

УДК 669.715:621.78:65.001.5

## О СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В ЭВТЕКТИЧЕСКОМ СИЛУМИНЕ

А. Ю. Шпортько

*Национальная металлургическая академия Украины*

### Введение

Получение металлических сплавов в большинстве технологических процессов, так или иначе, связано с прохождением через жидкую фазу. В последние годы на стыке фундаментальных и прикладных наук: металлофизики, физической химии, металлургии сформировалось и интенсивно развивается новое научное направление в материаловедении, связанное с исследованием структуры и свойств жидкой фазы и ее влияния на твердое состояние. Изучение физико-химических характеристик жидких металлов и сплавов становится важным звеном в решении проблемы повышения качества металла и совершенствования металлургической технологии.

Аномальный характер политейм структурно-чувствительных свойств при нагреве и охлаждении расплавов (гистерезис) косвенно свидетельствует об изменении их структурного состояния. Расплавы могут находиться в различных структурных состояниях и совершать переходы между ними под влиянием внешних воздействий [1]. Для определенного ответа на вопрос о структурных превращениях в жидких металлах необходимы достоверные и детальное сведения о структуре ближнего порядка в них, полученные прямыми дифракционными методами исследования расплавов.

### Материал и методика исследований

В работе проведено рентгенодифракционное изучение строения жидкого эвтектического силумина АК12оч при различных состояниях расплава, по двум режимам.

Первый режим заключался в ступенчатом последовательном нагреве и получении дифрактограмм при каждой опорной температуре от 720 °С до 900 °С.

Исследования во втором режиме проводили в области каждой из трех опорных температур (720 °С, 780 °С, 830 °С). Первое измерение выполняли при температуре на 10 °С ниже опорной (соответственно 710 °С, 770 °С, 820 °С), причем, заданная температура достигалась при прямом ходе (нагреве) после плавления образца. Второе измерение проводили при температуре на 10 °С выше опорной (соответственно 730 °С, 790 °С, 840 °С), предварительно нагревая расплав до 900 °С в течение 15 мин при обратном ходе (охлаждении). В каждой паре экспериментов в области опорной точки разница в температуре образцов составляла всего 20 °С. Термовременные условия нахождения образца в жидком состоянии существенно различались как между собой, так и от условий исследования при опорной температуре.

Продолжительность изотермической выдержки, как при температуре исследования, так и при температуре предварительного перегрева (900 °С) была одинаковой и составляла 15 мин. Дифрактограммы при всех

$i(S)$  – рассчитывали до  $S_{\max} = 11,8 \text{ \AA}^{-1}$ .

Исследования проводили на высокотемпературной рентгеновской установке лаборатории физики жидких металлов ИМФ НАН Украины. Дифрактограммы жидких сплавов получены с помощью высокотемпературного рентгеновского  $\theta - \theta$  - дифрактометра [2] и камеры оригинальной конструкции [3] в вакууме  $6,5 \cdot 10^{-3} \dots 8 \cdot 10^{-4}$  Па.

#### Результаты исследования и их обсуждение

Наблюдаемые для сплава изменения значений структурных параметров в интервале 720...900 °С равны: для  $i(S)$  – 28 %,  $r_1$  – 1,8 %,  $A_{\text{сум}}$  – 25%,  $A_{\text{мин}}$  – 22%. Такие значительные различия структурных параметров при сравнительно небольшом повышении температуры свидетельствуют о существенном изменении структурного состояния расплава в интервале 720...900 °С, причем наибольшие изменения происходят, по-видимому, вблизи температур 720 и 830 °С (рис. 1).

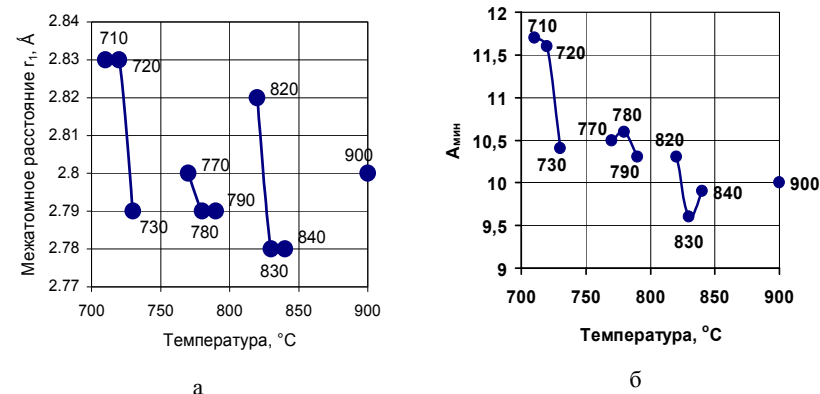


Рис. 1. Изменение структурных параметров  $r_1$  (а) и  $A_{\text{мин}}$  (б) в интервале температур 720...900 °С

Для выяснения сути наблюдаемых изменений строения расплава были использованы модельные представления с привлечением данных по фазовому составу сплава, исходя как из стабильной, так и метастабильной диаграммы состояния системы Al–Si [4; 5]. При количественных расчетах использовались данные чистых жидких Al и Si [6], а для качественных оценок привлекались данные кристаллических решеток метастабильных фаз:  $X, \eta, \omega, \alpha$  [4–7] и пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора (с 11 % Si) [7; 8]. При расчетах исходили из двух предположений: микрооднородного строения расплава (статистическое распределение атомов Al и Si или типа пересыщенного твердого раствора) и микронеоднородного строения (типа квазиэвтектики),

структурные составляющие которой, могут существенно отличаться как по составу, так и по атомному строению).

Установлено, что в образце, который подвергался изотермическим одночасовым выдержкам с последовательным нагревом до опорных температур, структура расплава при 720 °С описывается суперпозицией структурных характеристик кластеров двух типов: атомов Al с упорядоченностью по типу искаженной в сторону тетрагональности ГЦК структуры и атомов Si с упорядоченностью по типу ПК, как в чистом жидком Si [6; 7]. При 780, 830 °С первая структурная область сохраняется, а вместо второй области образуются микрогруппировки атомов Al и Si, причем содержание Si в них значительное, они имеют рыхлый тип упаковки атомов, подобный атомной структуре тетрагональной  $\eta$ -фазы [5]. При 900 °С кривая ФРРА моделируется равномерным распределением атомов компонентов.

При измерении дифрактограмм по второму варианту термо-временных режимов проведения экспериментов в каждом случае брали новый исходный образец. Полученные при нагреве до температуры 720–10 °С структурные параметры практически совпадают с полученными при температуре 720 °С. Предварительный перегрев до 900 °С и последующее охлаждение до указанных температур способствовало различию в структуре расплава. При охлаждении до 720+10 °С в расплаве существуют микрогруппировки разноименных атомов с упаковкой по типу тетрагональной  $\eta$  или  $\acute{\epsilon}$  фаз. После нагрева 20 °С → 780–10 °С и охлаждения до 780+10 °С структура описывается суперпозицией трех типов упаковок: группировками атомов Al с упаковкой по типу ГЦК, группировками атомов Al и Si с упаковкой по типу  $\eta$ -фазы, зафиксировано наличие группировок атомов Si со структурой по типу ПК. Кратковременный перегрев расплава до 900 °С (на 15 мин) с последующим снижением температуры на 100...200 °С в значительной мере способствует не только микрорастворению кремния с образованием областей (микро группировок) обогащенных кремнием, но и ведет к установлению прочных направленных связей между разнородными атомами.

### **Выводы**

1. Зафиксировано изменение характера межатомного взаимодействия исследуемого расплава эвтектического силумина от преимущественного взаимодействия одноименных атомов Si – Si (при 720 °С) до взаимодействия разноименных атомов Al – Si (при 720+10 °С и выше).
2. В температурных интервалах 730...780 °С и 840...900 °С расплав "запоминает" предыдущее высокотемпературное состояние, внутри этих интервалов наблюдается незначительное изменение структуры. Эта "память" является элементом структурной наследственности
3. После предварительного нагрева до 900 °С и изотермических выдержек при 720+10 °С фиксируется преимущественное взаимодействие разноименных атомов Al–Si, имеющее тип упаковки подобный по пространственному расположению атомов структуре метастабильной  $\eta$ -фазе тетрагональной сингонии и устойчивое в течение, по крайней мере, 40 минут.

4. При температурах 720 °С, 830 °С и незначительно при 780 °С зафиксировано скачкообразное изменение параметров ближнего порядка расплава, что связано со структурными превращениями в нем.

#### Литература

1. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. Исходные расплавы, как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. – Екатеринбург : УрО РАН, 2005. – 370 с.
2. Рентгеновский дифрактометр: А.с. 328377 СССР. МКИ G 01 n 23/20 / А. И. Тарнавский, А. В. Романова (СССР). – № 1438995/26-25: Заявл. 18.05.70; Оpubл. 02.02.72, Б.И. № 6. – 4 с. ил.
3. Высокотемпературная рентгеновская камера: А.с. 420918 СССР. МКИ G 01 n 23/20 / А. Г. Ильинский, А. В. Романова, Н. В. Приходько (СССР). – № 1780741/26-25: Заявл. 03.05.72; Оpubл. 25.03.74, Б.И. № 11. – 4 с. ил.
4. Мазур В. И., Куцова В. З., Узлов К. И. Структурообразование в силуминах при высокоскоростной кристаллизации // МиТОМ. – 1985. – № 3. – С. 50–56.
5. Мазур А. В., Мазур В. И. Влияние температурной обработки расплава на образование и распад метастабильных фаз при затвердевании заэвтектического силумина // Расплавы. – 1990. – № 3. – С. 71–79.
6. Ватолин Н. А., Пастухов Э. А. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. – М. : Наука, 1980. – 188 с.
7. Кушнерова А. К., Салли И. В. Об образовании пересыщенных твердых растворов в системах Al–Si и Al–Ge // Известия АН СССР: Неорганические материалы. – 1970, т.6. – № 10. – С.1867–1868.
8. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. – М. : Металлургия, 1979. – 640 с.