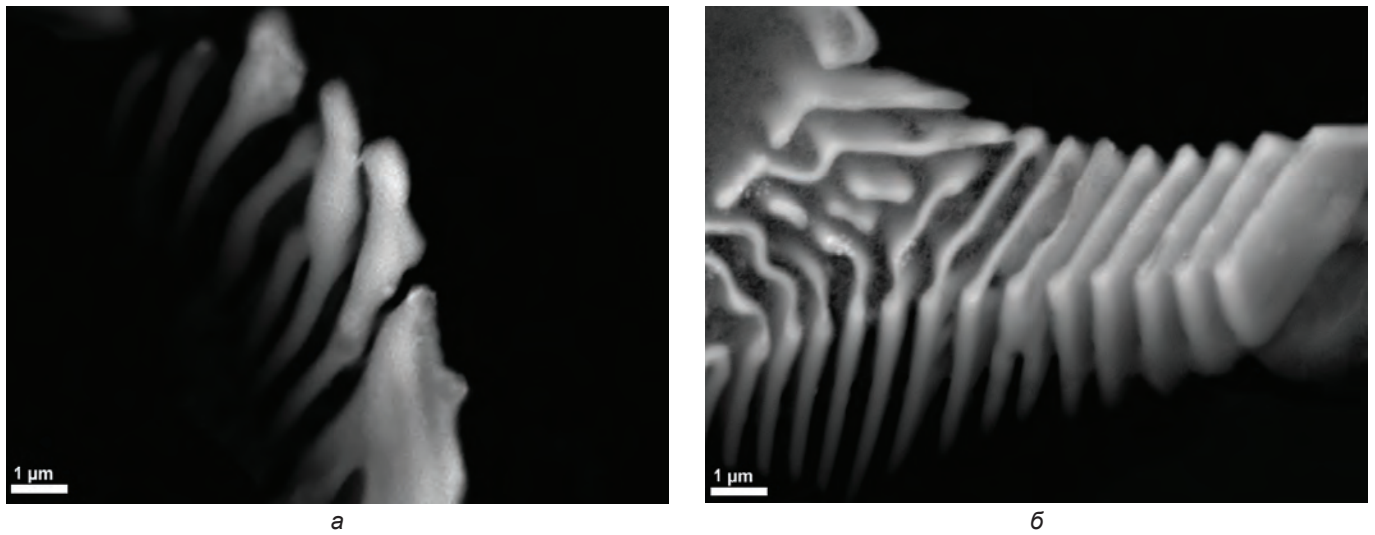


Рис. 4. Морфология эвтектики (Al)+(Mg₂Si) в сплавах L (а) и T (б)

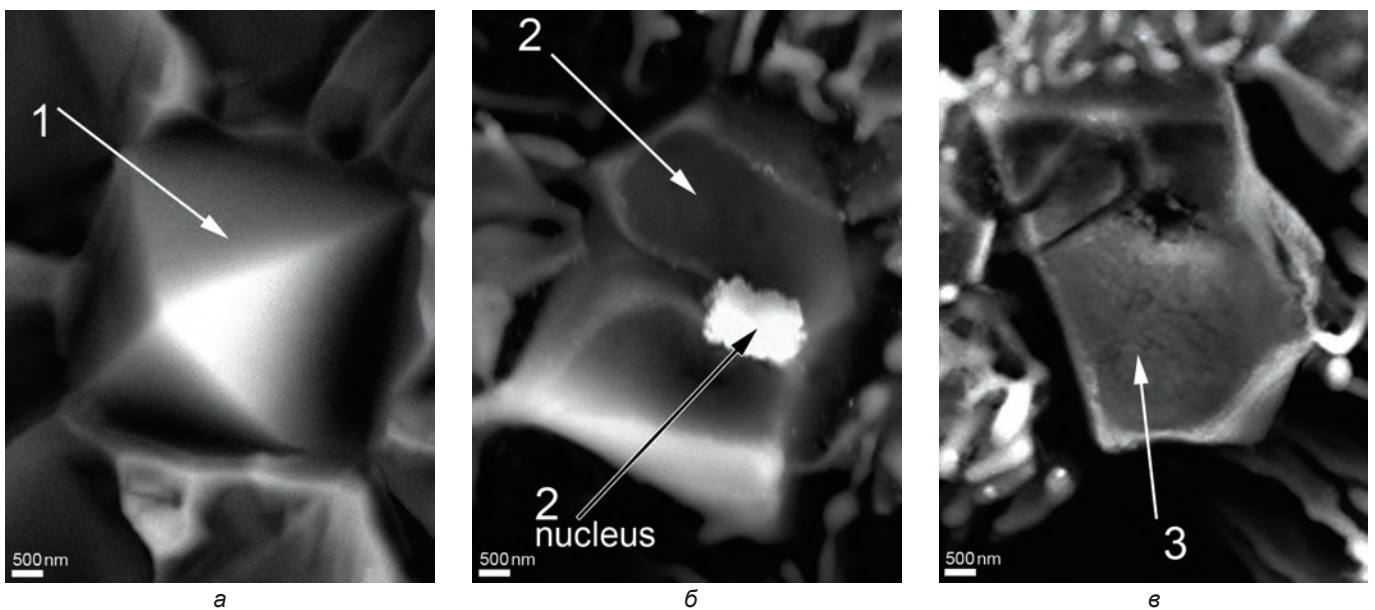


Рис. 5. Морфология первичного кристалла Mg₂Si в сплаве AlMg5Si2Mn: разлом сплава T (а), глубоко травленный сплав T (б), глубоко травленный сплав L (в)

Таблица 4

Состав первичного кристалла Mg₂Si в L и T сплавах

Спектр	Содержание элемента, %мас.								
	O	Mg	Si	Mn	Ti	Zr	Al	остальное	всего
1	1,43	60,03	35,20	0,14	–	–	2,88	0,32	100,00
2	31,65	33,17	31,55	–	–	–	3,64	–	100,00
2 (nucleus)	33,71	13,92	10,73	0,95	28,31	1,32	2,79	5,35	100,00
3	31,76	33,98	25,20	–	–	–	9,05	–	100,00

сплавов AlMg5Si2Mn, как показано на рис. 6. Основной задачей было проанализировать состав твердого раствора и выявления precipitates, образуемых в процессе перераспределения компонентов в твердом растворе. Установлено, что в Al-Mg-Si-сплавах перераспределение компонентов пересыщенного твердого раствора происходит в процессе старения (последовательность выпадения precipitates SSSS → GP-I → β[~] → β' → β-Mg₂Si, где SSSS – это перенасыщенный твердый раствор и GP-I – зоны Гинье-Престона). Эта последователь-

ность также верна и для A356 сплава, где SSSS состоит из кремния и магния.

Твердый раствор в зерне содержит пластинчатые частицы, которые могут быть распознаны лучше всего на рис. 6, а. Здесь более 10 пластин, вытянутых и выровненных в горизонтальном направлении. С левой стороны они присоединены к изогнутой линии, которая может быть определена как дислокация.

В работе [9] было показано, что эти частицы образуются после естественного старения в результате гетерогенного зародышеобразования на дислокации.

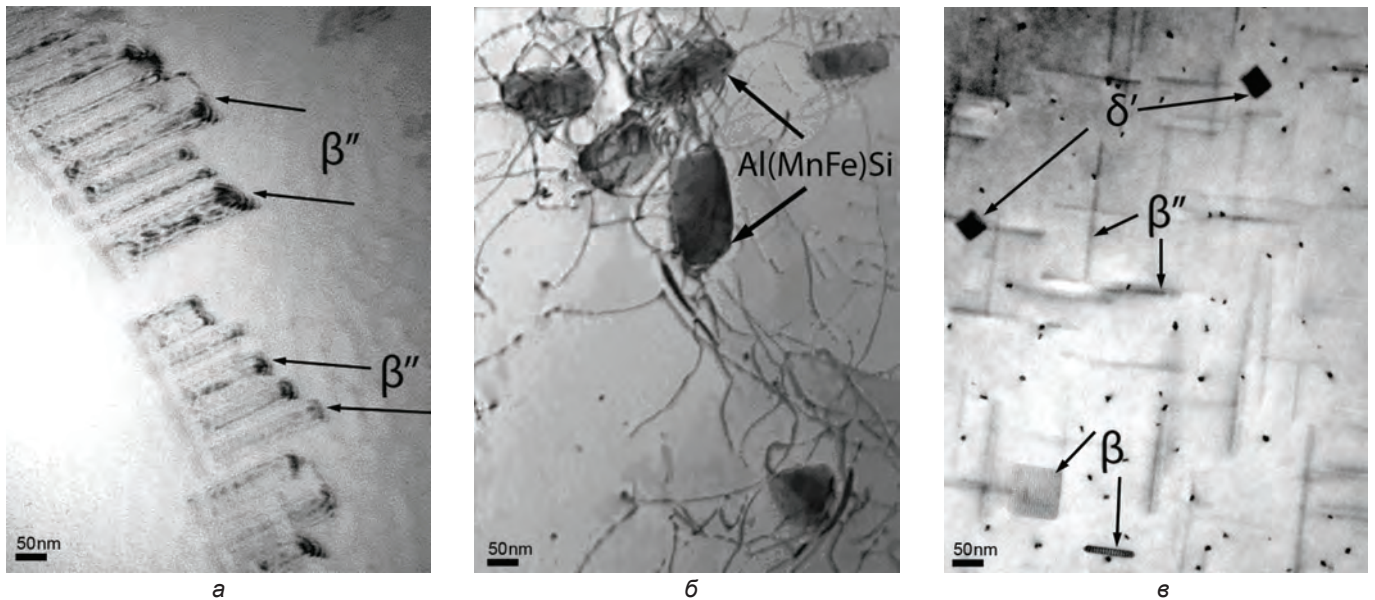


Рис. 6. ПЭМ изображения precipитатов в сплаве AlMg5Si2Mn: литое состояние (а); после гомогенизации(б); сплав L после старения (в)

Они должны быть частицами β' - Mg_9Si_5 -фазы. Точный химический состав этого precipитата не может быть измерен, потому что пластины настолько тонки, что окружающий материал матрицы влияет гораздо больше на спектр EDX, чем precipитат. Хотя спектры, обнаруженные в таких областях, указали на обогащенность магнием и кремнием. Авторы [9] описали прямую зависимость плотности частиц от числа дислокаций.

Исследование сплавов после гомогенизации указывает на отсутствие частиц β' - Mg_9Si_5 (рис. 6, б), что доказывает их растворение. Но искусственное старение при 175 °С вновь приводит к их формированию (рис. 6, в).

На рис. 6, в показаны три вида морфологии precipитатов. Первый – длинные иглы, лежащие в перпендикулярных направлениях и помечены как β'' . Второй тип precipитатов это квадратной формы пластины, и они могут быть идентифицированы как

β' - Mg_2Si -частицы. Эти precipитаты случайным образом распределены в матрице и имеют средние размеры около 25x25 нм. EDX анализ кубовидной частицы показывает, что они обогащены Mg и Si. Омори и другие авторы работы [10] отметили, что частицы в виде прямоугольных параллелепипедов могут сформироваться при декомпозиции кремния в твердом растворе. Третий тип precipитатов представляет собой тетрагональные частицы помечены как δ' . Исходя из того, что сплав L, легированный литием, эти осадки могут быть идентифицированы как δ' - Al_3Li -фаза Эти precipитаты формируются вдоль (111) алюминия и полностью когерентны с α -Al-матрицей.

Механические испытания. Результаты измерений твердости и испытаний на растяжение приведены на рис. 7 и в табл. 5. Можно ожидать, что твердость протестированных сплавов должна изначально расти и затем постепенно уменьшаться за счет роста

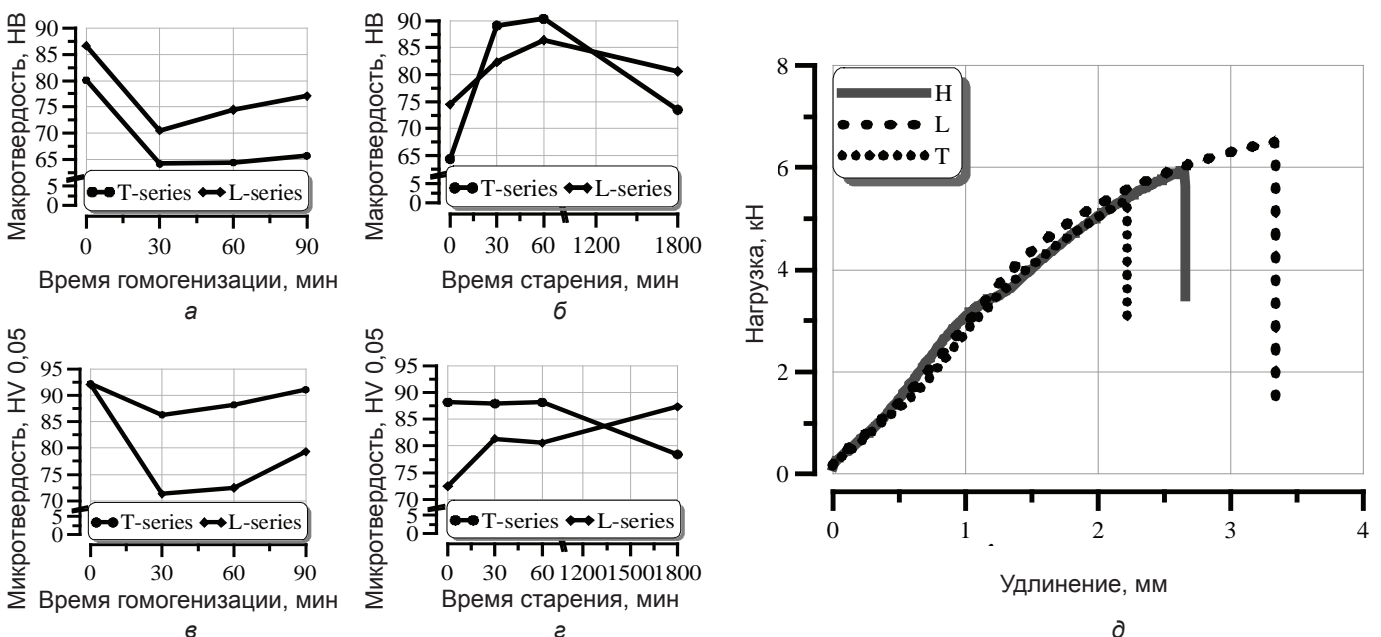


Рис. 7. Механические свойства литейного сплава AlMg5Si2Mn: твердость (а, б), микротвердость (в, г), кривые растяжения (д)

β -преципитатов и потере их когерентности с алюминиевой матрицей. Эта тенденция наблюдается для всех упрочняемых алюминиевых сплавов, как для Al-Mg-Si или Al-Si-Mg-сплавов.

Гомогенизация даже в течение 30 мин. приводит к значительному снижению обоих значений HB и HV0.05. Дальнейшая выдержка ведет к последующему снижению твердости. Наблюдаемое снижение твердости является результатом двух процессов, которые одновременно происходят при нагревании. Первый – это сфероидизация эвтектики. Чем выше температура термообработки, тем она быстрее приводит к дезинтеграции ламелей на более мелкие сегменты и эффекту сфероидизации. Второй процесс представляет собой растворение β ''-преципитатов, образующихся в процессе естественного старения.

Через 30 мин. искусственного старения, наблюдаются повышение HB и HV0.05 во всех исследуемых сплавах. После 90 мин. старения, твердость и микротвердость достигла максимума в сплавах L и T. Длительное старения до 1800 мин. показало небольшое снижение HB для сплавов L и T. Такая же зависимость и у микротвердости.

Прочностные свойства исследуемых сплавов перечислены в табл. 5. Видно, что свойства улучшаются в модифицированных сплавах. Для базового сплава H, значение предела текучести составляет 117 МПа, легирование Ti+Zr поднимают этот показатель на 15 %, а литием на 28 % соответственно. Из рис. 7, 8

и табл. 5, видно, что литий оказывает положительное влияние на прочность при разрыве и удлинении, в отличие от Ti-добавки.

Выводы

Результаты ДСК базового сплава полностью соотносятся с результатами, полученными для образцов T и L. Это показывает, что добавление легирующих элементов не влияет на тип плавления и кристаллизацию литейных сплавов системы Al-Mg-Si-Mn.

Рабочая температура деталей из сплава AlMg5Si2Mn может быть выше, по меньшей мере на 20 °C по сравнению с A356.

В литом состоянии микроструктура Al-Mg-Si-Mn сплава состоит из трех фаз: зерен твердого раствора α -Al, эвтектики (Al)+(Mg₂Si) и первичных кристаллов Mg₂Si. α -Al проявляет дендритную морфологию с хорошо развитыми ветвями. Эвтектика состоит из ламелей пластинчатой морфологии и первичных кристаллов Mg₂Si.

Выравнивание преципитатов вдоль дислокаций показывает, что основным механизмом их образования является гетерогенное зародышеобразование на дислокациях в процессе старения сплавов.

Оба сплава AlMg5Si2Mn+Li и AlMg5Si2Mn+(Ti+Zr) показали аналогичные результаты по макро- и микротвердости. Механические испытания доказывают, что гомогенизация уменьшает твердость исследуемых

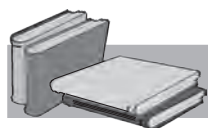
сплавов в связи с дезинтеграцией ламелей Mg₂Si, уменьшением содержания легирующих элементов в твердом растворе.

Искусственное старение приводит к увеличению твердости сплава. Оптимальные значения макро- и микротвердости были достигнуты через 30-60 мин. старения.

Таблица 5

Результаты твердости, микротвердости и тестов на растяжение

Сплав	Микротвердость HV _{0,05}	Твердость, HB	Предел прочности R _m , (МПа)	Предел текучести R _{p0,2} , (МПа)
H	73	76	211	117
L	92	87	227	163
T	92	80	190	138



ЛИТЕРАТУРА

1. New developments in heat resistant aluminum casting materials / K. Eigenfeld, A. Franke, S. Klan, H. Koch, B. Lenczowski, B. Pflege // Casting plant and Technology International. – Vol. 4. – 2004. – P. 4-9.
2. Optimizing the Heat Treatment of a ductile AlMgSi-alloy / T. Petkov, D. Kunstner, T. Pabel, C. Kneibl, P. Schumacher // Giesserei-Rundschau, Vol. 59. – 2012. – P. 194-200.
3. Development of a super ductile die cast Al-Mg-Si alloy / S. Ji, D. Watson, Z. Fan, M. White // Materials Science and Engineering. – Vol. 556. – October 2012. – P. 824-833.
4. Wuth M. C., Koch H., Franke A. J. Production of steering wheel frames with an AlMg5Si2Mn alloy // Casting Plant and Technology International. – Vol.16. – № 1. – 2000. – P. 12-24.
5. Shabestari S. G., Shahri F. Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy // Journal of Material Science. – Vol. 39. – 2004. – P. 2023-2032.
6. Pirš J., Zalar A. Investigations of the distribution of elements in phases present in G-AlMg5Si cast alloy with EDX/WDX spectrometers and AE // Microchimica Acta. – Vol. 101. – №.1-6. – 1990. – P. 295-304.
7. Fridlyander J. N., Bratukhin A. G., Davydov V. G. Soviet Al-Li Alloys of Aerospace Application, Aluminum-Lithium // Proceedings of the Sixth International Aluminum-Lithium Conference in Garmisch-Partenkirchen, PETERS, M. and WINKLER, P.-J. eds., Germany. – Vol. 1. – 1991. – P. 35-42.
8. Razaghian A., Bahrami A., Emamy M. The influence of Li on the tensile properties of extruded in situ Al-15%Mg2Si composite, Materials Science and Engineering A. – 532 (2012). – P. 346-353.
9. Microstructure characterization of AlMg5Si2Mn casting alloy / V.Boyko, T. Link, N. Korzhova, K. Mykhalenkov // Materials Science and Technology (MS&T) 2013, October 27-31, Montreal, Quebec, Canada, 2013. – P. 1331-1338.
10. Ohmori Y., Doan L. C., Nakai K. Aging process in Al-Mg-Si alloys during continuous heating, in: Materials Transactions. – Vol. 43. – 2002. – P. 246-255.

Анотація

Прач Е. Л., Трудоношин А. І., Бойко В. В., Михаленков К. В.

Розробка нових ливарних сплавів системи Al-Mg-Si-Mn с домішками 1,0 %мас. Li і 0,1 %мас. Ti + 0,1 %мас. Zr

Запропоновано нові ливарні сплави на основі системи Al-Mg-Si. Структура сплаву AlMg5Si2Mn, що містить 1,0 %мас. Li і 0,1 %мас. Ti+0,1 %мас. Zr, була досліджена за допомогою диференціальної скануючої калориметрії, скануючої і провідючої електронної мікроскопії. Виявлено, що додавання літію викликає модифікацію евтектичних ламелей (Al) + (Mg₂Si), робить їх тонше, при цьому міжламельна відстань збільшується. Додавання Ti + Zr не змінює морфологію евтектики, але набагато зменшує розмір дендритів α-Al. Гомогенізація досліджуваних сплавів при 570 °С призводить до дезінтеграції ламелей Mg₂Si. Отримані результати показали, що термічна обробка AlMg5Si2Mn покращує її механічні властивості.

Ключові слова

алюміній, ливарні сплави, евтектика, мікроструктура, межа міцності, межа текучості

Summary

Prach E. L., Trudonoshin A. I., Boyko V. V., Mihalenkov K. V.

Development of new casting alloys of the system Al-Mg-Si-Mn with additions 1,0 ace. Li and 0,1 ace. Ti, 0,1 ace. Zr

In this paper it was proposed to design new casting alloys on the base of the Al-Mg-Si system. Structure of AlMg5Si2Mn alloy containing 1.0 wt.% Li and 0.1 wt.% Ti+0.1 wt.% Zr alloys was investigated by differential scanning calorimetry, scanning and transmission electron microscopy. It was observed that addition of Li causes modification of (Al)+(Mg₂Si) eutectic lamellas making them thinner and interlamella distance becomes larger. Ti+Zr addition does not change eutectic morphology but strongly reduces the size of α-Al dendrites. Homogenization of studied alloys at 570 °C results in disintegration of Mg₂Si lamellas. Obtained results showed that heat treatment of AlMg5Si2Mn improves its mechanical properties.

Keywords

aluminum, casting alloys, eutectic, microstructure, tensile strength, yield strength

Поступила 16.06.14

Ежемесячный научно-технологический журнал

«Металл и литье Украины»

предлагает разместить на своих страницах рекламу:

новых технологий; оборудования и изделий; методик и материалов;

предлагаемых товаров и услуг;

информацию об обучении, выставках, конференциях

и другую полезную информацию.