

Л и т е р а т у р а

1. Орлов Л.П., Хрипков А.В., Шендеров Л.Б., Шеленов Н.С. Влияние электромагнитной обработки кристаллизационной быстрорежущей стали на стойкость инструмента, "Литейное производство", № 1, 1970. 2. Абрамов О.В. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле. М., "Металлургия", 1972. 3. Розенберг Л.Д. Физикл Принциплз оф ултрасоник Технолоджи. Пленум Пресс Нью Йорк - Лондон, 1973. 4. Пиларик С., Мургаш М. Пв - 4977. Способ влияния на кристаллизацию металлов и металлических сплавов. Братислава, 1973. 5. Пиларик С., Мургаш М. Пв-8451. Устройство для электрошлаковой переплавки металлических сплавов. Братислава, 1973.

А.М. Дмитриевич, О.С. Комаров,
В.Д. Гульев

ВЛИЯНИЕ W_i И C_e НА ЗАРОЖДЕНИЕ ЦЕНТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В РАСПЛАВЕ СЕРОГО ЧУГУНА

Кинетика образования зародышей эвтектики в процессе непрерывного охлаждения расплава серого чугуна до настоящего времени не изучена. Известно лишь, что зарождение центров кристаллизации в двойных сплавах при изотермических условиях отвечает тем же законам, которые установлены для однофазных сплавов [1]. Применительно к серому чугуну остается спорной и роль примесей в процессе зародышеобразования.

В работе исследована кинетика появления центров кристаллизации эвтектики в ходе непрерывного охлаждения 70-граммовых образцов чугуна вместе с силиковой печью. Образцы, содержащие 3,67% С, 1,83% Si, 0,60% Mn, 0,03% S, 0,035% P, 0,1% Cr перегревали в кварцевой пробирке диаметром 23 мм до 1400°C, вводили добавку и охлаждали с печью. При 1180°C в расплав опускали 8 кварцевых трубочек диаметром 3 мм. В одной из них установили хромель-алюмеливую термопару диаметром 0,2 мм, защищенную кварцевым наконечником с диаметром 1 мм.

Керамическая пробка с отверстиями для трубок, установленная сверху пробирки, обеспечивала равномерное удаление трубочек от ее стенок. Трубочки выдерживали над поверхностью металла, что исключало их влияние после ввода в чугун на ход охлаждения расплава. Пять трубочек быстро извлекали на на-

чальных этапах кристаллизации эвтектики из расплава и опускали в холодную воду. Все образцы одного опыта заливали эпоксидной смолой и методом последовательных шлифов фиксировали распределение центров кристаллизации в объеме образцов. Шаг шлифов составлял около 0,02 мм. После каждой из них на координатную сетку наносили положение и размеры центров кристаллизации. При подсчете количества центров в каждой последующей плоскости учитывали лишь вновь появившиеся. Минимальный размер легкофиксируемого зародыша составлял 0,02 мм.

За размер центра принимали его максимальную величину во всех последовательно шлифованных плоскостях.

Всего поставлено три серии экспериментов. В первой серии изучали кинетику зародышеобразования в исходном сплаве, а во второй и третий расплав модифицировали соответственно 0,1% Вi и 0,1% Се.

На рис. 1 представлены кривые изменения количества цент-

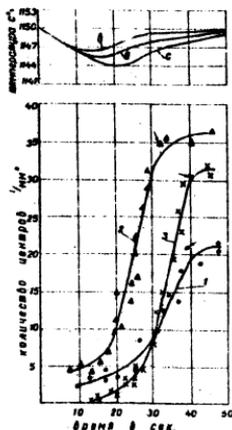


Рис. 1. Кинетика роста числа центров кристаллизации в исходном сплаве (1) и в чугунах с добавкой церия (2) и висмута (3); а, б, с – соответствующие им начальные части эвтектической остановки на кривых охлаждения

ров кристаллизации в исходном (1) чугуна и в чугуна с добавками Se (2) и Bi (3), а также начальные стадии эвтектических остановок и соответствующих им кривым охлаждения, обозначенных буквами а, б, с. Как следует из полученных результатов, добавка Se увеличивает количество готовых центров в расплаве, в связи с чем величина переохлаждения расплава снижается. Связывая серу и кислород, церий уменьшает энергию активации зарождения, что приводит к росту числа центров в начальный период кристаллизации несмотря на небольшое переохлаждение чугуна. Известно, что нерастворимые во вновь образующейся фазе примеси снижают начальную скорость роста зародышевых преобразований (2). Блокируя готовые центры и уменьшая скорость роста зародышей, можно вызвать глубокое переохлаждение расплава, которое в свою очередь стимулирует увеличение числа центров по сравнению с исходным сплавом.

На рис. 2 представлено распределение центров в 1 мм^3 об-

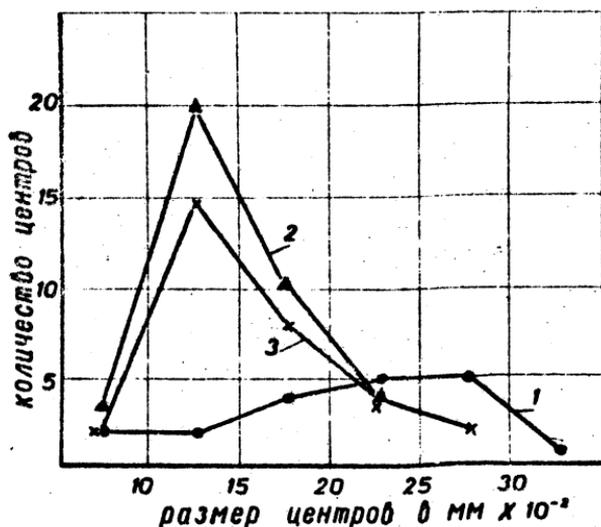


Рис. 2. Распределение числа центров кристаллизации по размерам в конце периода зародышеобразования в исходном чугуна (1), чугуна с добавками церия (2) и висмута (3)

рахов, отмеченных стрелками на рис. 1. Как следует из приведенных данных, в чугуна с добавкой Bi и Se преобладают центры меньших размеров по сравнению с чугуном без добавки.

В модифицированном черном чугуна медленный рост ячеек объясняется небольшим переохлаждением расплава, в чугуна с W_i — тормозящим влиянием нерастворимой в твердой фазе добавки. Это влияние сказывается не только в начальные моменты превращения, но и наблюдается на всем протяжении эвтектической кристаллизации расплава (3).

Таким образом, добавки Se ведут к росту числа центров кристаллизации, что уменьшает величину переохлаждения. Связывая серу, эти добавки облегчают зарождение и ускоряют рост числа центров, несмотря на небольшие значения переохлаждения. Влияние W_i связано с блокированием готовых центров и замедлением скорости роста зародышевых образований, что приводит к переохлаждению расплава и стимулирует появление новых зародышей.

Л и т е р а т у р а

1. Гречный Я.В. О зарождении кристаллов в двойных сплавах. Сб. "Рост кристаллов", М., АН СССР, 1957. 2. Лириков Л.Н. Влияние растворимых примесей на линейную скорость роста центров рекристаллизации. Сб. "Вопросы физики металлов и металловедения". Киев, АН УССР, 1959. 3. Комаров О.С., Бахмат В.А. К вопросу о кристаллизации чугуна, Литейное производство, № 2, 1970.

О.С. Комаров, В.А. Бахмат,
В.Д. Тульев

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК W_i И Al НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ S МЕЖДУ ФАЗАМИ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЕРЫЙ ЧУГУНА

Известно, что растворимые поверхностно-активные примеси оказывают существенное влияние на формирование структуры серых чугунов. В соответствии с существующими представлениями они меняют поверхностное натяжение на границе аустенит-графит, скорость диффузионного перераспределения углерода и железа в расплаве на фронте кристаллизации эвтектических ячеек и скорость роста ячеек /1/. Оценивая характер влияния добавок растворимых примесей, исследователи, как правило, не учитывают наличия в технических чугунах постоянных примесей. В связи с этим помимо действия приведенных выше факторов возможно дополнительное влияние на структуру гра-