

Таким образом, наличие спиральных канавок в машине создает дополнительные поверхности трения, соответственно за то же время оттирания, регенерат будет находиться в контакте с поверхностями трения больше времени.

### Литература

1 Пат УКРАИНЫ – UA №45986 МПК 2009 B02C 2/00. Патент на «Корисну модель». Конічна дробарка дрібного дроблення / *И.И. Гунько, С.В.Порохня, С.Г.Ровенский* // Бюл.№23 ,2009, Опубл.10.12.09.

УДК 669.2/8.017

**А.Г. Пригунова<sup>1</sup>, С.С. Петров<sup>2</sup>, С.В. Пригунов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев;

<sup>2</sup>Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск

### **МЕХАНИЗМ ВЛИЯНИЯ МАРГАНЦА И ХРОМА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МОРФОЛОГИЮ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ ФАЗ В СИЛУМИНИХ**

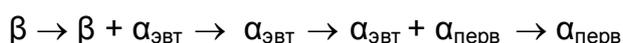
Среди микродобавок, нейтрализующих вредное влияния железа в силуминах, наиболее широко используются Mn, Cr. Относительно механизма их влияния на морфологию железосодержащих фаз существует несколько точек зрения, в частности: 1 - Mn и Cr, растворяясь в пластинчатой  $\beta$ -фазе, изменяют её морфологию; 2 - роль Mn и Cr заключается в связывании железа в новые фазы с «благоприятной» морфологией, что приводит к повышению механических свойств, прежде всего пластичности.

Исследования механизма нейтрализации вредного влияния железа легированием Mn и Cr проведены на модельных Al-8%Si-0,9%Fe-(0,3...0,9)%Mn и промышленном АК8МЗ сплавах с использованием методов закалочной-микроструктурного, рентгеноструктурного, рентгеноспектрального и термического анализов. Затвердевание исходного сплава АК8МЗ начинается с выделения из жидкости твёрдого раствора алюминия:  $J \rightarrow Al_{\alpha}$ . Второе превращение:  $J \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$ . Образование  $\beta$ -фазы продолжается по реакции:  $J \rightarrow \beta + Al_{\alpha} + Si$ . Характер структурных превращений при скоростях охлаждения 20 и 80 К/мин одинаковый. Отличие заключается в понижении температуры начала кристаллизации с 574 °С до 570 °С при увеличении скорости охлаждения.

При добавлении 0,3 % Cr или 0,4 % Mn температура ликвидус понижается в среднем на 10...15 °С. При скорости охлаждения 20 К/мин начальные этапы кристаллиза-

ции сплава можно представить схемой: 1 – Ж → Al<sub>α</sub>; 2 – Ж → β + Al<sub>α</sub>; 3 – Ж → β + Al<sub>α</sub> + Si; 4 – Ж → α + Al<sub>α</sub> + Si. Количество и размер образующейся β - фазы по реакциям 2 и 3 небольшие. В ней растворяется до 3 % Mn. При увеличении скорости охлаждения до 80 К/мин после первичных дендритов Al<sub>α</sub> формируется двойная Al<sub>α</sub> + Si, а затем тройная α + Al<sub>α</sub> + Si эвтектики. В отличие от β, фаза α имеет разветвленную форму. При скорости охлаждения 20 К/мин подобные изменения наблюдаются при более высоких концентрациях микродобавок: Mn - 0,7 %, Cr - 0,5 %. Увеличение скорости охлаждения в пределах 20...120 К/мин усиливает модифицирующее влияние микродобавок и по характеру воздействия аналогично повышению их концентрации [1]. В отличие от интерметаллида α-Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>8</sub>, который образуется в сплавах системы Al-Si-Fe, эвтектическая фаза α в силуминах, легированных Mn и Cr, характеризуется большими размерами и толщиной ветвей. Её обозначают как α-(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub>.

При V<sub>охл</sub> = 80 К/мин и содержании 0,7 % Mn или 0,5 % Cr кристаллизация сплава АК8МЗ начинается с формирования первичных кристаллов α-фазы. Этому предшествует обогащение отдельных микрообъемов жидкости Mn, Cr и Fe. После первичной α-фазы кристаллизуются эвтектики Al<sub>α</sub> + Si и α + Al<sub>α</sub>+Si. При содержании Mn > 0,7 % или Cr > 0,5 % первичная фаза α появляется при обеих скоростях охлаждения. В отличие от разветвленных эвтектических кристаллов, первичная фаза α представляет собой грубые дендриты, поперечные сечения ветвей которых в плоскости шлифа имеют вид многогранников, приближаясь к округлой форме при увеличении скорости охлаждения. Изменения фазового состава при увеличении концентрации Mn, Cr в сплаве хорошо описываются схемой :



Основная роль Mn и Cr как элементов-компенсаторов железа заключается в изменении характера фазовых превращений при кристаллизации. Вместо иглоподобной фазы β – концентратора напряжения образуется α-фаза, морфология и состав которой зависят от химического состава сплава, прежде всего, от соотношения Mn : Fe, Cr : Fe или (Mn+Cr):Fe, если в сплаве эти химические элементы присутствуют одновременно. В доэвтектических силуминах, содержащих 0,7...1,3 % Fe, наиболее благоприятная морфология железосодержащих фаз и повышение механических свойств осуществляется при условии (Mn+Cr):Fe = 0,4...0,9. В сложнолегированных силуминах, содержащих помимо марганца и хрома Cu, Ni, другие элементы, особенно переходные металлы, эти соотношения несколько меньше, что связано с

индивидуальным влиянием отмеченных добавок на процесс кристаллизации и морфологию железосодержащих фаз [1].

### Список литературы

1. Пригунова А.Г. Повышение прочности и пластичности вторичных силуминов микродобавками // Металлофизика и новейшие технологии.-1998.-Т.20.-№10.-С.43-49.

УДК 669.2/8.017

**А.Г. Пригунова<sup>1</sup>, С.С. Петров<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев;

<sup>3</sup>Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск

### ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЦИНКОВИСТЫХ СИЛУМИНОВ

Еще в 1947 г. Бочвар А.А. научно обосновал возможность получения высококачественных литейных сплавов на основе системы Al-Si-Zn. Согласно ГОСТ 1583-73 практически все литейные алюминиевые сплавы имели ограничение по содержанию цинка, что препятствовало рациональному использованию лома и отходов с повышенным содержанием этого компонента. Существенный разрыв между теоретическими разработками и практикой, прежде всего, был связан с недостаточной изученностью процессов формирования структуры цинковистых силуминов.

Жидкие алюминиево-кремниевые сплавы имеют микронеоднородное строение: в разупорядоченной зоне, представляющей собой микрообласти со статистическим распределением атомов Al и Si, распределены кластеры Si с ближним порядком атомов типа простого куба. В расплавах силуминов цинк не образует кластеры с собственной структурой, а сосредотачивается в кластерах кремния, разупорядоченной зоне, а в сложнелегированных сплавах - и в кластерах более сложного состава -  $Fe_xSi_yAl_z$ . При температурах 640...750<sup>0</sup>C цинк уменьшает степень микронеоднородность расплавов. В этом смысле его воздействие аналогично повышению температуры. Наиболее сильное модифицирующее влияние цинка наблюдается при его концентрации 1,5 %.

По устоявшимся представлениям в Al-Si сплавах Zn сосредотачивается исключительно в твёрдом растворе алюминия ( $Al_\alpha$ ). Установлено аномальное, с точки