

УДК 621.746

DOI dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-4-10

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ СОСТАВОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК7ч

© 2015 г. **А.П. Зыкова, Л.А. Казанцева, И.А. Курзина,
В.Х. Даммер, А.В. Чумаевский**

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Национальный исследовательский Томский государственный университет

Научно-производственный центр «Полюс», г. Томск

Томский государственный архитектурно-строительный университет

Статья поступила в редакцию 20.02.14 г., доработана 12.05.14 г., подписана в печать 23.06.14 г.

Приведены результаты экспериментальных исследований Al–Si-сплава АК7ч до и после модифицирования следующими составами: 1) промышленным модификатором K_2ZrF_6 ; 2) модифицирующей смесью на основе оксидов тугоплавких металлов и криолита; 3) зарубежным флюсом «Arsal 2120». Установлено, что модифицирование сплава АК7ч приводит к равномерному распределению эвтектики (α -Al + β -Si), структурных составляющих, уменьшению кристаллов кремния в среднем в 1,5–2,0 раза, измельчению и изменению формы Fe-содержащих фаз. Показано, что для всех модифицированных образцов характерно увеличение относительного удлинения в 2 и более раз, при этом временное сопротивление разрыву, твердость и плотность отливок для всех образцов различны и носят неоднозначный характер.

Ключевые слова: сплав АК7ч, модифицирование, железосодержащие фазы, механические свойства.

Для цитирования: Зыкова А.П., Казанцева Л.А., Курзина И.А., Даммер В.Х., Чумаевский А.В. Влияние модифицирующей способности различных составов на микроструктуру и свойства сплава АК7ч // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 5. С. 4–10. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-4-10.

Zykova A.P., Kazantseva L.A., Kurzina I.A., Dammer V.Kh., Chumaevskii A.V.

Influence of the modifying ability of various compositions on the microstructure and properties of the AK7ch alloy

The results of experimental studies of the AK7ch Al–Si alloy before and after modifying with compositions—(i) the K_2ZrF_6 industrial modifier, (ii) modifying mixture based on oxides of refractory metals and cryolite, and (iii) the «Arsal 2120» foreign flux – are presented. It is established that modification of the AK7ch alloy leads to the uniform distribution of eutectics (α -Al + β -Si), structural components, decrease in silicon crystals by a factor of 1,5–2,0 on average, refining, and variation in shape of Fe-containing phases. It is shown that an increase in relative elongation by a factor of 2 and more is characteristics for all modified samples, and the tensile strength, hardness, and density of casts for all the samples are different and has an ambiguous character.

Keywords: AK7ch alloy, modification, iron-containing phases, mechanical properties.

Citation: Zykova A.P., Kazantseva L.A., Kurzina I.A., Dammer V.Kh., Chumaevskii A.V. Vliyanie modifitsiruyushchei sposobnosti razlichnykh sostavov na mikrostrukturu i svoystva splava AK7ch. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. No. 5. P. 4–10.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-4-10.

Зыкова А.П. — мл. науч. сотр. хим. фак-та Нац. исслед. Томского гос. ун-та (634050, г. Томск, пр. Ленина, 36), аспирант кафедры наноматериалов и нанотехнологий Национального исслед. Томского политех. ун-та (634050, г. Томск, пр. Ленина, 30). Тел.: (3822) 20-04-19. E-mail: zykovaap@mail.ru.

Казанцева Л.А. — студентка хим. фак-та Нац. исслед. Томского гос. ун-та. E-mail: lyudmilka-malinka@mail.ru.

Курзина И.А. — докт. физ.-мат. наук, доцент кафедры наноматериалов и нанотехнологий Нац. исслед. Томского политех. ун-та, зав. лабораторией каталитических исследований Нац. исслед. Томского гос. ун-та. E-mail: kurzina99@mail.ru.

Даммер В.Х. — канд. техн. наук, гл. металлург Научно-производственного центра «Полюс» (634041, г. Томск, пл. Кирова, 2). Тел.: (3822) 55-46-94.

Чумаевский А.В. — ассистент кафедры общего материаловедения и технологии композиционных материалов Томского государственного архитектурно-строительного университета (634003, г. Томск, пл. Соляная, 2). E-mail: tch7av@gmail.com.

Введение

Использование в промышленности (строительстве, транспорте, авиастроении и т.д.) алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов становится все более разнообразным. Среди литейных сплавов на основе алюминия особый интерес представляют сплавы системы Al—Si (силумины), которые характеризуются хорошими литейными, а также технологическими и механическими свойствами. Известно [1, 2], что наличие в сплаве таких примесей, как Fe и Si, образующих нерастворимые в α -твердом растворе фазы, приводит к снижению его пластичности, вязкости разрушения и т.д. При формировании эвтектики кремний, как правило, выделяется в виде грубых кристаллов игольчатой и пластинчатой формы, что способствует ухудшению эксплуатационных характеристик изделий. Содержание Fe в сплаве системы Al—Si также является причиной резкого снижения механических и эксплуатационных свойств отливок, так как Fe-содержащие фазы имеют грубокристаллическое строение и отрицательно сказываются в первую очередь на относительном удлинении сплава [3]. Вредное влияние Fe-содержащих фаз может быть уменьшено снижением их доли до 0,1—0,3 об.%, а также путем повышения дисперсности кремниевой эвтектики и Fe-содержащих фаз за счет модифицирования сплава [2, 4]. Металлургические методы модифицирования являются важнейшим технологическим этапом в процессе производства Al—Si-сплавов и используются для улучшения структуры, создания сплавов с набором заданных свойств, получаемых за счет измельчения структурных составляющих литого сплава, α -Al твердого раствора, первичных кристаллов кремния и эвтектики.

В настоящее время металлургическому модифицированию Al—Si-сплавов, в частности АК7ч, посвящено много работ [3, 5—8]. Представлены экспериментальные данные по модифицированию силуминов составами различных солей, стронцием, серой, фосфором, никелем и т.д. В производственных условиях машиностроительных предприятий в основном применяют флюсы на основе солей натрия, калия и фторцирконат калия (K_2ZrF_6), которые обеспечивают одновременное рафинирование и модифицирование расплава, вызывая сильное измельчение зерна [5]. Зачастую литейные цеха используют зарубежные флюсы и модифицирующие составы, стоимость которых значительно превышает

русские аналоги. Актуальным направлением в области модифицирования является также применение ультрадисперсных частиц различных химических составов [9, 10]. При таком модифицировании частицы порошка, благодаря малому размеру, хорошо усваиваются расплавом, равномерно распределяются по объему и в дальнейшем становятся центрами кристаллизации [7]. В работах [11, 12] показано, что использование тугоплавких частиц в качестве модификаторов приводит к значительному измельчению структурных составляющих, повышению механических свойств и уменьшению количества литейного брака. Однако вопросы, связанные с влиянием ультрадисперсных модификаторов на изменение структуры, фазового состава и механических свойств силуминов, остаются малоизученными и открытыми. Поэтому целью работы являлось изучение влияния модифицирующей смеси на основе ультрадисперсных оксидов тугоплавких металлов и криолита на структурно-фазовое состояние и механические характеристики сплава АК7ч в сравнении с промышленным и зарубежным модификаторами.

Материалы и методы исследований

Объектом исследования был сплав марки АК7ч (химический состав — по ГОСТ 1583-93). В качестве исходных шихтовых материалов использовали алюминий марки А7 (ГОСТ 11069-2001), сплав АК12пч (ГОСТ 1583-93) и магний МГ95 (ГОСТ 1583-93). Плавку проводили в печах САТ-0,25 в стальных тиглях по принятой на предприятии технологии [13]. Образцы для механических испытаний отливали в кокиль по ГОСТ 1583-93. Термообработку осуществляли по режиму Т2 согласно ГОСТ 1583-93.

При модифицировании сплава АК7ч применяли модифицирующие смеси (МС) различного химического состава (табл. 1):

- промышленный модификатор K_2ZrF_6 (обр. А-2);
- МС на основе ультрадисперсных порошков (УДП) оксидов тугоплавких металлов и криолита, полученных плазмохимическим методом, с размером частиц $d_{cp} = 0,7$ мкм) (обр. А-3);
- зарубежный флюс «Arsal 2120» (обр. А-4).

Контрольным образцом служил немодифицированный образец (А-1) сплава АК7ч.

Для изучения структурно-фазового состава Al—Si-образцов использовали рентгенофазовый анализ (РФА) и растровую электронную микроскопию (РЭМ). Исследования методом РФА проводили на

Таблица 1
Состав и количество используемых модифицирующих смесей

Образец	Количество МС в расплаве, мас. %	Тип и химический состав МС (мас. %)
A-1	0	—
A-2	0,2	Промышленный модификатор K_2ZrF_6
A-3	0,4	МС на основе УДП оксидов тугоплавких металлов и криолита (46,5 F; 14,3 O; 11,6 Na; 9,6 Al; 6,7 Zr; 5,8 Ti; 3,3 K; 2,2 Ca)
A-4	0,2	Зарубежный флюс «Arsal 2120» (20,9 O; 20,2 Cl; 19,8 F; 18,8 Na; 14,4 K; 2,9 S; 2,3 Si; 0,4 Mg; 0,1 Al; 0,1 Ca; 0,03 Cr; 0,04 Br; 0,02 Fe; 0,01 P)
A-5	1,0	Смесь 0,5 % МС на основе УДП оксидов тугоплавких металлов и криолита + 0,5 % флюса «Arsal»

рентгеновском дифрактометре «Shimadzu XRD6000» (Нано-Центр ТПУ, г. Томск) при напряжении 40 кВ и анодном токе 30 мА с использованием CuK_{α} -излучения ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). В РЭМ-исследованиях применяли электронный микроскоп «Vega II LMU», совмещенный с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа (РЭДМА) «INCA Energy 350» (ЦКП ТГУ, г. Томск). Механические испытания на растяжение осуществляли на разрывной машине УММ-5 (НПП «Полюс», г. Томск). Плотность измеряли на пикнометре «Ultrapycnometer 1000» (Нано-Центр ТПУ, г. Томск).

Результаты и их обсуждение

Исследования структурно-фазового состояния

Качество отливок оценивали по дендритной структуре, размеру кремниевых пластин, локализации примесей и механическим свойствам. Микроструктура всех исследуемых отливок состояла из дендритов α -Al и расположенной в междендритных пространствах эвтектики (α -Al + β -Si) (рис. 1). По данным РФА, образцы представляли собой твердый раствор α -Al, в котором содержатся фазы β -Si, α -(AlFeSi) и β -(Al₅FeSi) (рис. 2). Результаты РФА подтверждаются исследованиями РЭМ, по данным которой фазы α -(AlFeSi) и β -(Al₅FeSi) хорошо просматриваются в режиме обратно рассеянных электронов (фазового контраста, см. рис. 1, e–к). Кроме того, при съемке на РЭМ был проведен РЭДМА в локальных точках различных фаз и рассчитан теоретический химический состав, который соответствует данным РФА.

В структуре отливки исходного образца A-1 пре-

жде всего обращают на себя внимание ярко выраженные скопления эвтектики (α -Al + β -Si) и разнотернистость дендритов α -Al, которая лежит в пределах ~13÷93 мкм (см. рис. 1, a, e). Средний размер дендритов α -Al составляет ~31 мкм, кристаллов Si — 12,5 мкм (рис. 3). Фаза α -(AlFeSi) кристаллизуется в виде тонких прожилок скелетообразной формы с размером отдельных элементов ~15 мкм, а фаза β -(Al₅FeSi) имеет форму грубодисперсных пластин длиной ~70 мкм (см. рис. 1, e). При проведении локального РЭДМА было также установлено, что в твердом растворе α -Al в небольших количествах присутствуют Si, Cu и Zn, а в фазах α -(AlFeSi) и β -(Al₅FeSi) — примеси Ni, Zn, Cu, Mg и Mn.

Введение в сплав АК7ч модифицирующих составов (см. табл. 1) оказывает существенное влияние на формирование структуры исследуемых образцов. При использовании промышленного модификатора K_2ZrF_6 (0,2 мас. %) наблюдаются отсутствие скопленных эвтектики (α -Al + β -Si) и сокращение диапазона размеров кристаллов Si в 2 раза (~11÷40 мкм). По сравнению с исходным образцом A-1 средний размер кристаллов Si в обр. A-2 уменьшился более чем в 3 раза и составил ~3,6 мкм (см. рис. 3). Изменился и характер распределения и формирования фаз α -(AlFeSi) и β -(Al₅FeSi). На рентгенограмме эти фазы не обнаруживаются. По данным РЭМ, в режиме фазового контраста видно, что Fe-содержащие фазы присутствуют, что также подтверждается спектрами РЭДМА. Однако установить тип фазы не представляется возможным, и требуются дополнительные исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Размер Fe-содержащих фаз уменьшился и составил ~23 мкм. При проведении РЭДМА также установлено, что в Fe-содержащих фазах присутствуют примеси Ni, F, Mg, Mn и С.

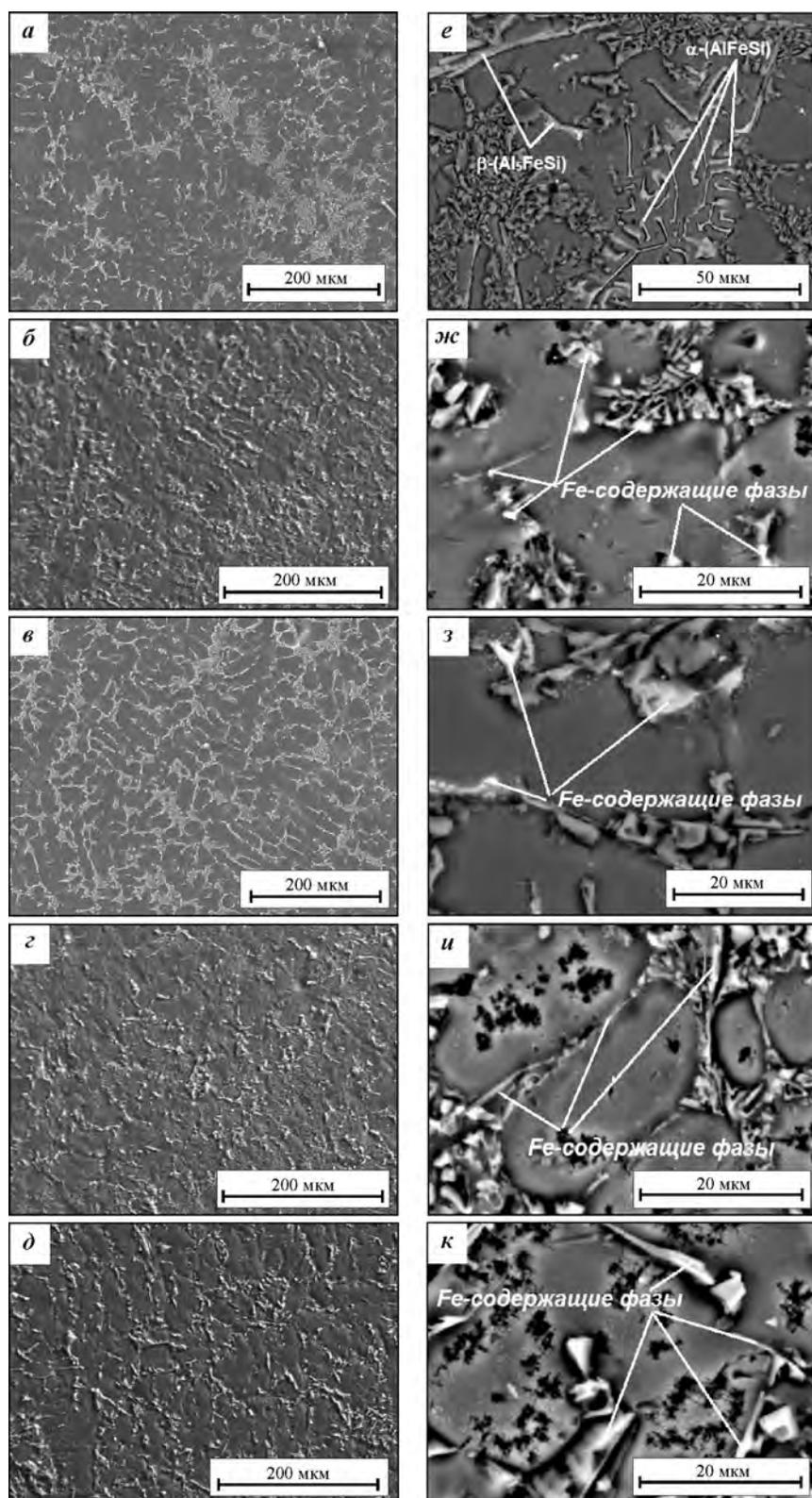


Рис. 1. Микроструктура сплава АК7ч

a, e – исходный образец; *б, ж* – 0,2 % K_2ZrF_6 ; *в, з* – 0,4 % УДП оксидов тугоплавких металлов и криолита; *г, и* – 0,2 % флюса «Arsal 2120»; *д, к* – 0,5 % УДП оксидов тугоплавких металлов и криолита + 0,5 % флюса «Arsal 2120»

a–д – режим вторичных электронов; *e–к* – режим отраженных электронов

Микроструктура образца *A-3* (см. рис. 1, *в, з*) после введения 0,4 мас.% МС на основе УДП оксидов металлов и криолита также состоит из слаборазветвленных дендритов α -Al и расположенной в междендритных пространствах эвтектики (α -Al + β -Si) и на первый взгляд не отличается от исходного образца *A-1*. Анализ структурных составляющих обр. *A-3* показал, что размеры дендритов α -Al не изменились и составляют ~31 мкм (см. рис. 3). Средний размер кристаллов Si уменьшился до ~8,9 мкм, что существенно ниже по сравнению с исходным образцом *A-1* (см. рис. 3). По данным РЭМ и РЭДМА, при просмотре образцов в режиме фазового контраста видно, что Fe-содержащие фазы присутствуют, но их размер и форма значительно изменились (см. рис. 1, *з*) – так, величина $d_{ср}$ снизилась до ~15 мкм. На рентгенограмме эти фазы также не обнаруживаются, т.е. их содержание очень мало, поэтому однозначно интерпретировать их не представляется возможным. По результатам РЭДМА, в Fe-содержащих фазах присутствуют такие примеси, как Mn, Ni, Cu, Mg, а в некоторых случаях и C, что указывает на возможность образования карбидов. В твердом растворе α -Al, так же как и в исходном образце, присутствуют Si, Cu и Zn, причем содержания элементов в обр. *A-1* и *A-2* практически совпадают, – это свидетельствует о том, что введение МС не сказалось на твердом растворе α -Al, но повлияло на размер кристаллов Si, форму и размер Fe-содержащих фаз.

При модифицировании сплава АК7ч зарубежным флюсом «Arsal 2120» («Schafer», Германия) в количестве 0,2 мас.% также на-

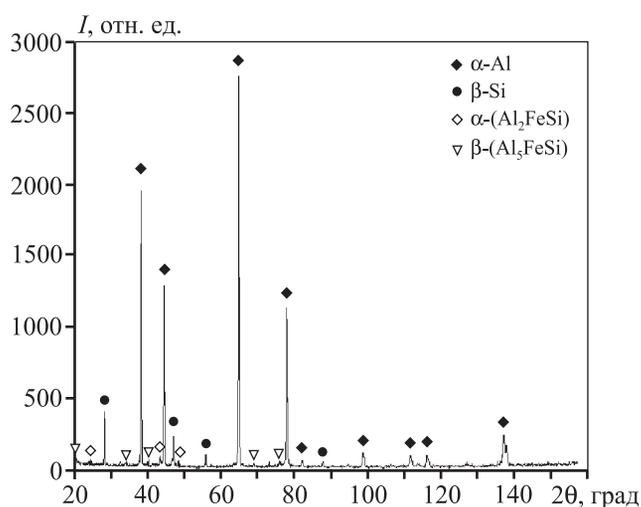


Рис. 2. Рентгенограмма исходного сплава АК7ч

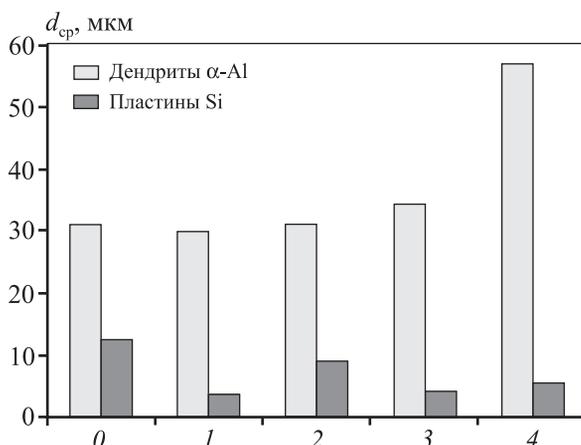


Рис. 3. Гистограмма распределения средних размеров дендритов α -Al и кристаллов Si при использовании различных модифицирующих составов
 0 – исходный образец; 1 – 0,2 % K_2ZrF_6 ; 2 – 0,4 % УДП оксидов тугоплавких металлов и криолита; 3 – 0,2 % флюса «Arsal 2120»; 4 – смесь 0,5 % УДП + 0,5 % «Arsal 2120»

блюдаются значительное измельчение кристаллов Si, изменение формы и размера Fe-содержащих фаз (см. рис. 1, г, и). Распределение размеров Si лежит в пределах $\sim 1\div 20$ мкм, что существенно ниже по сравнению с другими образцами, при этом $d_{cp} \sim 4$ мкм (см. рис. 3). Размер дендритов α -Al составляет ~ 35 мкм, что сравнимо с другими образцами (см. рис. 3). Fe-содержащие фазы α -(AlFeSi) и β -(Al₅FeSi), так же как и в других модифицированных образцах, формируются в виде пластин различной длины, средний размер составляет ~ 26 мкм. По данным РЭМ, как и в предыдущих случаях, установить тип Fe-содержащих фаз не представлялось возможным. Анализ спектров РЭДМА показывает, что в Fe-со-

держащих фазах присутствуют Mn, Mg и, в некоторых случаях, C.

На основе экспериментальных данных, полученных для образцов А-3 и А-4, было принято решение приготовить смесь из модификаторов в соотношении 50 : 50 и модифицировать ею сплав АК7ч. Микроструктура отливок после введения МС, состоящей из 0,5 % УДП на основе тугоплавких частиц оксидов металлов и криолита и 0,5 % зарубежного флюса «Arsal 2120», характеризуется увеличением размеров дендритов α -Al и снижением размеров кристаллов Si и Fe-содержащих фаз. У дендритов α -Al $d_{cp} \sim 57$ мкм, что в 1,5 раза больше по сравнению со всеми образцами, при этом у кристаллов Si $d_{cp} \sim 5,5$ мкм, т.е. стал меньше. Так же как и в других модифицированных образцах, методами РФА и РЭДМА установить тип Fe-содержащих фаз не представлялось возможным. В обр. А-5 они формируются в виде грубодисперсных пластин со средним размером ~ 36 мкм. По данным спектров РЭДМА, в Fe-содержащих фазах присутствуют примеси Mn, Mg, F, Ni и C.

Экспериментальные данные показывают, что после модифицирования во всех образцах изменилась форма Fe-содержащих фаз и уменьшились их содержание и размер. Это объясняется тем, что данные фазы имеют ковалентный тип межатомных связей, а введение в расплав МС, содержащих различные элементы, обуславливает растворение атомов элементов в растущем кристалле Fe-содержащей фазы и тем самым ослабление ковалентной связи. За счет этого уменьшается ориентирующий рост кристалла при соприкосновении с жидкой фазой. В работе [14] показано, что если обеспечить мелкодисперсное формирование Fe-содержащих фаз, то они могут выступать в качестве упрочняющей фазы.

Исследования механических свойств

Известно, что силумины с грубоигольчатой эвтектикой вследствие большой хрупкости кремния и наличия Fe-содержащих фаз характеризуются невысокими механическими свойствами [4]. В табл. 2 приведены результаты исследований механических свойств отливок, полученных при модифицировании сплава АК7ч различными МС, а также данные согласно ГОСТ 1583-93. Видно, что для всех модифицированных образцов характерно увеличение относительного удлинения, при этом временное сопротивление разрыву для них различно и находится в пределах от 14,4 до 22,0 кгс/мм². Оптимальные механические свойства наблюдаются для образца А-2,

Таблица 2

Механические испытания образцов на растяжение

Образец	МС		Временное сопротивление разрыву (σ_B), кгс/мм ²	Относительное удлинение δ , %	Твердость, НВ	Плотность ρ , г/м ³
	Вид	Доля, мас. %				
A-1	—	0	20,6	1,3	73	2,7
A-2	K ₂ ZrF ₆	0,2	22,0	3,7	69	2,8
A-3	УДП оксидов металлов и криолита	0,4	20,0	2,0	73	2,8
A-4	«Arsal 2120»	0,2	18,5	2,5	48	2,6
A-5	УДП + «Arsal 2120»	1,0	14,4	8,4	39	3,3
Механические свойства АК7ч по ГОСТ 1583-93 [15]			14,0	2,0	45	2,7

модифицированного 0,2 % K₂ZrF₆: $\sigma_B = 22$ кгс/мм², $\delta = 3,7$ %, твердость — 69 НВ (см. табл. 2). Интересные результаты получены для образца A-5: самые низкие значения твердости — 39 НВ и $\sigma_B = 14,4$ кгс/мм², но самые высокие показатели $\delta = 8,4$ % и $\rho = 3,3$ г/м³ (см. табл. 2). Высокий уровень относительного удлинения и плотности обр. A-5, по-видимому, связан с формированием структуры отливки после модифицирования смесью модификаторов, которая характеризуется увеличением размеров дендритов α -Al и уменьшением размеров кристаллов Si и Fe-содержащих фаз, что приводит к повышению пластичности и упрочнению зерен α -Al и других фаз.

Заключение

Таким образом, исследованы 5 образцов сплава АК7ч различного состава: исходный; после введения 0,2 % K₂ZrF₆; модифицированный смесью в количестве 0,4 % на основе ультрадисперсных порошков тугоплавких оксидов металлов и криолита; с добавкой 0,2 % зарубежного флюса «Arsal 2120»; после введения 1 % смеси модификаторов (0,5 % МС на основе ультрадисперсных тугоплавких оксидов металлов и криолита и 0,5 % «Arsal 2120»).

Установлено, что после модифицирования у всех образцов наблюдаются отсутствие скоплений эвтектики (α -Al + β -Si) и равномерное распределение размеров дендритов α -Al. Также отмечается уменьшение размеров кристаллов Si, содержания и размеров Fe-содержащих фаз.

Показано, что введение различных МС влияет на механические свойства отливок. Для всех образцов наблюдается увеличение показателей относительного удлинения, что, в свою очередь, связано со снижением размеров кристаллов кремния. Оп-

тимальные механические свойства имеет образец, модифицированный 0,2 % K₂ZrF₆. Самым высоким показателем относительного удлинения (8,4 %) обладает образец A-5, модифицированный смесью модификаторов (0,5 % УДП + 0,5 % «Arsal 2120»), для него также характерно повышение плотности (до 3,3 г/м³), увеличение размеров дендритов α -Al ($d_{cp} \sim 57$ мкм) и уменьшение кристаллов кремния ($d_{cp} \sim 5,5$ мкм).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (№ 13-02-98034 p_сибирь_a).

Литература

1. *Строганов Г.В., Ротенберг В.А., Гериман Г.Б.* Сплавы алюминия с кремнием. М.: Metallurgy, 1977.
2. *Yuansheng R., Hong Y., Zhi H.* Modification of eutectic silicon and β -Al₅FeSi phases in as-cast ADC12 alloys by using samarium addition // J. Rare Earths. 2013. Vol. 31. No. 9. P. 916.
3. *Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю.* Влияние комплексной технологии на свойства отливок из сплава АК7ч с повышенным содержанием железа // Вост.-Европ. журн. передовых технологий. Прикладная физика и материаловедение. 2011. Т. 54. No. 6/5. С. 45.
4. *Мальцев В.М.* Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 2012.
5. *Деев В.Б., Пономарева К.В., Прохоренко А.В., Алхимов В.Н., Махина О.В.* Эффективные способы модифицирования структуры литейных сплавов // Сб. науч. тр. РАЕН. 2013. Т. 31. С. 44.
6. *Семенухин Б.А., Петридис А.В., Куприянова И.Ю.* Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов // Сб. науч. тр. КГТУ. 2011. С. 35.

7. Чернега Д.Ф., Могилащенко В.Г. Влияние дисперсных тугоплавких частиц в расплаве на кристаллизацию алюминия и силумина // Литейн. пр-во. 2002. No. 12. С. 6.
8. Chen C., Liu Z., Ren B., Wang M., Weng Y., Liu Z. Influences of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–20Si alloy // Trans. Nonferr. Met. Soc. China. 2007. Iss. 17. P. 301.
9. Li Q., Xia T., Lan Y., Zhao W., Fan L., Li P. Effect of in situ γ -Al₂O₃ particles on the microstructure of hypereutectic Al–20% alloy // J. Alloys Compd. 2013. Vol. 577. P. 232.
10. Molina C.M., Valdes A.F., Valdez R.M., Torres J.T., Rosales N.R., Estrada R.G. Modification of Al–Si alloys by metallothermic reduction using submerged SrO powders injection // Mater. Lett. 2009. Vol. 63. P. 815.
11. Сабуров В.П. Суспензионное модифицирование стали и сплавов ультрадисперсными порошками // Литейн. пр-во. 1991. No. 4. С. 14.
12. Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Лычагин Д.В., Курзина И.А., Абзаев Ю.А. Влияние модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов металлов на деформационное поведение и разрушение чугуна марки ИЧХ28Н2 // Изв. вузов. Физика. 2013. Т. 56. No. 12/2. С. 110.
13. Технологическая инструкция. Приготовление и разливка сплава АК7ч. Томск: ОАО «НПЦ «Полюс», 2013.
14. Немеценок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. Минск: Технопринт, 1999.
15. ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2003.
5. Deev V.B., Ponomareva K.V., Prohorenko A.V., Alhimov V.N., Mahina O.V. Effectivnye sposoby modifitsirovaniya struktury liteinykh splavov [Effective ways of modifying the structure of casting alloys]. *Proceedings of RANS*. 2013. Vol. 31. P. 44–48.
6. Semehin B.A., Petridis A.V., Kypriyanova I.Yu. Vozmozhnost ispolzovaniya kompleksnogo modifikatora dlitel'nogo deistviya na osnove nanoporoshkov dlya povysheniya kachestva otlivok iz alyuminiyevykh splavov [The ability to use a long-acting complex modifier based nanopowders to improve the quality of castings from aluminum alloys]. *Proceedings of KSTU*. 2011. P. 35–39.
7. Chernega D.F., Mogilatenko V.G. Vliyanie dispersnykh tygoplavkikh chastits v rasplave na kristallizatsiyu alyuminiya i silumina [Influence of the dispersed and highrefractory particles on the crystallization of the aluminum and silumin]. *Liteinoe proizvodstvo*. 2002. No. 12. P. 6–8.
8. Chen C., Liu Z., Ren B., Wang M., Weng Y., Liu Z. Influences of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–20Si alloy. *Trans. Nonferr. Met. Soc. China*. 2007. Iss. 17. P. 301–306.
9. Li Q., Xia T., Lan Y., Zhao W., Fan L., Li P. Effect of in situ γ -Al₂O₃ particles on the microstructure of hypereutectic Al–20% alloy. *J. Alloys Compd*. 2013. Vol. 577. P. 232–236.
10. Molina C.M., Valdes A.F., Valdez R.M., Torres J.T., Rosales N.R., Estrada R.G. Modification of Al–Si alloys by metallothermic reduction using submerged SrO powders injection. *Mater. Lett*. 2009. Vol. 63. P. 815–818.
11. Saburov V.P. Suspenszionnoe modifitsirovanie stali i splavov ultradispersnymi poroshkami [Suspension modifying steel and alloys by ultrafine powders]. *Liteinoe proizvodstvo*. 1991. No. 4. P. 14–16.
12. Zykova A.P., Chumaevskii A.V., Lychagin D.V., Kurzina I.A., Abzaev Yu.A. Vliyanie modifitsirovaniya ultradispersnymi poroshkami oksidov metallov na deformatsionnoe povedenie i razrushenie chuguna marki IChKh28N2 [Effect of modifying the ultrafine metal oxide powders on deformation and fracture behavior of cast iron brand IChKh28N2]. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2013. Vol. 56. No. 12/2. P. 110–115.
13. Technological instruction. Preparation and casting alloy АК7ч. Томск: Nauchno-proizvodstvennui tsentr «Polus», 2013.
14. Nemenenok B.M. Teoriya i praktika kompleksnogo modifitsirovaniya siluminov [Theory and practice of complex modification of the silumins]. Минск: Tekhnoprint, 1999.
15. GOST 1583-93. Splavy alyuminiyevye liteinye. Tekhnicheskie usloviya [Aluminum foundries. Technical conditions]. Moscow: Izdatelstvo standartov, 2003.

References

1. Stroganov G.V., Rotenberg V.A., Gershman G.B. Splavy alyuminiya s kremniem [Aluminium-silicon alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1977.
2. Yuansheng R., Hong Y., Zhi H. Modification of eutectic silicon and β -Al₅FeSi phases in as-cast ADC12 alloys by using samarium addition. *J. Rare Earths*. 2013. Vol. 31. No. 9. P. 916–922.
3. Dotsenko Yu.V., Seliverstov V.Yu. Vliyanie kompleksnoi tekhnologii na svoystva otlivok iz splava АК7ч s povyshennym soderganiem zheleza [Influence of complex technology on the properties of the alloy castings АК7ч with high iron content]. *Vostochno-Evropeskii zhurnal peredovykh tekhnologii. Prikladnaya fizika i materialovedenie*. 2011. Vol. 54. No. 6/5. P. 45–48.
4. Maltsev V.M. Metallografiya promyshlennykh tsvetnykh metallov i splavov [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow: Nayka, 2012.