

Л. З. ПИСАРЕНКО, ОАО «МЗОО»

## ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ПРОЦЕСС ЭВТЕКТИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЧУГУНА

УДК 621.74:669.13

Модифицирование и скорость охлаждения вносят значительные изменения в процесс первичной кристаллизации чугуна. Об этом свидетельствуют кривые охлаждения опытных сплавов, построенных по данным термического анализа.

При изучении процесса кристаллизации отливок, охлаждающихся с различной скоростью в формы, изготовленные из стержневой смеси, отливали цилиндрические образцы диаметром 10, 20, 40 и 80 мм, что соответствовало скорости охлаждения 300, 180, 90 и 40 град/мин. В центре отливок размещали Pt—PtRh-термопары, защищенные кварцевыми наконечниками диаметром 3 мм. Запись кривых охлаждения производили на потенциометрах с временем пробега кареткой шкалы, равным 1 с.

Эффект модифицирования оценивали увеличением числа эвтектических зерен в структуре и уменьшением отбела отливок. Из образцов вырезали темплеты для исследования микроструктуры и определения числа  $N$  эвтектических зерен на 1 см<sup>2</sup> площади шлифа. Для выявления эвтектических зерен использовали реактив из смеси: 3 г CuSO<sub>4</sub>, 3 г пикриновой кислоты, 20 см<sup>3</sup> концентрированной HCl и 100 см<sup>3</sup> этилового спирта. Число  $N$  определяли прибором для микро- и макросъемки типа ФМН-2.

Эвтектическая структура серого чугуна образуется в интервале между температурой кристаллизации эвтектики по стабильной и метастабильной системам. В связи с небольшим содержанием кремния в исследованных чугунах примем температуру кристаллизации стабильной и метастабильной эвтектики по данным для двойной системы Fe—C соответственно 1152 и 1145°C (рис. 1). На рисунке представлены также кривые при различных условиях охлаждения исходного (1) и модифицированного (2) 0,1% ФС30РЗМ30 чугуна с  $C_3=3,57$ , содержащего 2,8% углерода, 2,31% кремния, 0,72% марганца, 0,08% хрома, 0,03% серы, 0,1% фосфора. Благодаря внесению в расплав большого количества готовых зародышей графита модифицирование сильно уменьшает переохлаждение сплава. Как видно из расположения температур  $t_{ст}$ — $t_{мет}$  и температур кристаллизации, структура серого чугуна в немодифицированном 1 сплаве образуется лишь в отливках диаметром 80 и 40 мм, которым соответствуют кривые охлаждения  $V_1$  и  $V_2$ . Сравнительно небольшое

*The executed investigations are aimed at finding ways to produce high-quality cast iron, especially at electrocasting, when the melt's crystallization tendency upon metastable system is particularly high.*

увеличение скорости охлаждения такого сплава приводит к тому, что эвтектическая кристаллизация в нем идет по метастабильной системе. На кривой охлаждения  $V_3$ , что соответствует образцу диаметром 20 мм температура эвтектической остановки располагается ниже  $t_{мет}$ , поэтому чугун в этом случае затвердевает белым. В то же время модифицированный 2 чугун при скорости охлаждения  $V_3$  кристаллизуется серым.

Увеличение скорости охлаждения модифицированного 2 сплава до  $V_4$ , соответствующей диаметру образца 10 мм, ведет к образованию структуры белого чугуна.

По результатам проведенных опытов на рис. 2 представлена зависимость числа эвтектических зерен от степени переохлаждения исходного 1 и модифицированного 2 0,1% ФС30РЗМ30 чугуна с  $C_3=3,57$ . Для модифицированного сплава эта кривая сдвинута в сторону меньших переохлаждений и более мелкого эвтектического зерна.

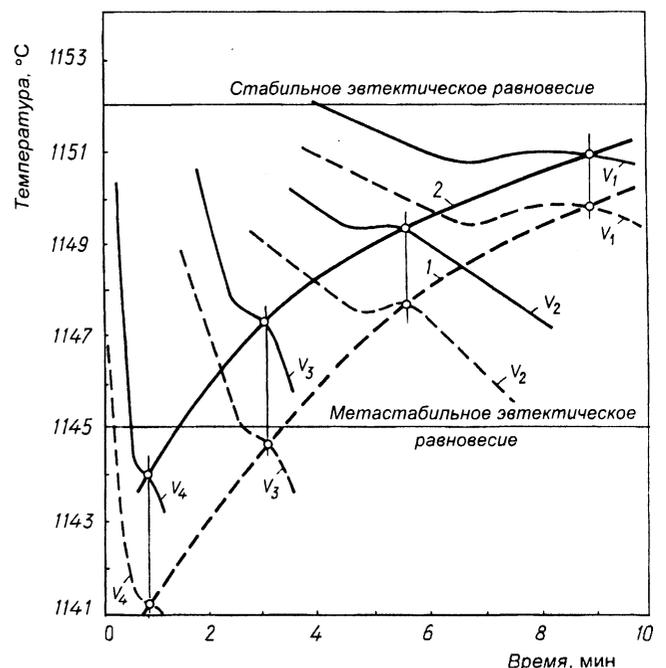


Рис. 1. Зависимость температуры эвтектической кристаллизации немодифицированного (1) и модифицированного (2) чугуна с углеродным эквивалентом  $C_3=3,57$  от продолжительности охлаждения

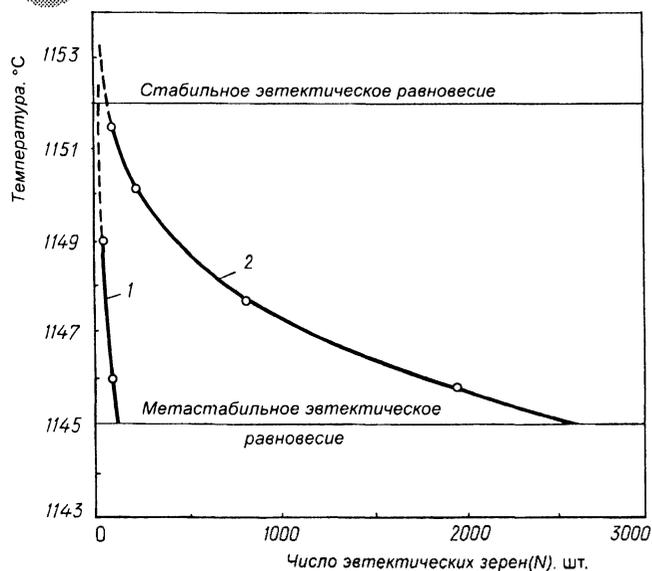


Рис. 2. Зависимость числа эвтектических зерен от температуры эвтектической кристаллизации (степени переохлаждения) немодифицированного (1) и модифицированного (2) чугуна с углеродным эквивалентом  $C_s=3,57$

Как известно [1], жидкий чугун следует рассматривать как коллоидную систему. Следует иметь в виду, что такое представление о жидком чугуне дается независимо от того, в каком состоянии он находится: равновесном или неравновесном. Это противоречит известным положениям о фазовых равновесиях. В расплаве, находящемся в равновесном состоянии, графит в виде самостоятельной фазы, имеющей границу раздела, может существовать только в заэвтектических сплавах при температурах, соответствующих области диаграммы состояния между линиями ликвидуса и солидуса. В неравновесном состоянии жидкий чугун действительно может представлять собой гетерогенную систему с очень мелкими включениями графитной фазы. Так, непосредственно после расплавления или недостаточно продолжительной выдержки при высоких температурах в жидком чугуне содержатся остатки бывших включений графита. Они вместе с оксидами и другими включениями "замутняют" расплав чугуна и играют весьма существенную роль в процессе его кристаллизации. Наличие в расплаве активных зародышей графита обуславливает ход последующей кристаллизации отливки по стабильной или метастабильной системе, число эвтектических зерен и другие особенности структуры.

Для получения наибольшего модифицирующего эффекта в чугуне необходимо перегревом расплава уничтожить крупные зародыши графита, которые вызывают эвтектическую кристаллизацию при малом переохлаждении с образованием небольшого числа эвтектических зерен. Получение мелкого эвтектического зерна в отливке может быть обеспечено лишь в результате кристаллизации сплава при таком переохлаждении, когда используется большое число мелких зародышей графита.

В немодифицированном чугуне обычно существуют готовые зародыши различных размеров, на

которых и может при достаточном переохлаждении расплава кристаллизоваться графит. В связи с тем что при определенном переохлаждении сплава могут расти только зародыши, размеры которых больше критического, для роста выделений графита при малых переохлаждениях используется только часть потенциально возможных зародышей, которые могли бы расти при больших переохлаждениях чугуна. Поэтому при кристаллизации сплава по стабильной системе, чем больше будет переохлаждение, тем больше образуется зародышей графита.

При модифицировании чугуна в расплав дополнительно вносятся новые зародыши графита или создаются условия для их возникновения. Таким образом, общее количество готовых зародышей графита в чугуне, которые могут расти при данном переохлаждении сплава, будет зависеть от распределения размеров зародышей обоих видов, существующих в исходном сплаве и вносимых в результате модифицирования.

В случае, если расплав, богатый включениями, был недостаточно перегрет перед модифицированием, то в нем может быть достаточно много крупных зародышей графита, которые будут расти при очень малых степенях переохлаждения сплава, а мелкие потенциальные зародыши, внесенные в расплав в результате модифицирования, не могут быть эффективными. В подобном случае для получения высокого эффекта модифицирования необходимо либо перегревом удалить из расплава готовые крупные зародыши графита, либо обеспечить переохлаждение до таких температур, при которых возникает большее число эвтектических зерен. Это может быть достигнуто, в частности, за счет увеличения скорости охлаждения отливки или при использовании других способов обеспечения надлежащего переохлаждения чугуна при эвтектической кристаллизации [2].

Практически это подтверждает необходимость обязательной высокотемпературной термовременной обработки расплавов чугуна.

Иной механизм графитизирующего модифицирования, не кристаллизационный, а коагуляционный, для которого не требуется переохлаждение, предлагается в [3]. Можно согласиться, что увеличение размеров частиц графита возможно за счет коагуляции, однако при этом, как показано выше, нельзя отрицать роль переохлаждения при последующей их кристаллизации.

Проведенные исследования преследуют цель изыскания более эффективных путей получения высококачественного чугуна, особенно при электроплавке, где склонность сплава кристаллизоваться по метастабильной системе особенно высока.

### Литература

1. Худокормов Д. Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. Мн.: Наука и техника. 1988.
2. Шевчук Л. А. Структура и свойства чугуна. Мн.: Наука и техника. 1978.
3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Дозмаров В. В. Механизм графитообразования в расплаве чугуна // Литейное производство. 1999. № 9. С. 30–31.