

**СТРУКТУРА ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ И ОТЛИВОК СПЛАВОВ Al-Fe**

<sup>1</sup>Луценко Е.В., <sup>2</sup>Крещенко В.А., <sup>3</sup>Рудь Н.Д., <sup>4</sup>Соболь О.В., <sup>4</sup>Глуценко М.А., <sup>4</sup>Зубков А.И.

<sup>1</sup>Национальный научный центр Харьковский физико-технический институт, г. Харьков, Украина

<sup>2</sup>Государственное предприятие Научно-производственный комплекс газотурбостроения «Зоря» – «Машпроект, г. Николаев, Украина

<sup>3</sup>АО «Мотор Сич», г. Запорожье, Украина

<sup>4</sup>Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, E-mail: lutsenko@kipt.kharkov.ua

В связи с разработкой наноструктурных металлов обладающих большими удельными площадями внутренних границ раздела все большую роль приобретает концепция «полезных» и «вредных» примесей [1], заключающаяся в том, чтобы на границах зерен матричного металла сконцентрировать атомы определенных легирующих элементов в виде адсорбционных слоев, называемых обычно равновесными зернограничными сегрегациями [1]. Однако, атомные механизмы взаимодействия таких веществ с основным металлом и строение таких адсорбционных слоев являются дискуссионными [2]. Это связано со многими причинами, одной из которых является присутствие в расплавах многочисленных неконтролируемых примесей, которые в процессе конкурирующей адсорбции вуапируют физические механизмы взаимодействия веществ модификаторов на фронте кристаллизации основного металла и искажают строение адсорбционных слоев [3].

Объектами исследований являлись конденсаты и отливки алюминия, сплавов Al-Fe. Содержание железа в конденсатах варьировали в диапазоне от 0,1 до ~ 4 ат. %, в отливках концентрация железа составляла 0,1 - 0,33 ат. %.

Фольги конденсатов Al и Al-Fe получали PVD-технологией путем испарения составляющих компонентов из различных источников и последующей конденсацией смесей их паров на неориентирующих ситалловых подложках в одинаковых технологических условиях. Толщина фольг составляла ~ 50 мкм. Отливки кристаллизовали в керамических тиглях со скоростью охлаждения примерно 2 градуса в секунду. Давление остаточных паров вакуумной камере при получении конденсатов и отливок составляло ~  $10^{-3}$  Па.

Концентрацию легирующих элементов (С) контролировали рентгеноспектральным методом. Области когерентного рассеяния (ОКР) и период кристаллической решетки конденсатов измеряли с помощью рентгеновской дифрактометрии (ДРОН-3М), размер зерна алюминиевой матрицы методами световой (OptikaM) и просвечивающей электронной микроскопии (JEM-2100)

Характер распределения легирующих элементов в конденсатах определяли на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 в режиме картирования по плоскости, в отливках – на растровом электронном микроскопе JSM – T300.

Как следует из представленных данных, период решетки нелегированного конденсата алюминия соответствует значению, характерному для чистого алюминия металлургического происхождения, и составляет 4,0488 Å. Обращает на себя внимание необычный характер концентрационной зависимости  $a - f(C)$  (рис.1, кривая 1). На экспериментальной зависимости  $a-f(C)$  наблюдаются два участка: до содержания железа примерно 2 ат. % не происходит заметного изменения величины  $a$ . Увеличение концентрации Fe приводит к существенному снижению периода ГЦК решетки алюминия, что свидетельствует об образовании пересыщенного твердого раствора. Влияние концентрации железа на размеры зерна и ОКР матричного металла – алюминия имеет противоположный характер (рис.1, кривая 3).

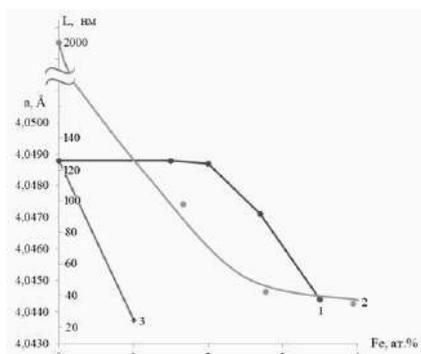


Рисунок 1– Влияние концентрации железа в конденсатах Al-Fe на период кристаллической решетки (1), размер зерна и ОКР (2) алюминиевой матрицы. 3 – прямая Вегарда

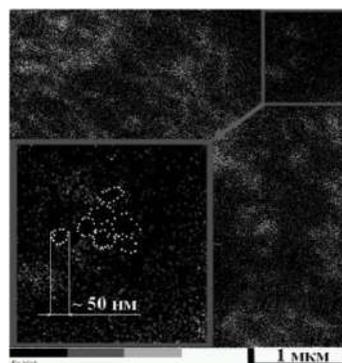


Рисунок 2 –Распределение атомов железа по площади фольги: Al-3,2 ат. % Fe. характеристическое излучение  $Fe_{K\alpha}$

До содержания железа примерно 2 ат. % происходит резкое снижение ОКР, при дальнейшем увеличении его концентрации эти величины изменяются незначительно.

Весьма показательными являются результаты исследования распределения атомов железа по плоскости фольги, проведенные в режиме картирования (рис. 2). На этих снимках наблюдается неоднородный характер распределения атомов Fe; видно, что области свободные от следов характеристического излучения  $Fe_{K\alpha}$  имеют размер  $\sim 50$  нм, что хорошо соответствует величине ОКР, определенной рентгеновским методом (рис. 1) и данными темнопольных электронно-микроскопических изображений.

Совокупность представленных данных и теоретические оценки, проведенные по методике, изложенной в работе [3], убедительно свидетельствуют, что области перегибов на зависимостях  $a-f(C, \text{ ат. \% Fe})$  и  $L-f(C, \text{ ат. \% Fe})$ (рис. 1) соответствуют той концентрации железа, которая необходима и достаточна для образования на границах зерен алюминиевой матрицы сегрегаций атомов железа в виде моноатомных адсорбционных слоев.

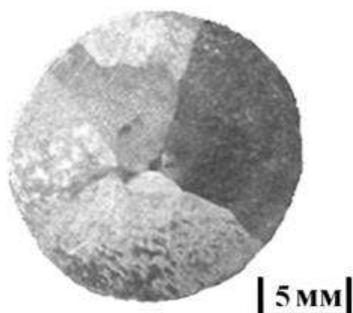


Рисунок 3– Металлографические изображения структуры отливок однокомпонентного Al.

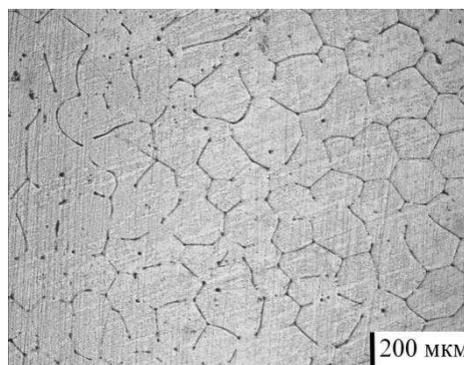


Рисунок 4– Металлографические изображения структуры отливок Al - 0,1 ат. % Fe.

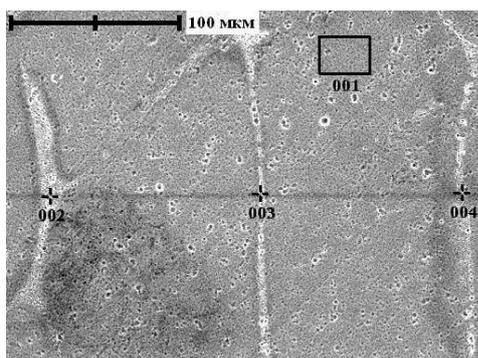


Рисунок 5– Распределение атомов железа по объему слитка

№ точки	Al	Fe
001	100,0	
002	98,32	1,68
003	99,95	0,05
004	96,55	3,45

На рисунках 3-5 представлены металлографические изображения отливок однокомпонентного алюминия и сплавов Al- 0,1 % ат. Fe. Как следует из приведенных изображений, формирование структуры отливок происходит по механизму ячеистого роста кристаллов. Средний размер зерна в однокомпонентном слитке алюминия составляет 7 мм, в отливках Al-0,1 ат.% Fe 220 мкм.

Важным результатом является то, что присутствие небольшого количества атомов железа на два порядка снижает размер зерна алюминиевой матрицы. Изучение характера распределения атомов железа по объему слитков свидетельствует о том, что этот элемент концентрируется на границах зерен, препятствуя их росту при кристаллизации из расплава.

#### **Выводы**

1. Установлено, что легирование конденсатов алюминия железом до ~ 3 ат. % приводит к снижению размера зерна от 2 мкм до 50 нм.

2. При конденсации паровой смеси атомов алюминия и железа сначала происходит формирование сегрегаций атомов железа на границах зерен алюминиевой матрицы в виде моноатомных слоев. По мере увеличения концентрации, атомы железа образуют пересыщенный раствор на основе ГЦК решетки алюминия и интерметаллиды на границах зерен матричного металла.

3. Показано, что модифицирование расплава алюминия, кристаллизующегося в определенных технологических условиях до концентраций ~ 0,1-0,2 ат.% приводит к снижению величины зерна алюминиевой матрицы примерно на два порядка. При этом структура слитка является ячеистой или равноосной.

4. Совокупность экспериментальных результатов и теоретических оценок позволяет объяснить модифицирующее действие железа на зеренную структуру конденсатов и отливок алюминия формированием атомами железа зернограницных сегрегаций.

#### **Список литературы:**

1. Гликман Е.Э., Брувер Р.Э. Равновесная сегрегация на границах зерен и интеркристаллитная хладноломкость твердых растворов

2. Я.Е. Гольштейн, В.Г. Мизин, Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. Москва: Металлургия: 1986.

3. Луценко Е. В., Соболев, О. В., Зубков А. И. О модифицирующем влиянии железа на вакуумные конденсаты алюминия // Журнал нано- и электронной физики. -2015.-Т. 7, № 3. -С. 03042(4pp).