

ветствующей подготовки шлифов изучали макро- и микроструктуру литого сплава в поперечном сечении образца.

Структура образцов, полученных при температуре заливки расплава в форму, равной 617 °С, характеризуется наличием первичных α -Al кристаллов с размерами порядка 0,6-0,8 мм, с дендритно-розеточной морфологией и средним параметром ячейки в 26-30 мкм. Al-Si эвтектика при этом имеет в основном вырожденный характер, располагаясь в пространстве между включениями первичной фазы, но с присутствием эвтектических областей размером 95-130 мкм.

Образцы, полученные при заливке обработанного до температуры 612 °С расплава, характеризуются наличием первичных α -Al кристаллов с размерами порядка 1,0-1,3 мм. Эти кристаллы имеют крупную ячейку (160-170 мкм), а также искривленные вторичные ветви. При этом распределение таких кристаллов достаточно равномерное по сечению отливок. Остальная масса первичных α -Al кристаллов имеет средний размер ячейки около 20 мкм.

При дальнейшем снижении температуры обработки и заливки расплава до 602-599 °С структура образцов характеризуется увеличенным содержанием первичных α -Al кристаллов размером 1,4-1,3 мм, с параметром ячейки 175-190 мкм. При этом в структуре кристаллов наблюдается сливание и округление вторичных ветвей, с образованием розеткоподобных кристаллов. Подобный характер кристаллизации скорее всего является следствием непрерывного перемешивания при достаточно медленном охлаждении и затвердевании сплава. При этом протяженность эвтектических областей при температуре заливки 599 °С значительно увеличивается, достигая размеров 0,5-1 мм.

Таким образом, ГЦО расплава в плавильной печи в интервале температур кристаллизации α -твёрдого раствора алюминия обеспечивает формирование тиксоструктуры достаточной подвижности для отбора металла разливочным ковшем или методом вакуумного всасывания. Вместе с тем дисперсность включений затвердевшей в условиях медленного охлаждения первичной фазы в металлической суспензии недостаточно высока.

Поэтому представляется целесообразным выдерживать расплав в раздаточной печи при его ГЦО в температурном интервале в окрестностях температуры ликвидус сплава в квазикристаллическом состоянии или в виде малоцентрированной металлической суспензии с последующей порционной ГЦО металла в разливочном ковше или специальном устройстве.

УДК 669.715:532.74:546.28

А. И. Семенченко, Л. К. Шеневидько, А. Г. Борисов, И. В. Хвостенко
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины,
Киев

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НЕДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРЯМЫМ ТЕРМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Преимущества литья из жидко-твёрдого состояния, где твёрдая фаза имеет недендритную, розеточную или глобулярную морфологию, необходимую для обеспечения достаточной жидкотекучести расплава, в последнее время вызывают повышенный интерес среди производителей отливок. Не так давно появились работы, в которых недендритная морфология была получена без принудительного перемешивания, путём заливки расплава с определённой температурой в форму, нагретую до заданной температуры [1]. Следует отметить, что с практической точки зрения такой метод представляется наиболее экономически выгодным.

Поскольку в упомянутых выше работах исследования проводились исключительно для сплава типа АК7ч, в рамках настоящей работы была поставлена задача изучить возможность применения такого метода для получения недендритной структуры в сплавах на основе алюминия в широком интервале концентраций кремния.

В предыдущей работе было установлено, что наиболее благоприятными условиями для получения недендритной структуры являются заливка с минимальным перегревом над ликвидусом в кокиль с минимальной толщиной стенок и его температурой. Исходя из этого в настоящем исследовании во всех экспериментах осуществлялась заливка расплава с перегревом 10 °С в холодную металлическую форму. Концентрация кремния менялась от 4, 77 до 10, 4% кремния.

Было установлено, что при указанных выше условиях заливки недендритная структура реализуется во всём исследованном концентрационном интервале. При этом, с увеличением содержания кремния характер структуры меняется от крупнорозеточной с тонкими прослойками эвтектики (рис. 1 а) до структуры мелкоглобулярного вида, распределённой в эвтектической матрице (рис. 1 г)

Таким образом установлена принципиальная возможность применения прямого термического метода для получения недендритной структуры первичной фазы при литье широкой гаммы силуминов.

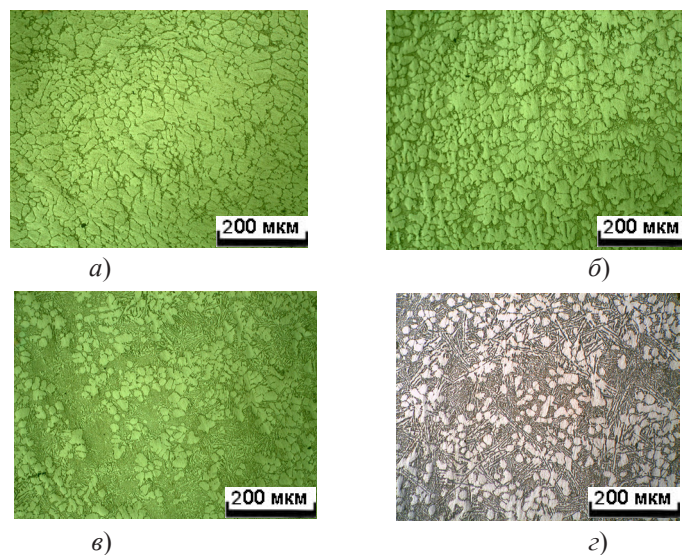


Рисунок 1 – Фотографии структур исследуемых образцов из сплавов на основе алюминия: а – 4,77% Si; б – 6,90% Si; в – 10,20% Si; г – 10,40% Si.

Список литературы

1. Brown D.J., Hussey M.J., Carr A.J., Brabazon D. "Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure", International journal of cast metals research, 2003, v. 16, p.p. 418-426

УДК 621.74.045:669.24:621.984

О. С. Сергієнко, В. В. Луньов, Г. А. Бялік

Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя

ВПЛИВ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ (ГІП) НА РІВНОМІРНІСТЬ РОЗПОДІЛУ Г'-ФАЗИ ТА ВЛАСТИВОСТІ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

На властивості жароміцних нікелевих сплавів впливає комплекс факторів, серед яких особливу роль відіграє об'ємна доля γ' -фази, розмір і форма її часток, а також особливості розподілу γ' -фази, до яких у першу чергу слід віднести рівномірність її розподілу.

На сьогоднішній день не існує критерію для оцінки рівномірності розподілу γ' - фази у металевій матриці жароміцних сплавів. Але існують металографічні методи, які дозволяють визначити загальний вміст будь-якої фази відносно металевої матриці, наприклад, метод «Л», ГОСТ 1778-80.

Якщо за допомогою цього методу визначити індекс γ' - фази на двох лініях однакової довжини, проведених через зображення мікроструктури, за формулами:

$$I_{\gamma' \min} = \frac{I_{1\gamma'}}{L_{\zeta\alpha\alpha}} \quad I_{\gamma' \max} = \frac{I_{2\gamma'}}{L_{\zeta\alpha\alpha}} \quad (1)$$

де $I_{i\gamma'}$ - сумарна довжина часток γ' - фази на даній лінії, мм,

L заг - загальна довжина зразка, що розглядається, мм.

то за критерій рівномірності розподілу γ' - фази можна прийняти відношення

$$K_{i\gamma'} = \frac{I_{\gamma' \min}}{I_{\gamma' \max}} \quad (2)$$

В ідеальному випадку, при цілком врівноваженому розподілі γ' - фази по об'єму металу, індекс γ' - фази, повинен бути однаковим для усіх пересічних ліній. При цьому коефіцієнт розподілу $K_{i\gamma'} = 1$.

Для визначення впливу рівномірності розподілу γ' - фази на міцність нікелевих сплавів, використано 4 зразка, виконаних за різними технологіями. Серед них: литий зразок, литий зразок з термообробкою, литий зразок після ГПІ та литий зразок після ГПІ і термообробки.