

Рис. 1. Влияние модифицирования расплава на расширение перлитно-ферритной зоны структурообразования серого чугуна

лята 0,1 % от массы жидкого металла. Модификатор вводился в разливочный ковш непосредственно перед заливкой расплава в форму.

Результаты экспериментальных исследований представлены на рис. 1. Заштрихованная область соответствует перлитно-ферритной зоне структурообразования немодифицированного серого чугуна согласно структурной диаграмме Баладина-Вейника. Экспериментальные кривые показывают расширенную область перлитно-ферритной зоны при использовании лигатур: 1 — ФС30 РЗМ30Б; 2 — СБ20; 3 — ФС75. Введение в расплав лигатуры ФС75 позволило несколько расширить область получения отливок из серого чугуна с перлитно-ферритной структурой. Введение в расплав лигатуры ФС30 РЗМ30Б обеспечило получение отливок без отбела при значительных скоростях затвердевания.

Модифицирование расплава лигатурами на базе редкоземельных и щелочных металлов дает возможность более широко использовать металлические формы для получения тонкостенных отливок из серого чугуна без отбела и с высокими механическими свойствами.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Баладин Г.Ф. Основы теории формирования отливки. — М: Машиностроение, 1976. — Ч. 1. — 328 с.

УДК 621.762

А.С. КАЛИНИЧЕНКО, А.Н. АБРАМЕНКО,  
М.А. АНТОНЕВИЧ, Э.Д. СЫЧИКОВ

#### ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НЕКОТОРЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Процессы сверхбыстрого охлаждения расплавов, в том числе закалка из жидкого состояния, позволяют за счет больших переохлаждений перед кристаллизацией получать материалы с мелкокристаллической (в пределе — аморфной) структурой, расширять области их твердой растворимости, фиксировать метастабильные фазы. Все это обеспечивает значительное улучшение физико-механических свойств изделий [1], получаемых из этих материалов.

Анализ вопроса получения новых материалов показывает, что к одним из наиболее перспективных относятся сплавы систем алюминий—железо и алюминий—хром—цирконий [2].

В настоящей работе рассматриваются некоторые особенности микроструктур тонких алюминиевых лент (толщиной от  $80 \cdot 10^{-6}$  м до  $2 \cdot 10^{-3}$  м), полученных закалкой из жидкого состояния.

При толщине получаемых лент менее 0,5 мм сплавы алюминия с железом характеризовались наличием метастабильной фазы  $Al_6Fe$ . При скоростях охлаждения расплава  $10^5 \dots 10^6$  К/с формируются метастабильные фазы, которые часто трудно идентифицировать. Одной из них может быть метастабильная фаза с тетрагональной кристаллической структурой [3].

Увеличение содержания железа до 4% (по массе) не способствовало значительному расширению области его твердой растворимости при скоростях охлаждения  $10^3 \dots 10^4$  К/с, однако выделяющаяся эвтектика (вероятно,  $Al + Al_6Fe$ ) имела мелкодисперсный характер. Параметр кристаллической решетки составил 0,4016 нм. При скоростях охлаждения  $10^2 \dots 10^3$  К/с образовывался первичный интерметаллид  $Al_3Fe$  в виде игл длиной 50 мкм и толщиной 5 мкм. Сплавы алюминий—железо характеризовались волокнистой текстурой  $\langle 111 \rangle$  практически по всей толщине ленты. Направление  $\langle 111 \rangle$  является компромиссным случаем формирования структуры при высоких скоростях охлаждения и будет соответствовать максимальной скорости кристаллизации [4]. Более того, в отличие от процесса нормального затвердевания дендритные направления отличаются от ориентации столбчатых кристаллов [4].

Все быстрозакаленные ленты показывали слабое травление шлифов со стороны охлаждающей поверхности. Ширина зоны слабого травления составляет 10...25% всей толщины ленты. Электроннограммы, сделанные на трансмиссионном электронном микроскопе (рис. 1), показывают, что участкам слабого травления соответствует некристаллическая структура. По мере удаления от поверхности начинает проявляться кристаллическая структура.

При литье сплавов системы алюминий—хром—цирконий со скоростями охлаждения  $10^{-1} \dots 10$  К/с в отливках формируется грубая микроструктура с крупными включениями первичных интерметаллидов  $Al_3Zr$  и  $Al_7Cr$ .

При скорости охлаждения расплава порядка  $10^4$  К/с микрзерна размером 20...40 мкм имеют равноосный вид. Формируются метастабильные фазы алюминия с хромом и цирконием. Повышение скорости охлаждения до

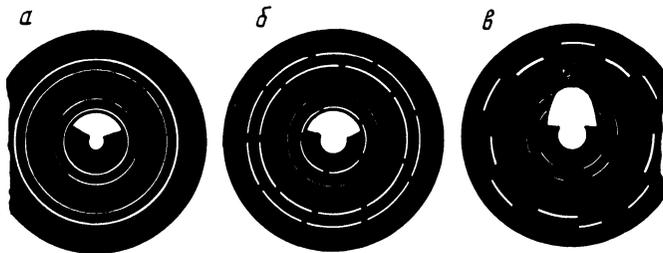


Рис. 1. Электроннограммы по сечению образца:

*a* — на внутренней поверхности; *б* — в центре; *в* — на внешней поверхности

$10^6$  К/с приводит к формированию мелкокристаллического строения  $\alpha$ -твердого пересыщенного раствора с размером микрзерна 1...3 мкм.

Образцы из быстрозакаленных материалов были подвергнуты холодному компактированию с последующей горячей экструзией. Предел прочности образца из сплава алюминий—хром—цирконий после экструзии составил 340 МПа.

Таким образом, исследования показали, что применение высоких скоростей охлаждения расплава при закалке из жидкого состояния позволяет получать сплавы алюминия с уровнем легирования переходными металлами, значительно превосходящим уровни традиционных сплавов.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Jones H. Rapid Solidification of Metals and Alloys. – London. The Institution of Metallurgists. – 1982. – 86 p. 2. Промышленные алюминиевые сплавы / С.Г. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с. 3. Morris L.R. Structure of continuously cast entectics used in the manufacture of fine-grained Aluminium Sheet // Solidification and Casting of Metals. – London, 1979. – P. 218–224. 4. Kalinichenko A.S., Bergmann H.W. Gefüge und Eigenschaften kontinuierlich gegossener dünner Aluminiumbänder // Aluminium. – 1984. – V. 60. – N 4. – P. 269–274.

УДК 621.783.224.1

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, Э.А. ГУРВИЧ,  
И.А. ТРУСОВА, Л.С. ТИМОШПОЛЬСКАЯ

### ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕПЛОПЕРЕНОСА ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ СЛИТКОВ

Для исследования процесса затвердевания и охлаждения в изложнице листового слитка была рассмотрена плоская симметричная относительно оси  $OY$  (рис. 1) задача, справедливая для зоны крупных промышленных слитков, находящейся в интервале  $1/2...2/3$  высоты изложницы [1].

Температурное поле слитка и изложницы описывается традиционным дифференциальным уравнением нестационарной теплопроводности

$$C_i(T) \rho_i(T) \frac{\partial T_i(x, \tau)}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ \lambda_i(T) \frac{\partial T_i(x, \tau)}{\partial x} \right],$$

где для слитка  $i = 1$ , для изложницы  $i = 2$ .

При мгновенном заполнении небольшого участка изложницы жидким металлом начальные условия имеют вид

$$T(x, 0) = \begin{cases} T_{1,0}; \\ T_{2,0}. \end{cases}$$

Граничные условия на оси симметрии формулируются как

$$-\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} = 0.$$