

3. Выдержка образцов свыше 3...4 ч на первой стадии нецелесообразна, так как она не ведет к изменениям в структуре.

4. Минимум твердости образцов наблюдается при температуре второй стадии отжига, близкой к критической (650...700 °С).

5. Рост скорости охлаждения образцов после их выдержки при оптимальной температуре второй стадии приводит к некоторому повышению их твердости.

6. Оптимальный режим отжига: нагрев с печью до 1150 °С – выдержка 3...4 ч – охлаждение с печью – нагрев до 650...700 °С – выдержка 2 ч – охлаждение со скоростью 20 °С/ч до 500 °С – охлаждение на воздухе.

При таком режиме отжига получаемая структура состоит из эвтектических карбидов и металлической основы в виде зернистого перлита, что позволяет увеличить скорость обработки деталей из данного чугуна резцом ВК8 в 3...4 раза.

УДК 621.746

Р.И. ЕСЬМАН, В.М. КАЙНОВ,
А.И. НОВИКОВ, Ю.П. ЯРМОЛЬЧИК

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ШИРОКОИНТЕРВАЛЬНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Для расчета процесса затвердевания сплава необходимо знать его термодинамические характеристики, изменяющиеся в интервале кристаллизации (удельную теплоту кристаллизации, удельную теплоемкость, коэффициент теплопроводности и т. д.). Для многокомпонентных сплавов ввиду отсутствия соответствующих диаграмм состояния расчет термодинамических характеристик невозможен, поэтому необходимо использовать экспериментальные данные. Метод экспериментального определения термодинамических характеристик широкоинтервальных сплавов изложен в работе [1]. На рис. 1 представлена зависимость эффективной спектральной теплоты кристаллизации от температуры для жаропрочного литейного алюминиевого сплава АЛ 19 (5,28% Cu, 0,78% Mn, 0,08% Ti, 0,08% Fe, 0,07% Si, Al – остальное). Программа для расчета аппроксимирующих зависимостей на ЭВМ по методу наименьших квадратов приведена в работе [2]. Эффективная спектральная теплота кристаллизации

$$\tilde{c}(T) = r_{\text{сп}}(T) + c(T),$$

где $r_{\text{сп}}$ – спектральная теплота кристаллизации, $r_{\text{сп}} = dr/dT$, Дж/(кг·К); r – истинная удельная теплота кристаллизации, Дж/кг; c – истинная удельная теплоемкость сплава, Дж/кг.

Таким образом, по физическому смыслу величину \tilde{c} можно рассматривать как эффективную удельную теплоемкость сплава при температуре T . Величина \tilde{c} является расчетным параметром при решении задачи о затвердевании отливок из широкоинтервальных сплавов, которая сводится к решению квазилинейного дифференциального уравнения теплопроводности в интервале тем-

ператур кристаллизации (применительно к цилиндрической отливке)

$$c(T)\rho(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right] \quad (1)$$

с соответствующими краевыми условиями. Значения термофизических коэффициентов $\lambda(T)$, $c(T)$, $\rho(T)$ изменяются на контактных поверхностях соответствующих границ стержня и отливки, отливки и покрытия (краски), краски и металлической формы. Причем краска рассматривается как слой с нулевой теплоемкостью.

Изменение температуры по радиусу r в каждом элементе системы стержень—краска—отливка—покрытие—форма (рис. 2) описывается дифференциальным уравнением

$$c_i(T_i) \rho_i(T_i) \frac{\partial T_i(r_i)}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda(T_i) \frac{\partial T_i(r, \tau)}{\partial r} \right],$$

где для стержня $i = 1$, для краски $i = 2, 4$, для отливки $i = 3$, для металлической формы $i = 5$.

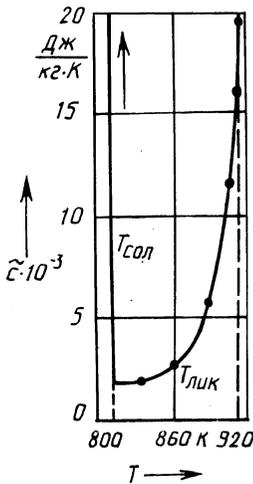


Рис. 1. Зависимость эффективной спектральной теплоты кристаллизации от температуры

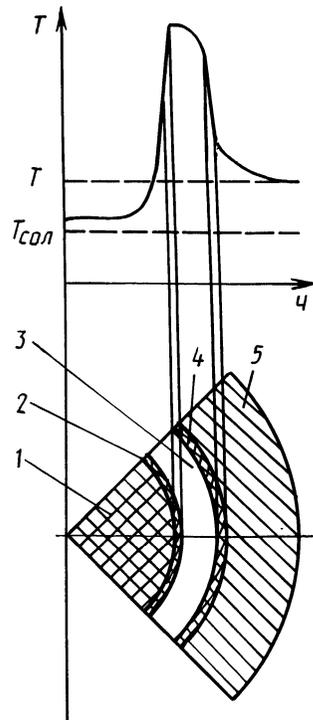


Рис. 2. Распределение температуры по сечению цилиндрической отливки и формы

Уравнение для покрытия (краски) введено с целью получения идентичных условий теплового сопряжения на границе слоев и имеет вид для $i = 2,3$

$$\lambda_i(T_i) \frac{\partial T_i}{\partial r} = \lambda_{i-1}(T_{i-1}) \frac{\partial T_{i-1}}{\partial r} \quad \text{при } r = R_i, \quad (2)$$

где R_i – радиус сопряжений i -го и $(i-1)$ -го слоев.

Для отливки решается уравнение (1) с учетом характера распределения теплоты кристаллизации, зависящего от конкретных свойств сплава, в интервале $\Delta T_{\text{кр}}$.

Уравнение (2) показывает, что на границе слоев претерпевают разрыв только первые производные. Этот факт дает возможность рассматривать совокупность граничных тел (стержень, краска, отливка, покрытие, металлическая форма) как одно тело с теплофизическими свойствами, зависящими от температуры и координаты.

Поставленная задача решается численными методами (методом сеток) на ЭВМ. Метод сеток для решения задач такого класса изложен в работе [2].

ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки. – М.: Машгиз, 1960. – 435 с.
2. Есьман Р.И., Жмакин Н.П., Шуб Л.И. Расчеты процессов литья. – Минск: Выш. шк., 1977. – 252 с.

УДК 621.746

Н.П. ЖВАВЫЙ, Н.П. ЖМАКИН,
Е.В. КРАВЧЕНКО

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВА НА КАЧЕСТВО ОТЛИВОК ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

Наиболее известной диаграммой для прогнозирования структуры чугуновых отливок, получаемых при различных условиях литья, является структурная диаграмма Баландина–Вейника [1]. С ее помощью можно решать задачи выбора параметров технологического процесса литья чугуновых отливок, обеспечивающего получение заданной структуры. Однако применение этой структурной диаграммы ограничено, так как в ней не учитывается влияние модифицирования расплава на структуру чугуновых отливок.

Для расширения зоны использования структурной диаграммы были проведены экспериментальные исследования по влиянию некоторых широко используемых в промышленности модификаторов на процесс формирования структуры отливок из серого чугуна.

В экспериментах использовался серый чугун различного химического состава с суммарным содержанием С и Si от 5,2 до 5,8 % (по массе). Скорость затвердевания отливок и изменялась от 0,3 до 3 мм/с за счет изменения интенсивности теплообмена на поверхности отливки. В качестве модификаторов применялись лигатуры ФС30РЗМ30Б, СБ20, ФС75. Их массовая доля состав-