

Проведенный анализ свойств и составов исследованных сплавов позволяет заключить, что для рационального использования вторичных шихтовых материалов и снижения стоимости сплавов в электротермический силумин целесообразно вводить медь в виде медьсодержащего вторичного сплава АК9 в количестве 10%. Это способствует переходу в расплав примерно 0,15% меди и обеспечивает высокие механические свойства электротермического силумина. Однако для повышения коррозионной стойкости и снижения газосодержания необходимо дополнительно проводить рафинирование расплава.

Обработка расплава электротермического силумина с добавкой 10% вторичного чушкового сплава АК9 гексахлорэтаном в количестве 0,16% не приводит к изменению характера распределения усадки, однако существенно уменьшает газосодержание (с 0,295 до 0,175 см³/100 г). Дополнительная обработка сплава универсальным флюсом способствует более глубокой очистке металла и уменьшению усадочной пористости.

Последний вариант рафинирования можно рекомендовать для промышленного использования в цехах машиностроительных предприятий для изготовления качественных отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г а л у ш к о А.М., Н е м е н е н о к Б.М. О возможности улучшения свойств электротермического силумина. — В сб.: Металлургия. Минск, 1979, вып. 13.

УДК 621.74.043:669.715

А.М.ГАЛУШКО, Б.М.НЕМЕНЕНОК, Г.В.ДОВНАР,
А.К.АКУНЕЦ

О ВЛИЯНИИ НЕКОТОРЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ СИЛУМИНА

Промышленные силумины электротермического способа производства всегда содержат примеси титана, ванадия, циркония и кальция. С целью изучения влияния перечисленных постоянно присутствующих элементов на процесс кристаллизации эвтектического силумина готовился сплав из полупроводникового кремния и алюминия марки А995. Для исследования особенностей процесса кристаллизации силуминов снимались кривые охлаждения и определялась величина переохлаждения при эвтектическом превращении. За величину переохлаждения принималась разница между температурой кристаллизации эвтектики системы Al—Si в равновесных условиях и температурой начала кристаллизации эвтектики в исследуемых сплавах. Результаты исследований представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Влияние добавок Ti, V, Zr и Ca на величину переохлаждения ($^{\circ}\text{C}$) при эвтектическом превращении сплава Al + 11,7% Si

Величина добавки, вес. %	Элемент				
	без добавок	титан	ванадий	цирконий	кальций
Исходный сплав	7,0	—	—	—	—
0,05	—	5,9	6,8	5,9	6,8
0,10	—	3,8	5,9	5,0	6,2
0,20	—	3,5	3,5	3,2	5,9

Как видно из табл. 1, микролегирование силумина Ti, V и Zr в количестве 0,05–0,20% уменьшает переохлаждение при эвтектическом превращении. Для титана величина изучаемой характеристики при вводе его в расплав в количестве 0,05 и 0,2% составляет 5,9 и 3,5 $^{\circ}\text{C}$ соответственно. Обработка расплава добавками этих элементов не приводит к изменению формы и размеров включений эвтектического кремния. Данные элементы влияют только на размер первичных зерен α -твердого раствора кремния в алюминии, измельчая их за счет образования дополнительных центров кристаллизации в виде интерметаллидов TiAl_3 , ZrAl_3 и VAl_{11} .

Кальций в исследованных пределах не оказывает заметного влияния на кристаллизацию эвтектического кремния. На величину переохлаждения добавки кальция действуют подобно титану, но значительно слабее. Полученные по кальцию результаты несколько не соответствуют выводам работы [1]: действие этого элемента на кристаллизацию эвтектики имеет много общего с влиянием натрия, лития и калия. Возможно, полученное расхождение объясняется различными условиями проведения опытов.

В настоящее время число элементов, о действии которых на структуру алюминиево-кремниевых сплавов имеются сведения в литературе, приближается к 40.

Для уточнения механизма влияния некоторых добавок в настоящей работе проводились исследования на высокочистых силуминах с содержанием кремния 8 и 16%. Опыты с двумя составами силумина должны были более достоверно определить структурную составляющую эвтектики, на формирование которой эффективно действует вводимая присадка. Исследовались добавки стронция, иттрия, меди и европия. Выбор указанных элементов обусловлен тем, что в отношении стронция, иттрия и меди мнения многих исследователей расходятся, а европий в чистом виде еще не вводился в силумины.

Микролегирование доэвтектического силумина стронцием, иттрием, европием и медью не изменяет характера кривой охлаждения и температуру начала первичной кристаллизации α -твердого раствора при увеличении добавки анализируемых металлов от 0,05 до 0,2%. Следовательно, перечисленные

Т а б л и ц а 2. Влияние добавок стронция, иттрия, европия и меди на величину переохлаждения (в $^{\circ}\text{C}$) сплава $\text{Al} + 8\%\text{Si}$ при эвтектическом превращении

Величина добавки, вес. %	Элемент				
	без добавок	стронций	европий	иттрий	медь
Исходный сплав	3,8	—	—	—	—
0,05	—	5,1	3,9	4,1	4,0
0,10	—	5,4	4,5	4,1	4,2
0,20	—	5,7	4,8	3,9	3,9

Т а б л и ц а 3. Влияние добавок стронция, европия, иттрия и меди на температуру начала кристаллизации первичного кремния в сплаве $\text{Al} + 16\%\text{Si}$

Величина добавки, вес. %	Элемент				
	без добавок	стронций	европий	иттрий	медь
Исходный сплав	634,9	—	—	—	—
0,05	—	632,5	633,0	628,0	632,0
0,10	—	622,8	631,3	630,1	629,9
0,20	—	618,0	628,2	632,5	633,4

элементы не влияют на зарождение центров кристаллизации α -твердого раствора, а также не оказывают влияния на скорость их роста. Кристаллизация эвтектики Al-Si -сплавов в зависимости от величины добавки европия и стронция протекает при большем переохлаждении. По сравнению с этими элементами присадки меди и иттрия оказывают менее заметное влияние на исследуемый параметр кристаллизации (табл. 2).

Очевидно, увеличение переохлаждения при эвтектическом превращении связано с влиянием этих элементов только на кремниевую составляющую эвтектики. Анализ микроструктуры исследованных сплавов показал, что в случае обработки расплава стронцием и европием получается модифицированная структура. Добавки меди и иттрия незначительно измельчают включения эвтектического кремния.

Более определенно проявляется влияние исследуемых присадок на первичную кристаллизацию кремния в сплаве с 16% Si (табл. 3).

Из табл. 3 видно, что обработка сплава медью в количестве до 0,10% тормозит выделение первичных кристаллитов кремния. Дальнейшее увеличение меди в сплаве снова повышает температуру начала кристаллизации кремния. Учитывая высокую склонность меди к ликвации, можно предположить, что при повышенном содержании меди за счет существования устойчивых флуктуаций образуется, очевидно, фаза CuAl_2 , что приводит к ослаблению влияния меди на первичную кристаллизацию кремния.

Аналогичным образом на процесс выделения первичного кремния в исследуемом сплаве действует иттрий. Уменьшение переохлаждения при дальнейшем увеличении количества модификатора связано с его инокулирующим действием.

Анализ кривых охлаждения и соответствующих микроструктур исследованных сплавов позволяет однозначно утверждать, что все исследованные элементы относятся к поверхностно-активным примесям. В случае обработки расплава заэвтектического силумина добавками стронция, иттрия, европия и меди в количестве 0,05–0,1% указанные элементы способны накапливаться у растущих граней кристаллитов первичного кремния, сдерживая их наращивание. Это приводит к увеличению переохлаждения сплава. Однако сквозь этот "слой" еще возможно "питание" кристаллита, о чем свидетельствуют нитевидные ответвления кремния, примыкающие к его первичным выделениям. Дальнейшее увеличение веса присадки до 0,2% позволяет создать вокруг первичных кристаллитов кремния более плотный барьер, который надежно изолирует растущее включение от "питающей среды".

Исследование распределения примесей по сечению включений кремния, проведенное на микроанализаторе типа J XA-5A, показало, что медь и иттрий образуют на поверхности включения "адсорбционный слой".

Таким образом, проведенные исследования на высокочистых сплавах позволили уточнить механизм действия некоторых элементов на процесс кристаллизации силуминов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. — М., 1964.

УДК 621.74.043

В.А.БАХМАТ, А.М.МИХАЛЬЦОВ, И.В.ХОРОШКО

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ИСТОЧНИКОВ ГАЗОВОЙ ПОРИСТОСТИ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Наряду с известными преимуществами литье под давлением обладает высокой газовой пористостью изготавливаемых отливок. Основными источниками образования газовой пористости в отливках являются: воздух и газы рабочей полости формы, которые не могут полностью удалиться через вентиляционные каналы ввиду специфичности и быстротечности процесса заполнения; воздух и газы свободного объема камеры прессования, частично захватываемые металлом в процессе запрессовки, а также газы, образующиеся при сгорании и разложении смазки.