

УДК 621.74.01 : 669.017

О.А.Бройтман (5 курс, каф. ФХЛСиП), В.М.Голод, к.т.н., проф.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ОТЛИВКИ

Скорость кристаллизации V и температурный градиент G , складывающийся в расплаве на фронте кристаллизации, являются определяющими параметрами процесса формирования структуры отливки. При традиционном литье, в отсутствие специальных установок, позволяющих производить независимую регулировку этих двух параметров, они находятся в тесной взаимосвязи. Однако их воздействие на процесс ликвации, структурообразования и питания имеет разную физико-химическую природу, в связи с чем эти параметры могут рассматриваться независимо друг от друга, наряду с другими параметрами (скорость охлаждения и т.д.). В данной работе производится анализ взаимосвязи этих параметров при формировании структуры, в отличие от традиционного (канонического) использования V и G как независимых факторов процесса кристаллизации.

Рассмотрим процесс продвижения плоского фронта кристаллизации в условиях возникновения концентрационного переохлаждения. Принимается, что кристаллизующийся сплав описывается на диаграмме состояния областью непрерывных твёрдых раствора, причём линии ликвидуса и солидуса – прямые.

Теория Руттера - Чалмерса [1] и теория диффузионного переохлаждения Иванцова [2] рассматривают описанный выше процесс, используя в основном сходный математический аппарат. В частности, теория Руттера - Чалмерса формулирует условие устойчивости плоского фронта кристаллизации в виде соотношения $\frac{G}{V} \geq \frac{mC_o}{D} \frac{1-k}{k}$, где m – угловой коэффициент линии ликвидуса; C_o – состав сплава; k – коэффициент распределения; D – коэффициент диффузии примеси в жидкой фазе.

Решение Иванцова включает уравнения для температурного и концентрационного распределений в расплаве при заданной скорости V . Задаваясь перегревом металла ΔT_n над температурой ликвидуса и внося соответствующие дополнения, удовлетворяющие граничным условиям задачи, получили аналогичные формулы, описывающие температурные и концентрационные поля в расплаве

$$T(x) = (T_l + \Delta T_n) + [T_c - (T_l + \Delta T_n)] \exp\left(-\frac{Vx}{a}\right); \quad (1)$$

$$C(x) = C_o \left[1 + \frac{1-k}{k} \exp\left(-\frac{Vx}{D}\right) \right], \quad (2)$$

где T_l и T_c – температуры ликвидуса и солидуса сплава по диаграмме состояния; x – пространственная координата, отсчитываемая в глубину расплава.

После ряда преобразований получена формула, устанавливающая связь между возникающим при этом температурным градиентом в расплаве и заданной скоростью продвижения фронта:

$$G = (V/a)(mC_o(1-k)/k + \Delta T_n). \quad (3)$$

При фиксированном значении скорости продвижения поверхности раздела увеличение коэффициента распределения, снижение содержания примеси и снижение перегрева приводит к уменьшению значения температурного градиента в расплаве. При увеличении содержания примеси неизбежно расширение зоны, в которой развивается концентрационное переохлаждение. Если зафиксировать скорость, то лишь увеличение градиента в указанной ситуации сумеет восстановить прежнее переохлаждение у фронта,

которое задавало данную скорость роста. Поскольку величина коэффициента k определяет количество накопленной у фронта примеси, то его повышение вызовет увеличение значения переохлаждения у фронта. Для восстановления прежнего значения переохлаждения и сохранения прежней скорости необходимо повышение градиента.

Формула (3) устанавливает связь между G и V лишь с точки зрения процессов перераспределения примеси, поэтому следующим шагом в работе было введение факторов теплового баланса, отражаемого уравнением Стефана. Полученный результат в виде формул

$$G = \frac{q_m}{\lambda(1 + L/(c_p(mC_o \frac{1-k}{k} + \Delta T_n)))}; \quad (4)$$

$$V = \frac{q_m}{L\rho(1 + \frac{c_p}{L}(mC_o \frac{1-k}{k} + \Delta T_n))} \quad (5)$$

включает q_m – плотность теплового потока в твёрдой фазе; L – скрытую теплоту кристаллизации; ρ – плотность металла; λ – коэффициент теплопроводности; c_p – теплоёмкость. Формулы (4) и (5) устанавливают связь между G и V с учётом не только концентрационных, но и тепловых факторов. Следует подчеркнуть появление такой важной характеристики, как q_m , отражающей воздействие независимых факторов наружного теплоотвода, определяющих как величину скорости кристаллизации V , так и градиент температуры G .

На основе полученных формул получено условие устойчивости плоского фронта $\frac{a}{D} \leq \frac{\Delta T_n k}{mC_o(1-k)} + 1$, являющееся соотношением физико-химических параметров процесса, а не кинетических параметров G и V . Анализ данного условия приводит к выводу о невозможности сохранения плоской межфазной границы в обычных условиях литья металлических сплавов, что и реализуется на практике и приводит к формированию дендритной структуры фронта кристаллизации.

ЛИТЕРАТУРА:

1. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968. 288с.
2. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. М.: Металлургия, 1987. 224с.