



### Список литературы

1. Sheiko A. A., Bondarewsky W. N. Zastosowanie zeliwa austenitnego sferoidalnego w electrotechnice oraz w przemyśle nafrowym i chemicznym // Zeliwo sferoidalne, szansa rozwoju polskiego odlewnictwa. — Krakow, 1996. — P. 1-6.
2. Sheiko A. A., Bondarewsky W. N., Zeleny B. Modifical “Niresist”, “Nomag” cast irons and technological processes of their manufacture // Ductile Iron news. — 1999. - № 1. — P. 17-15.
3. Шейко А. А., Бондаревский В. Н., Зеленый Б. Г., Латенко В. П., Мусеева Н. П. Влияние графитизирующего модифицирования на структуру аустенитного высокопрочного чугуна / Процессы литья. - 2006. - № 4. - С. 26-29.

Поступила 11.11.2008

УДК 669.541

**Д. Ф. Чернега, В. Ф. Сороченко, П. Д. Кудь**

Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

### **ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА РАСПЛАВА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ. Сообщение 5**

*Расширена область применения зависимости влияния комплексного модификатора на основе  $Sc_2O_3$ , Cr и Ti на повышение временного сопротивления разрыву сплава АК12М2 с флюсовой на внепечную технологию. Внепечная обработка способствует увеличению прочности и дисперсности структуры сплава в 1,5-2,0 раза.*

*Розширена область застосування залежності впливу комплексного модифікатора на основі  $Sc_2O_3$ , Cr і Ti на підвищення тимчасового опору розриву сплаву АК12М2 з флюсової на позапічну технологію. Позапічна обробка сприяє збільшенню міцності і дисперсності структури сплаву у 1,5-2,0 рази.*

*Extended with a gumboil on out-of-stove technology application of dependence of influencing of complex modifier domain on the basis of  $Sc_2O_3$ , Cr and Ti on the increase of temporal resistance the break of alloy АК12М2. The out-of-stove treatment is instrumental in the increase of durability and dispersion of structure of alloy in 1,5-2,0 time.*

**Ключевые слова:** тепловая интенсификация, внепечная обработка, дисперсность, структура.

Как известно [1], на основе физико-химических представлений о кинетике броуновской коалесценции предложена модель [2] модифицирования  $Sc_2O_3$  литейных алюминиевых сплавов (ЛАС), которая (сообщение 3 [3]) развита в физико-химическую зависимость совместного ориентационно-координационного влияния на повышение механического сопротивления ЛАС АК12М2 гетерофазными ультрадисперсными частицами (УДЧ) оксида скандия и гомофазными металлами-модификаторами хромом и титаном в составе комплексного модификатора (предмет исследований).

Несмотря на то, что проблема повышения качества ЛАС во многих случаях решается технологиями внепечной обработки расплава ЛАС, например, способом тепловой интенсификации, по мнению авторов работы [4], количественная оценка эффективности различных методов внепечной обработки, использующих эти принципы интенсификации, затруднена, так как в каждом технологическом варианте реализуются “конкретные цели”, корректируемые технологическими возможностями и экономическими тре-

бованиями. Авторами в работе [3] разработаны физико-химические закономерности, устанавливающей взаимосвязь между временным сопротивлением разрыву ( $\sigma_B$ ) исходного ЛАС АК12М2 и долей замещения атомов металла-растворителя (алюминия) в его первой координационной сфере на металлы модификаторы – хром (титан) и (Cr + Ti) в составе комплексного модификатора, содержащего УДЧ оксида скандия.

В работе [5] приведены результаты сопоставления изменения прочности и микроструктуры в период формирования слитков ЛАС АК12М2, модифицированным скандийсодержащим флюсом. Поэтому целесообразно продолжить исследования в этом направлении ЛАС АК12М2, модифицированным по внепечной технологии комплексным модификатором [3], содержащим, одновременно, как твердую фазу УДЧ оксида скандия, так и жидкую: металлы Cr и Ti (объект исследования, новый).

*Цель работы.* Сопоставление изменения прочности и микроструктуры ЛАС АК12М2, модифицированным по внепечной технологии комплексным модификатором [3].

### *Флюсовое модифицирование*

Сплав АК12М2 плавил в печи сопротивления в чугунном тигле. Модификатор следующего состава, в %: 10 УДЧ оксида скандия, 20 гексафторцирконата калия, 5 криолита, 55 крупки хрома и 10 измельченной стружки титановых сплавов – частями наносили на поверхность ЛАС при температуре 1003-1013 К с последующим перемешиванием расплава.

### *Внепечная обработка*

Расплав АК12М2 нагревали до температуры 953-963 К. Другую часть исходного ЛАС АК12М2 одновременно нагревали в графитовом тигле в индукционной печи ВЧГ4-10/0,44 до повышенной температуры 1223 К, защищали поверхность металла слоем расплавленно-го флюса (45 % NaCl, 40 % KCl, 15 %  $Na_3AlF_6$ ) и частями путем перемешивания вводили в расплав описанный выше модификатор в количестве 0,5-5,0 % от массы расплава. После удаления шлака обе части исходного и легированного расплава ЛАС АК12М2 сливали в подогретый в термостате керамический тигель в соотношении 4:1 [6], перемешивали и заливали в чугунный кокиль.

Анализ структуры образцов, полученных из технологических проб, проводили на оптическом микроскопе «Неофот-32 М».

Ранее в сообщении 3 [3] с ссылкой на Б. Б. Гуляева [7] акцентировали внимание на возможность устранения существующих противоречий между традиционной металловедческой (равновесной для всего объема) и квазиравновесной (квазистатической - равновесной для элементарного объема) теориями формирования сплавов. При этом допускается, что элементарный объем настолько мал, что перепады температур, концентраций и давлений по его протяжению можно не принимать во внимание. Однако он настолько велик, что может вмещать в себя участки соответствующих фаз с разными концентрациями компонентов по разные стороны от поверхности раздела. Поэтому, согласно предложенной нами квазистатической модели влияния комплексного модификатора на повышение временного сопротивления разрыву ЛАС АК12М2 [1-3], сместить равновесие реакции



в сторону образования металлов (Cr, Ti; Cr + Ti) – сольватного  $n^2 Al$  комплекса (сольватированных модифицирующих металлов или их смесей квадратом числа  $n = 42$  [1, 2] атомов алюминия -  $Me(n^2Al)_{\text{сольв}}$ ) можно на основании правила фаз Гиббса без изменения числа фаз в системе путем изменения внешнего фактора - температуры ( $T$ ). Термодинамически для реакции (1) это условие записывается

$$- Q(T) \text{ -- } \rightarrow 0. \quad (2)$$

Из этого выражения видно, что повышение температуры ЛАС или его модифицирующей лигатуры может способствовать дисперсности ЛАС после его внепечной обработки вследствие уменьшения влияния тонких слоев оксида алюминия при температурах  $\approx 1073$  К [8] и более полного протекания реакций взаимодействия с алюминием модифицирующих и легирующих компонентов с образованием твердых растворов в области существования  $\alpha$ -фазы. На повышение прочности «перегрев» лигатуры должен влиять в меньшей степени в связи с тем, что интегрально-кинетическая зависимость для расчета временного сопротивления разрыву  $\sigma_B$  (МПа) ЛАС АК12М2 ( $\sigma_B^0$ ) после его модифицирования комплексным модификатором на основе оксида скандия с добавками хрома и титана [3]

$$\ln \sigma_B = \ln \sigma_B^0 + 0,451 \quad (3)$$

не учитывает влияние температуры  $T$  (К).

При подстановке в уравнение (3) исходного значения (не модифицированного) ЛАС АК12М2  $\sigma_B^0 = 193$  МПа

$$\ln \sigma_{B_{теор}} = \ln 193 + 0,451 = 5,713 \quad (4)$$

и потенцирования (4) находим искомое теоретическое значение  $\sigma_{B_{теор}}$

$$\sigma_{B_{теор}} = 303 \text{ МПа}, \quad (5)$$

отличающееся в пределах 10 % от фактических, приближающихся к максимуму значений  $\sigma_{B_{макс}} = 273$  МПа (рис. 1, кривая 1) ЛАС АК12М2, модифицированного комплексным модификатором по внепечной технологии. По сравнению (рис. 2, а) с флюсовым модифицированием комплексным модификатором, включающим хром и титан ( $\alpha_B = 265$  МПа, отклонение от теоретического 12,5 % [3]), внепечная технология обработки ЛАС АК12М2 способствует (рис. 2, б) уменьшению в плоскости шлифа неоднородности отдельных составляющих микроструктуры (за счет уменьшения крупных включений первичного кремния и интерметаллидных фаз). При этом средний размер зерна, определенный по методике [9], уменьшается в границах всей площади шлифа на одну треть: со 180 до 120 мкм с одновременным уменьшением размеров первичных интерметаллидных фаз более

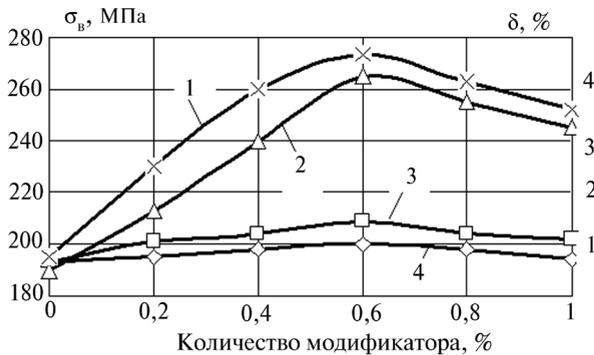


Рис. 1 Влияние внепечной обработки расплава на механические свойства сплава АК12М2: 1 - временное сопротивление разрыву ( $\sigma_B$ ) сплава в литом состоянии после внепечной обработки; 2 - временное сопротивление разрыву ( $\sigma_B$ ) сплава в литом состоянии после флюсовой обработки; 3 - относительное удлинение ( $\delta$ ) сплава в литом состоянии после внепечной обработки; 4 - относительное удлинение ( $\delta$ ) сплава в литом состоянии после флюсовой обработки

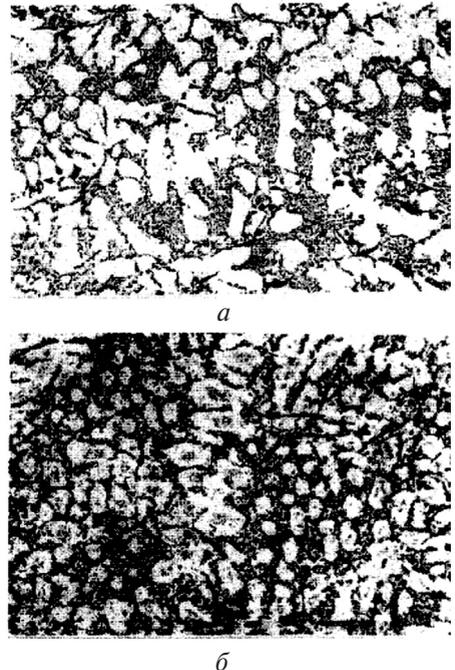


Рис. 2 Микроструктура сплава АК12М2, модифицированного флюсовой композицией (а) и после внепечной обработки (б),  $\times 200$

чем в 2 раза: с 70-90 до 35-50 мкм. Показатели относительного удлинения ЛАС АК12М2 после внепечной обработки сравнимы с показателями после флюсовой обработки (рис. 1, кривые 3, 4).

### Выводы

Предложенная в работе [3] зависимость увеличения временного сопротивления разрыву ЛАС АК12М2 после его флюсового модифицирования комплексным модификатором (3) может использоваться в расчетах  $\sigma_B$  ЛАС АК12М2, модифицированных комплексным модификатором по внепечной технологии, которая, одновременно, способствует увеличению прочности и дисперсности первичного кремния и интерметаллидных фаз на 30-50 %.



### Список литературы

1. Сороченко В. Ф., Чернега Д. Ф., Кудь П. Д. Теоретические основы влияния оксида скандия на флюсовое повышение химического и механического сопротивления литейных алюминиевых сплавов. Сообщение 1 // Процессы литья. - 2002. - № 3. - С. 43-51.
2. Сороченко В. Ф. Модель модифицирования литейных алюминиевых сплавов // Там же. - 2008. - № 6. - С. 38-43.
3. Сороченко В. Ф., Чернега Д. Ф., Кудь П. Д. Физико-химические основы повышения механического сопротивления сплава АК12М2, модифицированного комплексным модификатором. Сообщение 3 // Там же. - 2006. - № 3. - С. 26-31.
4. Грабовский В. М., Крентюк Я. В., Федченко Н. А. Улучшение качества алюминиевого сплава АК9Ч в результате комплексной обработки // Там же. - 2006. - № 3. - С. 31-37.
5. Чернега Д. Ф., Сороченко В. Ф., Кудь П. Д. Об эффективности модифицирования литейных алюминиевых сплавов скандийсодержащими тугоплавкими соединениями // Там же. - 2001. - № 1. - С. 37-40.
6. Пат. 19599 Украина, МПК<sup>7</sup> С22 С1/06, С22 В9/10. Спосіб модифікування алюмінієвих сплавів // Д. Ф. Чернега, В. Ф. Сороченко, П. Д. Кудь. - Опубл. 15.12.2006, Бюл. № 12.
7. Гуляев Б. Б. Синтез сплавов (Основные принципы. Выбор компонентов). - М.: Metallurgia, 1984. - 166 с.
8. Михаленков К. В., Моголатенко В. Г., Лисенко С. И. Формирование структуры алюминия, содержащего дисперсные частицы нитрида титана // Там же. - 2001. - № 1. - С. 41-47.
9. ГОСТ 5639-82 (СТ. СЭВ 1959-79). Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. - М.: Изд-во стандартов, 1988. - 32 с.

Поступила 27.10.2008

УДК 669.018:54-161:541.7

### В. Л. Лахненко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## ПРИМЕНЕНИЕ СИНХРОННОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕХОДА СПЛАВОВ ИЗ АМОРФНОГО СОСТОЯНИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ

*Показана эффективность использования метода синхронного термического анализа для определения параметров перехода сплавов из аморфного состояния в кристаллическое. На примере аморфного сплава на основе циркония продемонстрирована возможность определения количества остаточной аморфной фазы в сплавах после их термической обработки с помощью высокоточной дифференциальной сканирующей калориметрии.*

*Показана ефективність використання методу синхронного термічного аналізу для визначення параметрів переходу сплавів з аморфного стану в кристалічний. На прикладі аморфного*