

ИЗМЕНЕНИЕ ФОРМЫ КРИСТАЛЛОВ ПЕРВИЧНОГО
КРЕМНИЯ, ВЫДЕЛЯЮЩИХСЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ
ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА

Д.Н.Худокормов, Е.И.Андросик

В настоящее время в промышленности намечается тенденция к внедрению в производство высокремнистых заэвтектических силуминов ввиду их низкой стоимости, высокой жаропрочности, жаростойкости и износостойкости, а также благодаря их удовлетворительным литейным свойствам. Представляло интерес разработать технологию микролегирования промышленных заэвтектических силуминов с целью получения в них компактных по форме включений первичного кремния в сплавах технической чистоты. Необходимо было также выяснить, насколько сильно изменяется прочность и пластичность такого сплава при кристаллизации первичного кремния в виде отдельных компактных включений. Возможность сфероидизации первичных включений кремния в синтетических силуминах была показана авторами в работе /1/.

Состав сплава был выбран с учетом применяемого в производстве заэвтектического силумина. Сплав содержал 18% Si, 1,0% Mn, 1,3% Mg, 2,5% Cu. Повышенный процент кремния уменьшает термическое расширение сплава, повышает его жаропрочность и износостойкость. Медь вводилась для повышения твердости и улучшения обрабатываемости. Марганец присаживался для устранения отрицательного влияния железа и измельчения включений первичного кремния. Магний служил для повышения твердости за счет образования включений Mg_2Si .

Так как в обычных условиях производства и микролегирования заэвтектических силуминов ватрием не наблюдается сфероидизация первичного кремния, то представляло интерес выяснить влияние в этих сплавах условий плавки, материала тигля и типа раскислителя на форму выделений первичного и эвтектического кремния. По этой причине плавка и микролегирование заэвтектических силуминов осуществлялись в силиковой печи в стальных тиглях, покрытых сажей,

окисью хрома и маршалитом, разведенными на жидком стекле, шамотизированных графитовых тиглях без покрытия и футерованных магнезитом с добавкой жидкого стекла и, наконец, в тиглях, изготовленных из электродного графита. В качестве раскислителей применялись хлористый цинк, хлористый марганец, криолит, гексахлорэтан.

В качестве шихтовых материалов использовались чушковый алюминий марки А8 и кристаллический кремний марки КрО. Легирующие присадки брались следующих марок: магний MgI, медь электролитическая МОО и марганец электролитический. Процесс микролегирования и приготовления сплава осуществлялся следующим образом. В нагретый до 850° тигель загружался алюминий, после расплавления которого вводились кремний и марганец как наиболее труднорастворимые компоненты шихты. Далее загружалась медь. В виду высокой окисляемости магний вводился последним. Раскисление сплава осуществлялось после растворения компонентов шихты одним из вышеприведенных раскислителей в количестве 0,25% от веса расплава.

Для сфероидизации включений кремния сплав после рафинирования микролегировался присадками натрия в количестве 0,05–0,35%. Выдержка сплава после микролегирования продолжалась в течение 5 мин. Затем с поверхности очищался шлак и производилась разливка сплава в подогретый до 250° алюминиевый кокиль. Кокиль покрывался изнутри сажей, разведенной на глицерине до сметанообразной консистенции. В нем отливались одновременно образцы трех диаметров: 7,3; 12 и 16,8 мм.

В результате проведенных опытов установлено, что при плавке в стальных тиглях, покрытых окисью хрома и маршалитом, и шамотизированных графитовых тиглях, сфероидизация включений кремния не наблюдается независимо от вида применяемого раскислителя. При плавке в стальных тиглях, покрытых сажей, разведенной на жидком стекле, и графитовых шамотизированных тиглях, дополнительно футерованных размолотым магнезитом, сфероидизация включений кремния имеет место при раскислении сплава гексахлорэтаном и прокисленным при 300° хлористым марганцем. Однако эффект сфероидизации включений перламутрового кремния является нестабильным.

Полученные результаты можно объяснить следующим. В покрытиях первой группы содержится значительное количество таких окислов, которые нейтрализуют действие натрия. И только выплавка сплава АЕ-5С в тиглях из графита, не содержащего кремнезема, обеспе-

чивается стабильное получение заэвтектических силуминов с шаровидным кремнием при их никролегировании натрием и применении в качестве раскислителя хлористого марганца и гексахлорэтана.

Структура сплава исходного состава приведена на рис. 1.



Рис. 1.

Микроструктура исходного заэвтектического (18% Si) силумина. X500. 4% НР.

Видно, что большинство первичных выделений кремния имеет иглообразную форму или форму пластин. Наряду с пластинчатыми выделениями кремния встречаются выделения, имеющие компактную форму и фор-

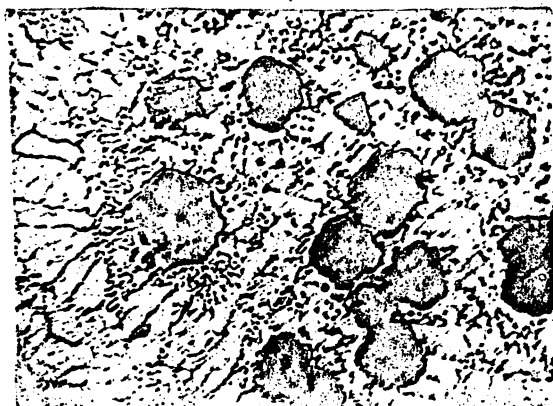


Рис. 2.

Микроструктура заэвтектического (18% Si) силумина, модифицированного 0,3% Na. X500. 4% НР.

му различного рода многогранников. Причем характерным является тот факт, что иглообразные выделения кремния как бы вырастают из компактных включений. Частичное измельчение первичного кремния

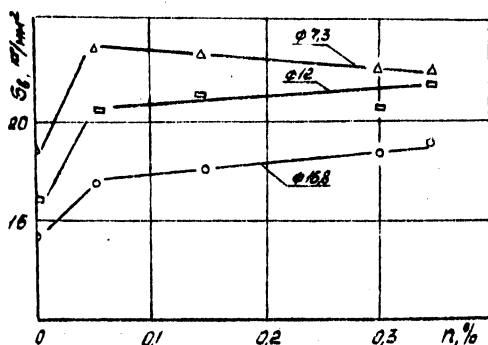


Рис. 3.

Зависимость предела прочности ($\sigma_{в}$) заэвтектического (18% Si) силумина от величины присадки натрия (n).

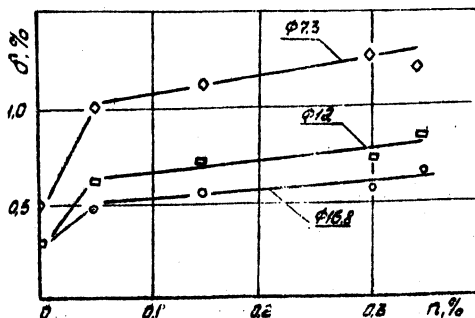


Рис. 4.

Зависимость относительного удлинения (δ) заэвтектического (18% Si) силумина от величины присадки натрия (n).

объясняется, вероятно, модифицирующим действием марганца. Эвтектика в исходном сплаве измельчена, но имеет грубое строение.

В заэвтектическом силумине, модифицированном присадками натрия в количестве 0,3%, включения первичного кремния имеют шаровидную форму (рис.2). Эвтектика в модифицированных силуминах раздроблена.

Результаты испытания образцов, полученных из заэвтектических силуминов, выплавленных в графитовых тиглях, приведены на рисунках 3 и 4. Каждая точка на кривых соответствует среднему значению предела прочности при растяжении ($\sigma_{в}$) и относительно удлинению (δ) по результатам испытания 6 образцов. Разброс значений $\sigma_{в}$ и δ не превышает соответственно 5-7%. Из рисунков видно, что предел прочности при растяжении сплава, микролегированного натрием, на 30-40% выше, чем немикролегированного.

Относительное удлинение повышается в 2,5 раза для образцов диаметром 7,3 мм и в 2 раза – для образцов больших диаметров.

Заметное повышение относительного удлинения с ростом количества вводимого натрия в образцах диаметром 7,3 мм (рис. 4), вероятно, объясняется тем, что существенно повышается степень компактности включений кремния.

Из полученных результатов следует, что использование заэвтектических силуминов, микролегированных натрием, целесообразно при производстве тонкостенного литья. Введение свыше 0,1% натрия для тонкостенного литья, по-видимому, нецелесообразно.

Л и т е р а т у р а

И. Художников Д.Н., Андросик Е.И. Влияние донорных и акцепторных примесей на форму полупроводниковых фаз антимодина алюминия и кремния, выделяющихся при затвердевании сплава $Al-Sb$ и $Al-Si$. Тезисы докладов республиканской конференции "Новое в литейном производстве", НТО Белмашпрома, Минск, 1970.