

---

УДК 669. 715. 004. 12

**СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК7Ч С ДОБАВКАМИ СТРОНЦИЯ, ТИТАНА И БОРА.**

**Куцова В.З. д.т.н, проф.; Елагин А.С, асп.**

*Национальная металлургическая академия Украины*

Силумины широко используются в качестве конструкционных материалов с хорошими свариваемостью и высокой коррозионной стойкостью. Однако, наличие в структуре промышленных доэвтектических силуминов слабоветвленных дендритов  $\alpha$ -Al, крупных пластин кристаллов эвтектического кремния и хрупких интерметаллидных фаз обуславливают низкие прочностные и пластические свойства. В результате эти сплавы имеют ограниченное применение и эксплуатируются в условиях низких нагрузжений. Перспективным направлением расширения сфер использования силуминов благодаря значительному повышению их механических свойств является термовременная или термоскоростная обработка расплава силуминов [1], основанная на представлениях о структурных превращениях в расплаве.

В связи с этим целью настоящей работы является использование влияния температуры нагрева расплава АК7ч дополнительно содержащего 0,14-0,16 % титана, 0,0014-0,0016 % бора и 0,014-0,016 стронция. Микролегирующий комплекс Ti-B-Sr вводили в расплав АК7ч с целью улучшения структуры и механических свойств. Микроструктуру исследуемых сплавов изучали с помощью оптического микроскопа НЕОРНОТ 21, идентификацию интерметаллидных фаз осуществляли методом цветного травления, с помощью рентгеноструктурного и локального рентгеноспектрального анализа. Фазовый рентгеноструктурный анализ осуществляли на установке ДРОН-3М в Cu  $\alpha$  излучении, распределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими изучали с помощью электронного микроскопа JSM-840 с системой микроанализа «Link-860/500». Исследования проводили в режиме вторичных электронов (SEI) и обратнорассеянных (BEI). Ток пучка составлял I=10-7-10-9 А. Напряжение U=20 кВ. Время анализа составляло t=100 сек. Диаметр пучка составлял 1...1,5 мкм. Анализ проводили с помощью программы ZAF4/FLS. В качестве эталонов были выбраны чистые образцы по каждому исследованному элементу (чистота составляла 99,99%). Микротвердость фаз и структурных составляющих измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3, количественные параметры структуры получали методом Глаголева.

Микроструктуры сплава типа АК7ч, содержащего Ti-B-Sr при охлаждении от различных температур расплава, приведены на рис. 1. Структура исследуемого сплава характеризуется различным количественным соотношением избыточных кристаллов  $\alpha$ -Al твердого раствора и эвтектической структурной составляющей. Результаты количественного металлографического анализа приведены на рис. 2.

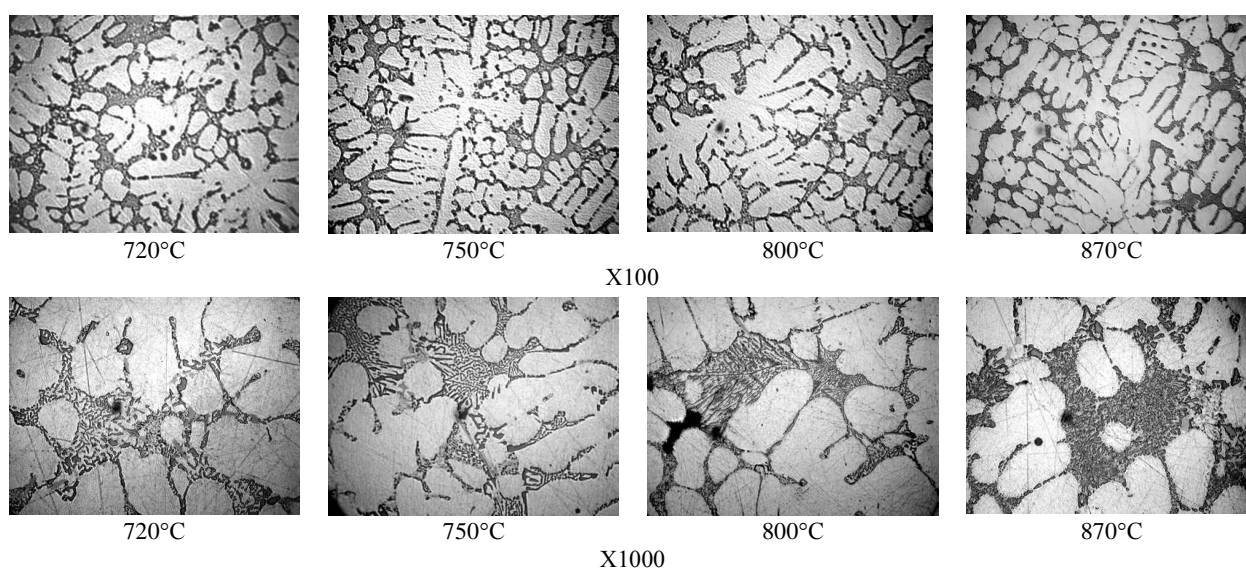


Рисунок 1. Микроструктура сплава АК7ч, охлажденного с различных температур нагрева расплава.

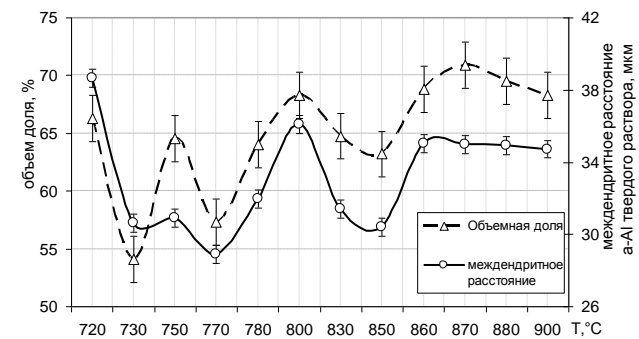


Рис.2. Температурная зависимость объёмной доли эвтектик и междендритного расстояния  $\alpha$ -Al твердого раствора.

Анализ данных рис. 2 свидетельствует о существовании по крайней мере трёх температурных интервалов аномального изменения температурной зависимости объёмной доли эвтектической составляющей, первичных кристаллов  $\alpha$ -Al твердого раствора. Это температуры 750°C, 800°C и 850°C. Максимальное количество эвтектической составляющей и наибольшая разветвленность первичных кристаллов  $\alpha$ -Al твердого раствора наблюдаются при температуре 800°C. Аналогичный вид имеет температурная зависимость изменения микротвердости  $\alpha$ -Al твердого раствора и эвтектической составляющей (рис. 3) с некоторым смещением максимумов (750°C, 800°C, 850-870°C).

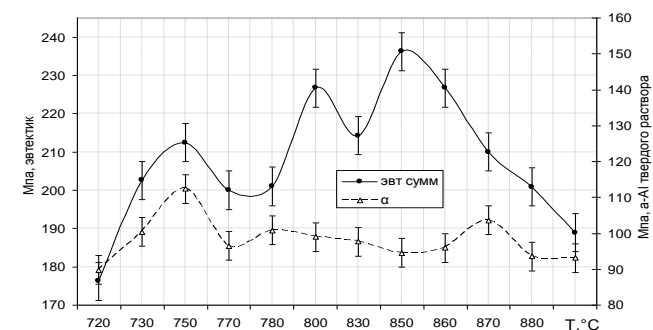


Рисунок 3. Температурная зависимость микротвердости эвтектических составляющих и  $\alpha$ -Al твердого раствора сплава АК7ч (Ti-B-Sr)

Выявленные аномальные изменения температурной зависимости параметров структуры сплава АК7ч и микротвердости структурных составляющих соответствуют известным температурам структурных превращений [2,3]. Известно [1], что при температуре нагрева расплава 800°C

реализуется структурное "полиморфное превращение" в микрогруппировках атомов в расплавах алюминия ГЦК – ОЦК, что приводит к изменениям структуры и свойств сплавов в твердом состоянии. Описанные изменения структуры и микротвердости обусловлены распределением основных компонентов и легирующих элементов в фазах и структурных составляющих сплава (рис. 4).

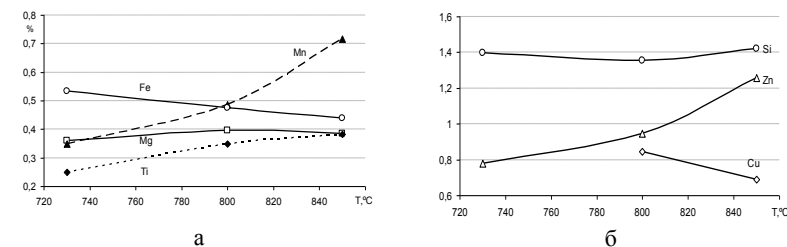


Рисунок 4. Изменение распределения легирующих элементов в матрице в зависимости от температуры расплава.

С повышением температуры расплава от 730°C до 850°C количество титана, цинка в  $\alpha$ -Al твердом растворе растет (рис 4 а, б), а количество железа и меди уменьшается, содержание магния и кремния практически не меняется (рис. 4 а, б). В целом легированность  $\alpha$ -Al твердого раствора при повышении температуры расплава возрастает на 1,8% (рис 5). Такое изменение легированности  $\alpha$ -Al твердого раствора объясняет его упрочнение с повышением температуры нагрева расплава.

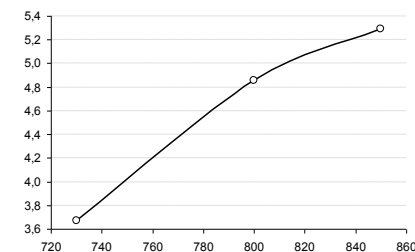


Рисунок 5. Суммарное содержание элементов в матрице в зависимости от температуры расплава.

Фазовый состав сплава изучали рентгеноструктурным фазовым и локальным рентгеноспектральным анализом. Установлено, что в структуре сплава кроме  $\alpha$ -Al твердого раствора и эвтектики  $\alpha$ -Al+ $\beta$ -Si присутствуют интерметаллиды  $Mg_2Si$  и  $Al_8Si_6Mg_3Fe$ . Интерметаллид  $Mg_2Si$  образует двойную  $\alpha$ -Al+ $Mg_2Si$  и тройную  $\alpha$ -Al+Si+ $Mg_2Si$  эвтектики. Фазы на основе стронция, бора, титана не обнаружены. Содержание легирующих элементов, таких как цинк, железо, медь, марганец и титан в двойной эвтектике

$\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si при повышении температуры расплава меняется экстремально: снижается при нагреве расплава до температуры 800°C, и резко возрастает при нагреве до температуры 850°C (рис 6, а). Содержание магния, напротив, растет при нагреве до температуры 800°C, а затем падает при нагреве до 850°C (рис 6, б). Содержание кремния в эвтектике  $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si монотонно падает (рис 6, в) при нагреве расплава, общее содержание легирующих элементов (цинк, железо, медь, марганец и титан) и магния в эвтектике  $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si монотонно возрастает до 800°C, затем несколько снижается при температуре 850°C (рис 6, г).

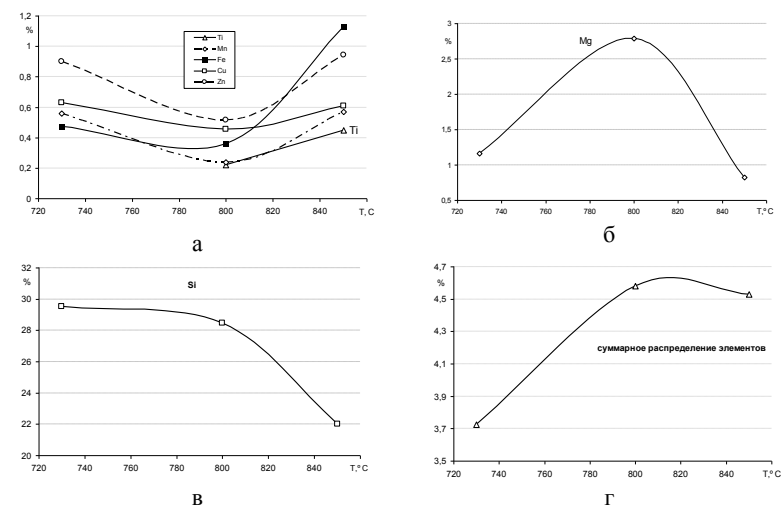


Рисунок 6. Изменение распределения легирующих элементов в двойной эвтектике  $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si при повышении температуры расплава.

Изменение содержания легирующих элементов в тройной эвтектике  $\alpha$ -Al+Si+Mg<sub>2</sub>Si при повышении температуры расплава аналогично выше описанному в эвтектике  $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si (рис 7, а). Исключение составляет медь, концентрация которой в эвтектике  $\alpha$ -Al+Si+Mg<sub>2</sub>Si не меняется с повышением температуры расплава в отличие от двойной эвтектики  $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si. Сумма легирующих элементов в тройной эвтектике практически не меняется при нагреве расплава до температуры 850°C (рис. 7, б). Содержание магния монотонно уменьшается при нагреве расплава от 730°C до 850°C (рис. 7, в). Содержание кремния в структуре тройной эвтектики меняется экстремально, возрастает при нагреве до температуры 800°C, затем снижаясь при температуре 850°C (рис. 7, г).

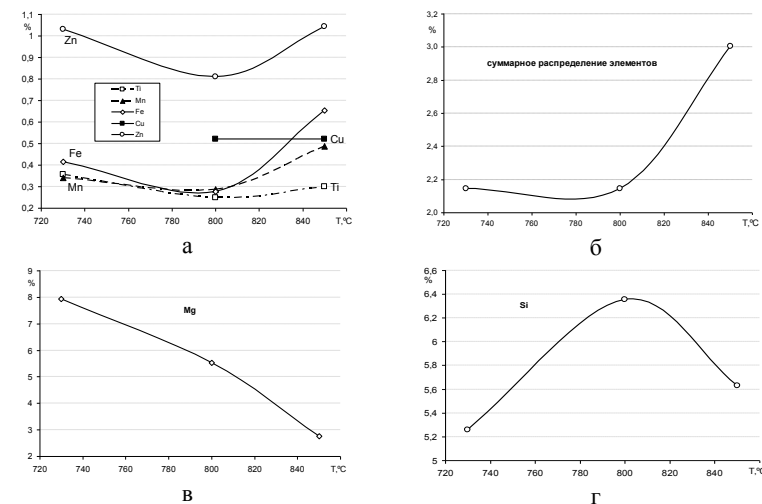


Рисунок 6. Перераспределение легирующих элементов в тройной эвтектике  $\alpha$ -Al+Si+Mg<sub>2</sub>Si при нагреве расплава.

Таким образом, изменение структуры и свойств сплава АК7ч (Ti-B-Sr) при нагреве расплава от 730°C до 850°C сопровождается перераспределением легирующих элементов и основных компонентов между фазами и структурными составляющими, что ведет к изменению микротвердости  $\alpha$ -Al твердого раствора и эвтектических составляющих. Экстремальные изменения легированности  $\alpha$ -Al твердого раствора и эвтектических составляющих соответствуют температуре нагрева расплава 800°C, являющейся температурой структурного превращения ГЦК-ОЦК.

#### Использованные источники

1. Баум Б.А. Металлические жидкости. М.:Наука, 1979. – 120с.2
2. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Ковальчук М.Г. и др. Влияние температуры перегрева расплава на структуру и свойства сплав АЛ4С // Вопросы формирования структуры сплавов. – Днепропетровск: ДГУ. – 1984. – С. 127-131.
3. Кисунько В.З., Погорелов А.И., Ефименко В.Н. и др. Особенности температурных зависимостей вязкости жидких силуминов // Тезисы науч. Сообщений V Всес. конф. По строению и свойствам металлических расплавов. – Ч. II. – Свердловск. – 1983. – С. 424.