

вдоль оси пренебрежимо малы по сравнению с потоками тепла к стенке пресс-формы. Для расчета процесса затвердевания с достаточной точностью в каждом поперечном сечении отливки может быть использована одномерная модель теплопроводности. Предполагаемый метод расчета на основе двумерной модели теплопроводности предназначен для анализа неравномерности охлаждения отливки по длине с учетом характера впрыска и заполнения металлом пресс-формы.

#### Литература

1. Вейник А.И. Кокиль. - Минск: Наука и техника, 1972. - 350 с.

УДК 621.746

Р.Н.Худокормова, канд. техн. наук,  
В.А.Гринберг, канд. техн. наук,  
А.Н.Крутилин, мл. науч. сотр.,  
И.М.Кривошеев, студент (БПИ)

#### ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ПРИСАДОК НА ПРОЦЕСС СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В БЫСТРООХЛАЖДАЕМОМ СЕРОМ ЧУГУНЕ

В отливках из серого чугуна, полученных методом непрерывного литья, структура неоднородна по сечению и находится в большой зависимости от скорости охлаждения. Литературные данные о роли легирующих добавок в формировании структуры серых чугунов весьма противоречивы. Вероятно, это связано со специфическими условиями охлаждения непрерывной отливки. Для устранения влияния на структуру случайных факторов исследования проводились по следующей методике. В специальные формы из шамота, установленные на водоохлаждаемую поверхность, заливали два образца. После определенного времени выдержки образцы снимались с плиты. Один из образцов охлаждали на воздухе, другой закаливали в воде. Этот метод пробных закалок позволил с достаточной степенью приближения имитировать процесс охлаждения затвердевающей отливки при непрерывном литье и дифференцированно изучить превращения, происходящие на разных этапах - затвердевание в кристаллизаторе и вне его.

В работе изучалось влияние Cu, Ni, Ti и Cr на структурообразование в сером чугуне. Чугун содержал 3,2% С, 1,6% Si;

0,6% Mn; 0,08% S; 0,15% P. Элементы вводились в количестве: Cu - 0,2, 0,4, 0,5%; Ni - 0,1, 0,3, 0,5%; Ti - 0,02, 0,06, 0,1%; Cr - 0,1, 0,3, 0,5%. В исследуемых чугунах увеличение количества введенной меди от 0,2 до 0,5% приводит к повышению степени отбеленности в поверхностном слое, к значительному снижению количества графита и изменению его формы от вермикулярной до компактной. Вторая зона представляет собой зону феррита с междендритным графитом. Ширина обеих зон увеличена. Это объясняется тем, что медь как поверхностно активный элемент в серых чугунах обогащает собой межфазную границу. Созданный сорбционный слой препятствует развитию процесса графитообразования в быстроохлаждаемых поверхностных слоях отливки. Обогащение углеродом расплава и значительное переохлаждение последнего способствуют образованию цементитной эвтектики и повышению компактности графита тем в большей мере, чем выше легированность чугуна медью. При введении в исследуемый чугун 0,5% Cu наблюдается максимальная степень отбеленности.

Аналогично влияние, хотя и в меньшей мере, другого поверхностно активного в серых чугунах элемента - никеля. Поскольку никель повышает температуру эвтектического интервала, то в присутствии никеля жидкая фаза переохлаждается слабее, чем в медистых чугунах. Это приводит к весьма незначительному отбелу никелевых чугунов. Если отбеленный слой в медистом чугуне с добавкой 0,5% Cu простирается на глубину до 7 мм, то при добавке 0,5% Ni отбеленный слой имеет толщину 3,5 мм.

Титан при небольших добавках (0,02%) способствует графитообразованию в быстроохлаждаемом поверхностном слое путем образования нитридов титана, являющихся подложками для кристаллизации графита. Поэтому, несмотря на большую скорость охлаждения, в поверхностной зоне степень отбеленности мала. При больших добавках (0,1%) титана наряду с графитообразующим эффектом в области эвтектических температур отмечается процесс образования карбидов титана. В результате расплав, обедненный углеродом, сильно переохлаждается, вызывая высокий отбел. Титан, растворяясь в аустените, обезуглероживает и одновременно повышает устойчивость последнего против распада в области эвтектидных температур. Вследствие этого в титановых чугунах формируется матрица с повышенной долей квази-перлита по сравнению с другими чугунами.

Хром как сильный карбидообразователь при больших добавках (0,3; 0,5%) способствует отбелу в широкой (6,5 мм) поверх-

ностной зоне. Из-за высокой устойчивости хромистого аустенита чугуны с указанными добавками имеют более высокую твердость сравнительно с другими исследуемыми сплавами. При малой добавке хрома (0,1%) в узкой (0,7 мм) поверхностной зоне практически отсутствует отбел. Зона междендритного графита развита слабо. Твердость по сечению образцов сравнительно одинакова и соответствует 90–84 HRB.

В заключение следует отметить, что результаты исследования имеют в первую очередь сравнительный характер и позволяют оценить качественное и количественное влияние легирующих добавок. В реальных условиях уменьшение интенсивности охлаждения при образовании газового зазора в кристаллизаторе и последующий разогрев наружных слоев отливки за пределами кристаллизатора до температур 1000–1100°C позволяет полностью ликвидировать отбел даже при наличии в чугуне карбидообразующих элементов.

УДК 621.01

О.С.Комаров, канд. техн. наук (БПИ)

#### МЕТОДИКА РАСЧЕТА СТРУКТУРЫ КОКИЛЬНЫХ ОТЛИВОК ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

При разработке методики расчета изменения структуры по сечению отливок из серого чугуна, полученных в металлические формы, приняты следующие допущения: заливку формы считали мгновенной, предполагалось отсутствие корки отбела на поверхности отливки, отливка имеет форму плиты, размеры которой позволяют исключить влияние торцов, образование воздушного зазора между затвердевающей отливкой и формой не учитывали.

Разбивка на отдельные периоды приведена на рис. 1.

В ходе первого и второго (рис. 1, а, б) периодов температура прилегающего к форме слоя снижается вначале до температуры зарождения аустенита  $T_a$ , а затем аустенитно-графитной (А-Г) эвтектики  $T_{\text{э}}$ . В третьем периоде (рис. 1, в) она достигает температуры площадки кристаллизации, а в четвертом – заканчивается кристаллизация в этом слое (рис. 1, г). В пятом периоде (рис. 1, д) параллельно с ростом твердой корки наблюдается продвижение фронта охлаждения к центру отливки. В шестом – температура центральной зоны достигает  $T_a$  (рис. 1, е). В седьмом – фронт кристаллизации аустенита продвигается к