

УДК 539.216;539.22

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВОВ Al-Si-Fe-Mn
ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЗАТВЕРДЕВАНИИ

В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ, О. В. ГУСАКОВА, С. В. ГУСАКОВА

Белорусский государственный университет

Минск, Беларусь

Широко используемые в различных отраслях промышленности силумины должны обладать хорошими механическими свойствами: высокой твердостью при сохранении достаточной пластичности, что обеспечивается соответствующими модифицирующими добавками, которые вызывают измельчение структурных составляющих силуминов и нейтрализуют отрицательное воздействие нежелательных примесей. К таким примесям относится железо, входящее в алюминий при его производстве и накапливающееся при изготовлении изделий. При малых и средних скоростях охлаждения расплава для подавления роста крупных пластин α -фазы ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) используют легирование марганцем, приводящее к образованию фазы $\text{Al}-(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$. Известно, что структурно-фазовое состояние силуминов, содержащих железо и марганец, зависит от концентрации кремния и скорости затвердевания. Ранее было показано, что высокоскоростное затвердевание приводит к образованию дисперсных глобулярных включений железа в сплаве АК12оч. Поэтому актуальным является исследование фазового состава и микроструктуры околоэвтектических силуминов, содержащих Fe и Mn.

Представлены результаты исследования микроструктуры и фазового состава сплава Al – 11 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe – 0,8 ат. % Mn в виде фольги толщиной 70...90 мкм, полученные при скорости охлаждения расплава 10^5 К/с. Для получения образцов использовался метод сверхбыстрой закалки из расплава, в котором на внутреннюю поверхность вращающегося барабана-кристаллизатора выплескивается расплав. Расплав растекается по поверхности тонким слоем и застывает в виде фольги. На рис. 1, а представлен общий вид микроструктуры фольги сплава Al – 11 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe – 0,8 ат. % Mn в поперечном сечении. Слой фольги у поверхности А, прилегающей к кристаллизатору, не содержит видимых включений, как показано на рис. 1, б, при большем увеличении. В средней части фольги и у свободно затвердевающей стороны В присутствуют глобулярные включения.

Методом рентгеноструктурного анализа (рис. 2) показано, что у стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору А, затвердевание протекает с образованием рентгеноаморфной фазы включений. Глобулярные включения у свободно затвердевающей стороны фазы $\text{Al}-(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, что подтверждается результатами рентгеноструктурного микроанализа, приведенными на рис. 3.

Причиной неоднородности микроструктуры и фазового состава быстро-затвердевшей фольги сплава Al – 11 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe – 0,8 ат. % Mn является изменение скорости охлаждения расплава в процессе затвердевания за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации и ухудшения теплоотвода.

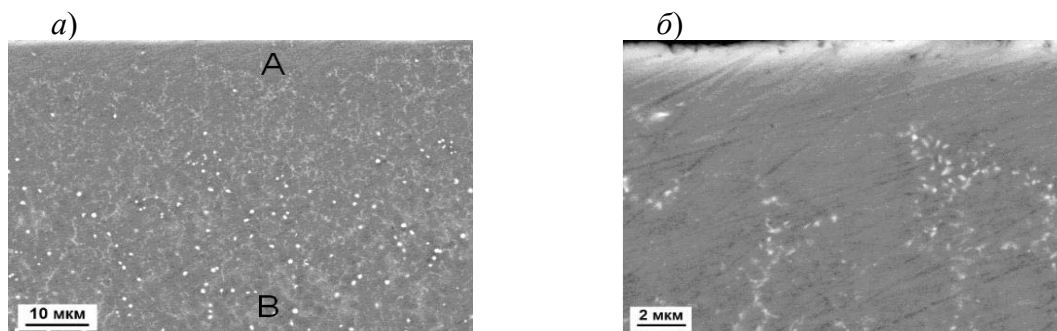


Рис. 1. Микроструктура фольги сплава Al – 11 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe – 0,8 ат. % Mn

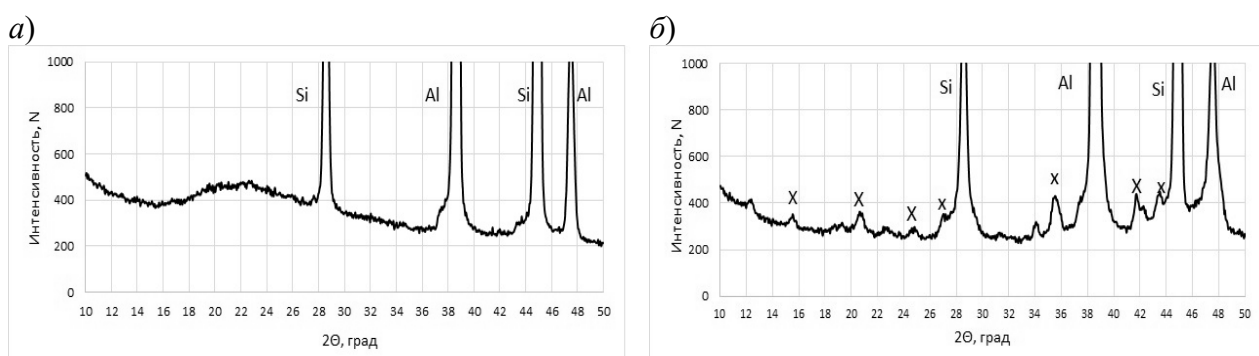


Рис. 2. Дифрактограммы фольги сплава Al – 11 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe – 0,8 ат. % Mn: 1 – с поверхности А; 2 – с поверхности В

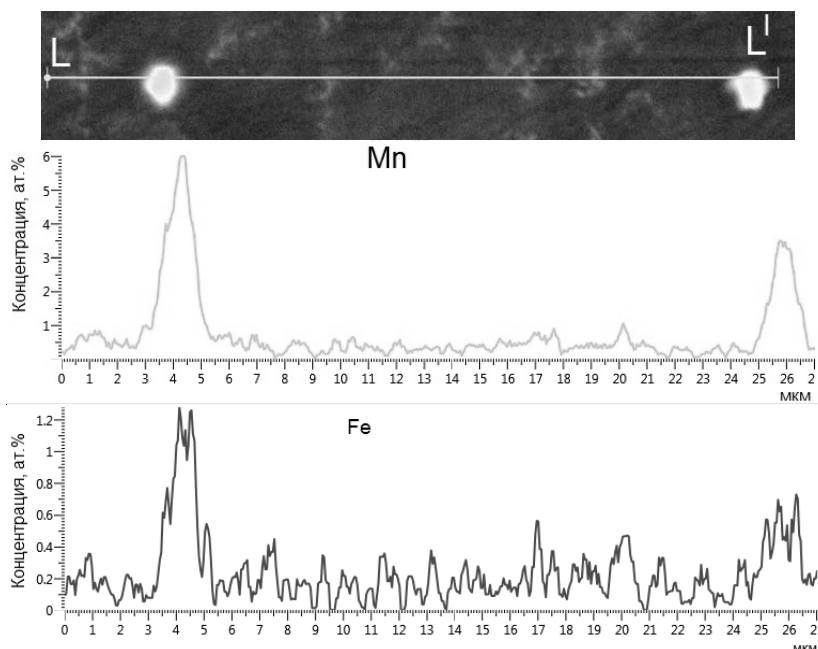


Рис. 3. Микроструктура и распределение Mn и Fe вдоль линии сканирования $L-L'$

Таким образом, высокоскоростное затвердевание сплава Al – 11 ат. % Si – 0,2 ат. % Fe – 0,8 ат. % Mn обеспечивает измельчение железосодержащей фазы до глобулярных наноразмерных включений, что способствует улучшению механических характеристик.