

И. В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, **А. В. АРАБЕЙ**,
С. В. КИСЕЛЕВ, **Г. В. ДОВНАР**, канд. техн. наук (БНТУ)

КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В ИНТЕРВАЛЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА

Постоянно повышающиеся требования к качеству продукции и сокращению сроков технологической подготовки привели к необходимости широкого внедрения компьютерных систем для моделирования литейных процессов на промышленных предприятиях. На мировом рынке программных продуктов все активнее находят спрос пакеты для моделирования литейных процессов, такие как «ProCAST» и «MAGMA», на литейных заводах стран СНГ – «Полигон», LVMFlow и др. В то же время, несмотря на значительные успехи, достигнутые в последние годы в области компьютерного моделирования литейных процессов, проблема адекватности применяемых моделей и эффективности использования той или иной системы в тех или иных условиях во многих случаях остается нерешенной.

Несмотря на то, что общие вопросы теории тепловых и гидродинамических процессов при охлаждении и затвердевании жидкого металла хорошо разработаны, большинство прикладных задач моделирования литейных процессов не имеет строгого аналитического решения. При принятии ряда допущений обычно возможно построение достаточно адекватных аналитических моделей лишь для тел простейшей конфигурации. В настоящее время наиболее эффективным способом решения задач моделирования литейных процессов для отливок сложной конфигурации являются численные методы [1].

Численные методы позволяют решить задачу охлаждения и затвердевания отливки произвольной конфигурации на основе уравнения нестационарной теплопроводности с соответствующими граничными условиями [2]:

$$K_x \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + K_y \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + K_z \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + q_v = c_v \frac{\partial T}{\partial t},$$

$$T = T(S, t),$$

(1)

$$K_n (\partial T / \partial n) = -q_n,$$

$$K_n (\partial T / \partial n) = -\alpha(T - T_{cp}),$$

где x, y, z – координаты в области пространства, ограниченного поверхностью S ; n – нормаль к поверхности S ; t – время; T – функция температурного распределения в пространстве координат x, y, z, t ; K_x, K_y, K_z, K_n – теплопроводность в направлении осей x, y, z и нормали n соответственно; q_v – объемная мощность внутренних источников теплоты; C_v – объемная теплоемкость; q_n – граничный тепловой поток (по нормали к S); α – коэффициент граничной конвективной теплопередачи в среду с температурой T_{cp} .

При решении задачи затвердевания наиболее важным является то, насколько адекватно учитывается выделение скрытой теплоты кристаллизации в интервале температур затвердевания и насколько точно известны значения температур фазовых переходов и интервала кристаллизации сплава. Применение для этого различных функциональных зависимостей, связывающих количество твердой фазы с диаграммами состояния сплавов, чаще всего малоэффективно и неадекватно отражает действительный характер тепловыделения для реальных неравновесных условий [1].

Перспективы компьютерного анализа литейной технологии определяются возможностью решения задачи адекватного моделирования теплофизических и физических свойств жидких и твердых фаз многокомпонентных сплавов, существующих в интервале кристаллизации. К ним относятся объемная доля, скорость выделения твердой фазы и соответствующее количество выделившейся при кристаллизации скрытой теплоты. Эти свойства являются важными входными параметрами практически для всех типов математических моделей процесса затвердевания. Однако экспериментальные измерения этих свойств в большинстве случаев являются проблематичными, особенно при высоких температурах расплавов, и на

практике при моделировании литейных процессов используются преимущественно справочные и расчетные данные, которые носят лишь приближенный характер и не учитывают особенностей реального технологического процесса плавки.

Как известно, свойства расплавов и, как следствие, структура и свойства получаемых литых изделий зависят не только от химического состава, но и от состояния сплава в жидкой фазе. Состояние сплава в жидкой фазе и соответственно процессы формирования структурных составляющих сплава при кристаллизации могут существенно изменяться в зависимости от условий выплавки: температуры и скорости нагрева, времени выдержки при определенной температуре, модифицирующей обработки и т. п. Накопленный в последние годы значительный экспериментальный материал свидетельствует о том, что изменения режимов температурной обработки расплава приводят к существенным изменениям морфологии и размеров выделяющихся при кристаллизации фаз, размеров и распределения усадочных и газовых дефектов, механических свойств сплавов, в том числе системы Al-Si, являющейся основой большинства промышленных алюминиевых сплавов.

Исходя из вышеизложенного, целью настоящей работы являлось изучение влияния температурной обработки заэвтектических сплавов системы Al-Si в жидком состоянии на температуры фазовых переходов и интервал кристаллизации при их охлаждении и затвердевании.

Свойства каждого конкретного сплава системы Al-Si главным образом определяются индивидуальными физическими свойствами, объемной долей, морфологией и распределением его основных фазовых составляющих: α -Al твердого раствора и кристаллов кремния (Si). В промышленных силуминах содержание кремния находится на уровне от 5 до 23 % (мас.) и, как следует из равновесной диаграммы состояния, структура этих сплавов может быть доэвтектической, заэвтектической или эвтектической [3]. Кристаллы кремния, присутствующие в промышленных Al-Si сплавах, образуют практически чистые, беспримесные граненные кристаллы этого элемента, которые могут иметь различную морфологию: первичные, компактные включения в заэвтектических сплавах (β -фаза) и разветвленные пластины (или волокна) в эвтектике (α -Al + Si). Доэвтектические и заэвтектические сплавы кристаллизуются аналогично

сплавам эвтектического состава, но отличаются лишь выпадением первичных α - и β -фаз соответственно [3, 4].

Принято считать, что процесс эвтектической кристаллизации в силуминах является актом гетерогенного зарождения одной из фаз на подложках другой твердой фазы или посторонней примеси [4]. Однако единого мнения о решающей роли того или иного фактора, лимитирующего активность одной из фаз в качестве подложки для другой, не существует [3, 4]. Более того, за последние годы накоплен значительный экспериментальный материал, свидетельствующий о существенной, если не решающей, роли жидкого состояния на процесс формирования кристаллической структуры силуминов [5–9]. Установлено, что после плавления силумины являются неоднородными, неравновесными системами, свойства которых зависят не только от химического состава, но и от условий приготовления сплава в жидкой фазе. Температурная обработка силуминов в жидком состоянии выше температуры ликвидуса приводит к значительному изменению не только свойств самих расплавов, но также к изменению свойств и структуры литых изделий после затвердевания сплавов. Эта взаимосвязь обнаруживается и подтверждается практикой производства отливок из силуминов.

В связи с вышеуказанным особый интерес представляло исследовать влияние температурной предыстории выплавки расплава на температуры фазовых переходов, интервал кристаллизации и морфологию фаз при охлаждении и затвердевании силуминов. Для решения поставленной задачи изучали параметры процесса кристаллизации и микроструктуры сплавов после их температурной обработки в жидком состоянии при различных температурах перегрева (от 720 до 870 °С).

В качестве объекта исследования использовали сплавы Al – 16 % Si заэвтектического состава, которые получали сплавлением в электрической печи типа СНОЛ алюминия марки А9 и лигатуры следующего состава: 30–32 % кремния, 0,8–1,2 % железа, остальное – алюминий.

Для исследования процесса кристаллизации была разработана универсальная микропроцессорная система термического анализа (УМСТА), построенная на базе микропроцессорных средств и персонального компьютера, основные технические характеристики которой представлены в табл. 1.

Таблица 1. Основные технические характеристики УМСТА

Общие характеристики системы	
- Тип датчика температуры	Термопара ХА (К), ППР (S)
- Диапазон измерения температуры	0-1600 °С
- Допустимый диапазон температур окружающей среды эксплуатации системы	0-50 °С
Характеристики информационно-измерительного блока	
- Дискретность измерения температуры	0,1 °С
- Период времени между измерениями температуры	0,4-3,2 с
- Информационная емкость оперативной памяти	2046 измерений температуры
- Информационная емкость энергонезависимой памяти	512 термограмм

Конструктивно система термического анализа металлов и сплавов включает датчик, обеспечивающий измерения температур в интервале кристаллизации сплавов, персональный компьютер для обработки и визуализации термограмм, информационно-измерительный блок. Система функционирует в двух основных режимах:

- в режиме термического анализа и записи термограмм кристаллизации;
- в режиме передачи термограмм в персональный компьютер для их обработки.

В качестве термодатчика использовали хромель-алюмелевую термопару в защитном кварцевом колпачке. Сигнал от термопары (термоЭДС) поступал в информационно измерительный блок, где преобразовывался в цифровой код, из которого формировалась термограмма кристаллизации. Измерение температуры (преобразования сигнала термопары в цифровой код) во время процесса кристаллизации расплава осуществлялось через равные промежутки

времени (0,4–1,2 с в зависимости от общей продолжительности за- твердевания пробы расплава). Полученные термограммы передава- лись для обработки в персональный компьютер с помощью интер- фейса передачи данных через USB-порт.

Для исследования влияния температурных режимов обработки сплавов в жидком состоянии на характер распределения и морфоло- гию кристаллических фаз проводили металлографический метод анализа образцов проб исследованных сплавов после термического анализа (диаметр пробы – 30 мм, масса пробы – 35 г, скорость ох- лаждения в жидком состоянии – 1,8–2,0 °C/с). Исследования микро- структуры проводились на оптическом микроскопе при увеличении до 500 крат. Приготовление шлифов осуществлялось путем механи- ческой полировки с последующей обработкой образцов в 0,5%-м водном растворе HF.

В результате термического анализа было установлено, что с увеличением температуры перегрева расплава имеется тенденция к повышению температуры начала кристаллизации (рис. 1) и соответ- ственно росту общего интервала кристаллизации сплава (рис. 2).

Результаты металлографического анализа исследованных спла- вов представлены на рис. 3–6.

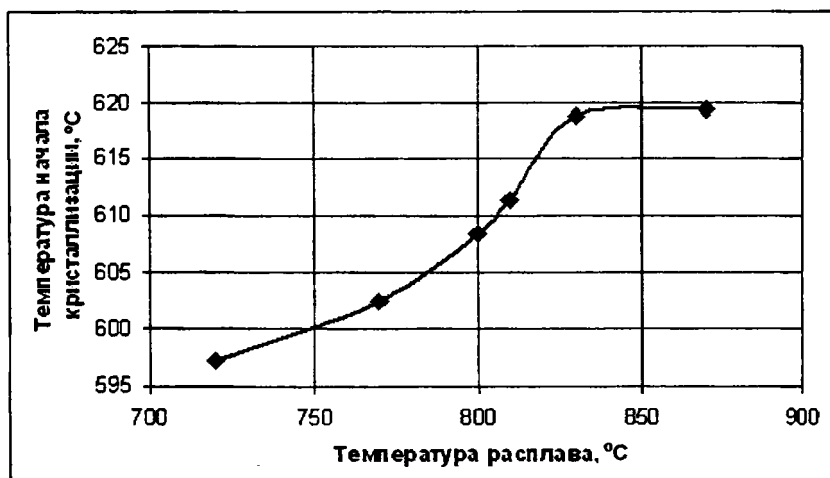


Рис. 1. Зависимость температуры начала кристаллизации сплава Al – 16 % Si от температуры перегрева сплава в жидком состоянии



Рис. 2. Зависимость интервала кристаллизации сплава Al – 16 % Si от температуры перегрева сплава в жидком состоянии

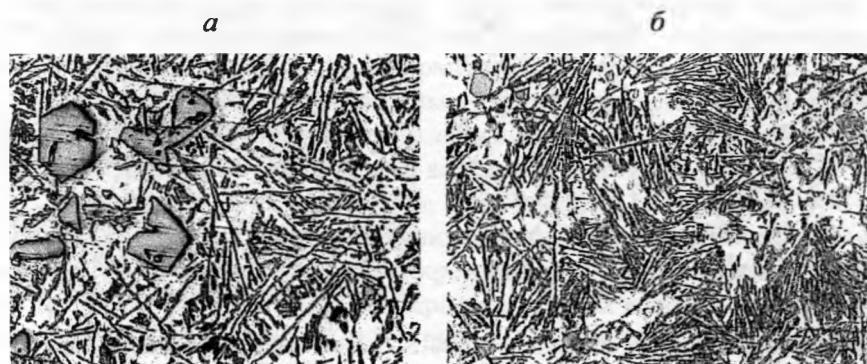


Рис. 3. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 720 °C: а – центральная часть образца; б – периферийная часть образца (×125)

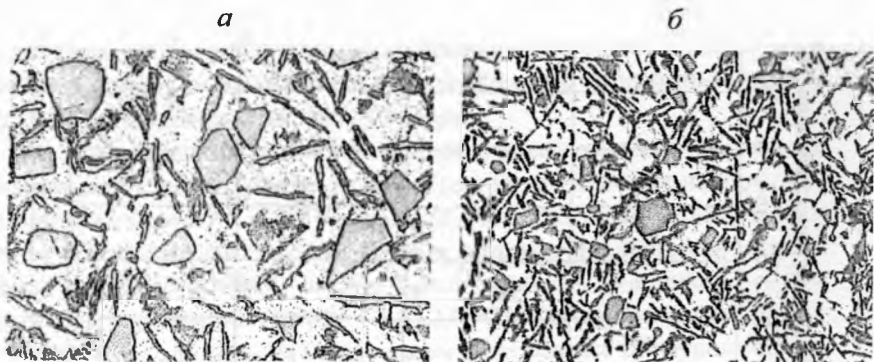


Рис. 4. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 790 °С: *а* – центральная часть образца ($\times 250$); *б* – периферийная часть образца ($\times 125$)

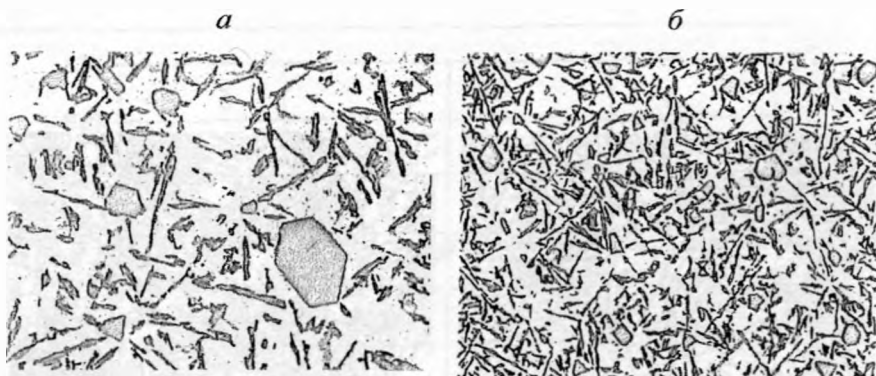


Рис. 5. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 830 °С: *а* – центральная часть образца ($\times 250$); *б* – периферийная часть образца ($\times 125$)



Рис. 6. Микроструктура сплава Al – 16 % Si после выдержки в печи при температуре 870 °С: *а* – центральная часть образца ($\times 250$); *б* – периферийная часть образца ($\times 125$)

Результаты металлографического анализа свидетельствуют о том, что изменение температурного режима плавки (т. е. температурной предистории расплава) приводит к заметному изменению параметров кристаллизации и микроструктуры сплава. При этом режим температурной обработки оказывает влияние на размер и морфологию как эвтектических, так и первичных фаз. При относительно небольших перегревах (100 °С над линией ликвидуса) эвтектика имеет тонкопластинчатую и даже в отдельных участках волокнистую морфологию (рис. 3), первичный кремний образуется преимущественно в форме компактных относительно небольших кристаллов. При этом наблюдалась ликвация кристаллов первичного кремния (ПК) в центральной зоне всех исследованных образцов.

Установлено, что повышение температуры расплава до 790–830 °С приводит к формированию преимущественно более утолщенных пластин эвтектического кремния, меньшей протяженности по сравнению со сплавами, температура нагрева которых в жидком состоянии не превышала 720 °С (рис. 4, 5). При этом для образцов, особенно для периферийной их части, характерно наличие относительно небольших по размерам компактных выделений кристаллов ПК, что может благоприятно отразиться на эксплуатационных свойствах, например износостойкости. Дальнейшее повышение температуры расплава до 870 °С приводит к заметному росту раз-

меров кристаллов ПК и их сильной ликвации в центральной части пробы (рис. 6). Морфология эвтектики существенно не изменяется, кремний в эвтектике кристаллизуется в различной форме – от небольших утолщенных зерен до отдельных протяженных пластин.

Заключение

Методами компьютерного термического и металлографического анализов были получены экспериментальные данные о влиянии температурной обработки заэвтектических силуминов в жидком состоянии на температуры фазовых переходов, интервал кристаллизации и морфологию образующихся при затвердевании фаз после затвердевания заэвтектических сплавов в системе Al–Si.

Установлено, что температура начала кристаллизации первичного кремния в заэвтектических силуминах при затвердевании из расплава нелинейно повышается при увеличении температуры перегрева расплава от 720 до 870 °С. При этом также повышается общий интервал кристаллизации сплава (на 20–25 °С для исследованного состава Al – 16 % Si).

Процессы формирования кристаллической структуры заэвтектического сплава системы Al–Si при затвердевании также изменяются в зависимости режимов температурной обработки расплава. Изменение температурного режима плавки приводит к изменению размера и морфологии как эвтектических, так и первичных фаз сплава. Повышение температуры расплава до 790–830 °С ведет к формированию преимущественно более утолщенных пластин эвтектического кремния, до 870 °С – к заметному росту размеров кристаллов первичного кремния и их сильной ликвации в центральной части образца.

Полученные данные, таким образом, свидетельствуют о том, что для адекватного решения задачи затвердевания отливок из заэвтектических силуминов при использовании зависимостей, связывающих количество твердой фазы и температуры фазовых переходов с диаграммами состояния сплавов, необходимо учитывать влияние температурного режима обработки сплава в жидком состоянии на параметры процесса кристаллизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тихомиров, М. Д. Основы моделирования литейных процессов. Тепловая задача / М. Д. Тихомиров // Литейное производство. – 1998. – № 4. – С. 30–34.
2. Сегерлинд, Л. Применение метода конечных элементов / Л. Сегерлинд; пер. с англ. – М.: Мир, 1979. – 392 с.
3. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо; пер. с англ.; под ред. Ф. И. Квасова, Г. Б. Строгонова, И. Н. Фридляндера. – М.: Metallurgia, 1979. – 640 с.
4. Строганов, Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. – М.: Metallurgia, 1977. – 272 с.
5. Влияние структурного состояния расплава на кристаллизацию силуминов / П. С. Попель [и др.]. // Расплавы. – 1987. – Т. 1, вып. 3. – С. 31–35.
6. Новохатский, И. А. Особенности проявлений различных типов структурных превращений в металлических расплавах / И. А. Новохатский, В. З. Кисунько, В. И. Ладыанов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1985. – Т. 5. – С. 1–9.
7. Рафальский, И. В. Влияние температурного режима плавки на свойства литейных алюминиевых сплавов / И. В. Рафальский, А. В. Арабей // Литье и металлургия. – 2005. – № 2. – С. 132–134.

УДК 621.74.043:621.746.072

А. М. МИХАЛЬЦОВ, канд. техн. наук, А. А. ПИВОВАРЧИК (БНТУ)

НАКОПЛЕНИЕ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Смазывание технологической оснастки является обязательным условием при изготовлении алюминиевых отливок методом литья под высоким давлением.

Нанесение на литейную оснастку разделительных покрытий способствует защите поверхностных слоев пресс-формы от эрозионного и теплового воздействия струи заливаемого металла, снижает трение отливки о пресс-форму в процессе извлечения, а водоземulsionные смазочные материалы, помимо прочего, обладают способностью охлаждать поверхностные слои пресс-формы.