

Е.Г. Дёмина, Г.В. Левченко, А.И. Яценко

## ПЕРИТЕКТИЧЕСКАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И КАЧЕСТВО СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Показано влияние фазовых составов и механизмов превращения в перитектических сплавах на качество стальных отливок, в частности, на их трещиностойкость в интервале кристаллизации. Установлено влияние двух основных легирующих элементов (кремния и марганца) на тип кристаллизации стали и положение сплава в определённой фазовой области.

Интерес к перитектической кристаллизации возрос в период освоения непрерывной разливки конструкционных сталей, в связи с возникновением на непрерывнолитых заготовках трещин, зародившихся ещё в интервале кристаллизации. В работе [1] показано как происходит кристаллизация в до- и заперитектических сплавах, как фазовый состав и механизмы превращения оказывают влияние на концентрационные и морфологические особенности перитектической структуры. Исследования образования кристаллизационных трещин, начатые в середине прошлого столетия, показали важную роль остаточной жидкости в появлении и ликвидации межкристаллитных несплошностей [2]. Согласно [3], переход от ферритной к перитектической кристаллизации сопровождается резким уменьшением объёма за счёт фазового  $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$  превращения, ростом усадки и увеличением неравномерности напряжений. В результате в момент окончания затвердевания создаются условия, способствующие образованию кристаллизационных трещин. По данным [4], на рис. 1 представлена зависимость, из которой видно, что при переходе от однофазной ферритной кристаллизации к перитектической тенденция образования горячих трещин повышается, достигает максимума в сплавах доперитектического и перитектического состава, а затем понижается.

Изменения химического состава, приводящие к уменьшению усадки и сокращающие температурный интервал кристаллизации, должны увеличивать трещиностойкость. Разработки решений данной проблемы продолжаются в связи с необходимостью повышения качества отливок и непрерывнолитых заготовок (блужков, слябов).

Цель данной работы заключалась в том, чтобы показать как фазовые составы и механизмы превращения в перитектических сплавах влияют на качество стальных отливок, в частности, на их трещиностойкость в интервале кристаллизации. Установить как два основных легирующих элемента, кремний и марганец, влияют на тип кристаллизации стали и положение сплава в определённой фазовой области.

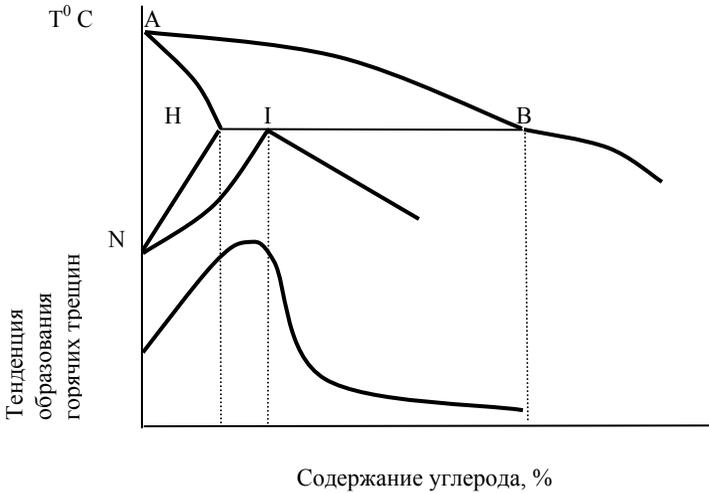


Рис. 1. Тенденция образования кристаллизационных трещин в зависимости от содержания углерода

Материалом исследования служили серии Fe–C сплавов, легированные кремнием и марганцем в широком диапазоне. Пробы лабораторных сплавов выплавляли в алундовых тиглях массой 0.5кг в печи сопротивления. Для определения структуры пробы закаливали от 1450–1100<sup>0</sup>С. Применяли комплексную методику металлографического анализа. Для выявления литой микроструктуры использовали травление в горячем растворе пикрата натрия. (Исследования выполнены совместно с Н.И.Репиной и П.Д. Грушко).

Структурообразование в сталях, содержащих до 0.5% углерода, начинается с кристаллизации  $\delta$ -феррита, а свыше 0.5%С – с аустенита. При температуре соответствующей перитектической горизонтали HNB вместе сосуществуют жидкость (L) и  $\delta$ -феррит (рис.1). Количественное соотношение этих фаз, определённое по правилу рычага для Fe–C сплавов, представлено в табл. 1.

Таблица 1. Количественное соотношение жидкости и  $\delta$ -феррита в Fe–C перитектических сплавах

| C, %         | 0.10 | 0.15 | 0.20 | 0.25 | 0.30 | 0.35 | 0.40 | 0.45 |
|--------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| $\delta$ , % | 80   | 70   | 60   | 50   | 40   | 30   | 20   | 10   |
| L, %         | 20   | 30   | 40   | 50   | 60   | 70   | 80   | 90   |

При переохлаждении ниже перитектической температуры начинается перитектическое превращение  $L_{ост} + \delta-Fe \rightarrow \gamma-Fe$ , которое осуществляется

за счёт кристаллизации аустенита из жидкости  $L_{осм} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$  и полиморфного  $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$  превращения. После кристаллизации структура всех сталей аустенитная. Как отмечалось в [1,5], в доперитектических сплавах основную роль в формировании аустенитной структуры играет полиморфное  $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$  превращение, в заперитектических сплавах –  $L_{осм.} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ .

В доперитектических сплавах (0.10–0.16% С) свыше 65% аустенита образуется по полиморфному механизму, который, как отмечалось выше, сопровождается резким уменьшением объёма стали и приводит к резкому увеличению усадки. Остаточной жидкости в этих сплавах мало (рис. 2 а). Она является обогащённой легирующими элементами и вязкой, а также сосредоточена в каналах, которые находятся под высокими напряжениями, созданными многочисленными границами дендритных зёрен, и не способной быстро передвигаться и «залечивать» пустоты и поры, образующиеся при затвердевании. Поэтому доперитектические сплавы являются наиболее чувствительными к образованию горячих трещин.

В заперитектических сплавах (0.16–0.5% С) аустенитная структура формируется, в основном, за счёт кристаллизации  $L_{ост.} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ . Поскольку остаточной жидкости в данных сплавах много, то распределение легирующих элементов в ней равномерное, она образует почти непрерывные плёнки вокруг дендритов  $\delta$ -феррита (рис. 2 б), становится менее вязкой и более подвижной, чем в доперитектических сплавах. Следовательно, жидкость с такими характеристиками способна быстро передвигаться и «залечивать» пустоты и поры, образовавшиеся при затвердевании.

Поскольку наиболее чувствительными к образованию трещин являются сплавы доперитектического состава, то представляет интерес установить как изменение содержания двух основных легирующих элементов (кремния и марганца) повлияет на тип кристаллизации и положение сплава в определённой фазовой области.

На трёх сериях сплавов исследовали структуру после кристаллизации.

Сплавы I серии – Fe–C–Si сплавы, при постоянном содержании кремния 1.7% изменяли содержание углерода от 0.05 до 0.70%. При содержании углерода до 0.1% структура первично-ферритная (рис. 3 а), от 0.1 до 0.5% – перитектическая (основной её признак – наличие двойной ликвации легирующих элементов [6]) (рис.3б, в, г) от 0.5 до 0.7% – первичная структура – аустенит (рис.3д, е).

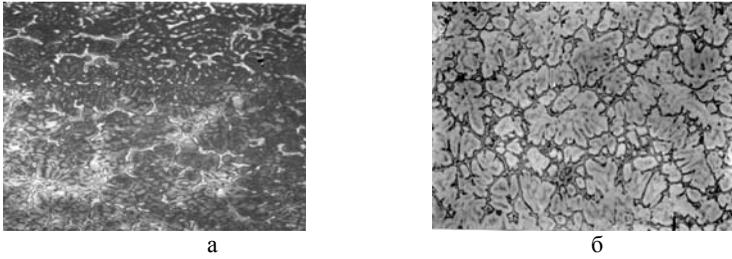


Рис. 2. Литая структура сталей, х 50, травление пикратом натрия: а – 0.15% С; б – 0.30% С

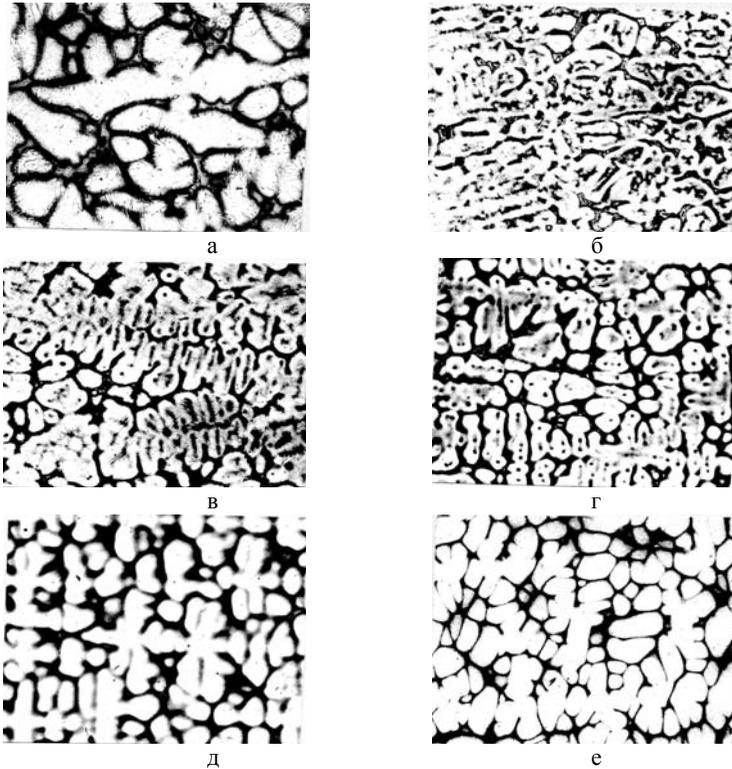


Рис. 3. Микроструктуры Fe–C–Si сплавов (I серии), х 50: а – 0.05% С, б – 0.20% С, в – 0.35% С, г – 0.45% С, д – 0.60%С, е – 0.70%; травление пикратом натрия

Сплавы II серии – Fe–C–Si сплавы, только, при постоянном содержании углерода 0.05% изменяли содержание кремния от 0.35 до 5.50% (рис.4). В результате металлографического анализа установлено, что кремний не изменяет механизм кристаллизации. Первичная структура

всех сплавов дендритная. При увеличении содержания Si в структуре сплавов повышается концентрационная гетерогенность.

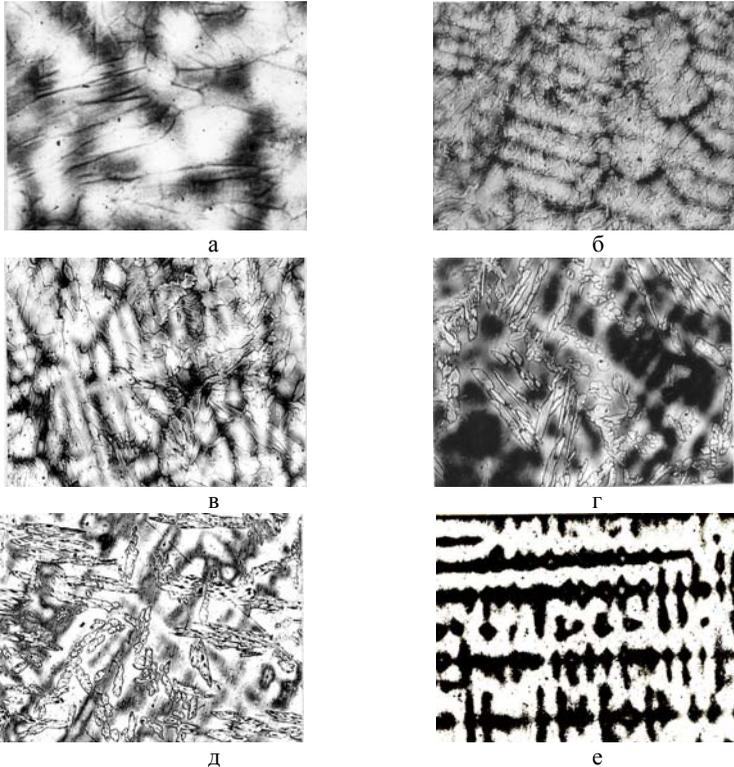


Рис. 4. Микроструктуры Fe–C–Si сплавов (II серии),  $\times 50$ : а – 0.35% Si, б – 1.0% Si, в – 2.0% Si, г – 3% Si, д – 4.0%, е – 5.5% Si; травление пикратом натрия

Сплавы III серии – Fe–C–Mn сплавы, при постоянном содержании углерода 0.05% изменяли содержание марганца от 0.35 до 8.00%. В результате исследования микроструктур установлено, что марганец, как и углерод, может изменять механизм кристаллизации. При концентрациях марганца до 1.5% первичная структура –  $\delta$ -феррит (рис.5а), от 1.5 до 5.5% – первичная структура образуется в результате перитектической кристаллизации (рис.5б, в, г), 6–8% и более первичная структура – аустенит (рис.5д).

По результатам анализа лабораторных сплавов и промышленных сталей, опираясь на литературные данные [7–9], построена фазово–концентрационная схема (рис. 6), позволяющая определить границы одностадийной  $ж \rightarrow \delta$ ,  $ж \rightarrow \gamma$  и двухстадийной  $ж \rightarrow \delta$ ,  $ж + \delta \rightarrow \gamma$

перитектической кристаллизации и положение сплава в определённой фазовой области в зависимости от содержания кремния и марганца.

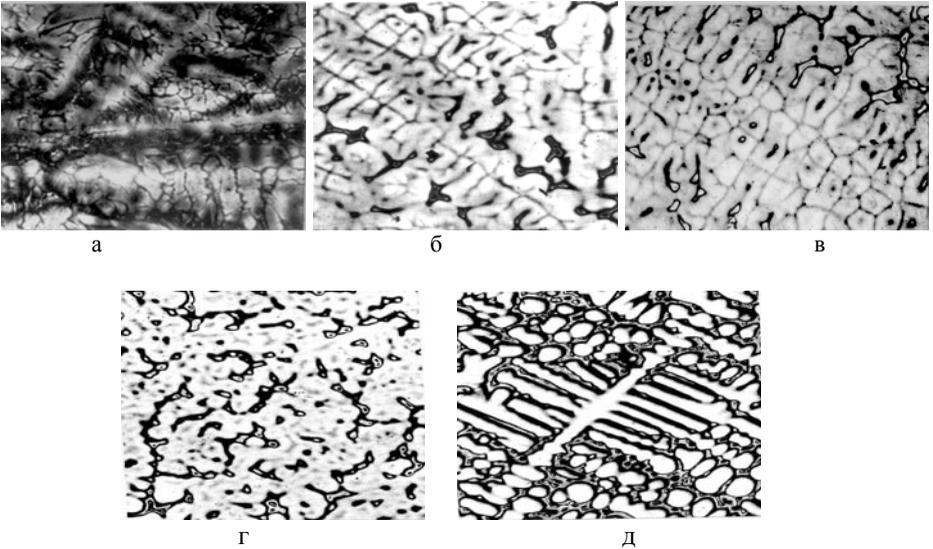


Рис. 5. Микроструктуры Fe–C–Mn сплавов (III серии),  $\times 50$ : а – 0.55% Mn, б – 2.0% Mn, в – 3.5% Mn, г – 5.5% Mn, д – 8.0% Mn, травление пикратом натрия.

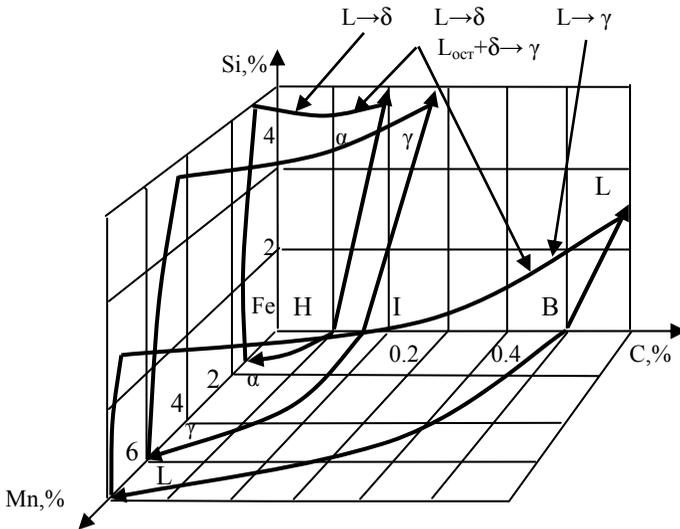


Рис. 6. Фазово–концентрационная схема для определения границ областей одностадийной  $L \rightarrow \delta$   $L \rightarrow \gamma$  и двухстадийной  $L \rightarrow \delta$ ,  $L_{очг} + \delta \rightarrow \gamma$  кристаллизации Fe–C–Si–Mn сплавов.

Выводы.

1). Различия фазовых составов и особенности механизмов перитектического превращения приводят к повышению трещиностойкости отливок в заперитектических сплавах, по сравнению с доперитектическими сплавами.

2). Построена фазово-концентрационная схема, позволяющая определить границы одностадийной  $L \rightarrow \delta$ ,  $L \rightarrow \gamma$  и двухстадийной  $L \rightarrow \delta$ ,  $L_{\text{ост}} + \delta \rightarrow \gamma$  перитектической кристаллизации и положение сплава в определённой фазовой области в зависимости от содержания кремния и марганца.

3). Показано, что частичная замена марганца кремнием в конструкционных сталях будет способствовать повышению трещиностойкости.

1. *Формирование* аустенита в железоуглеродистых сплавах перитектического типа / Г.В. Левченко, А.И. Яценко, Е.Г. Дёмина // *Фундам. и приклад. пробл. чёрной металлургии*. К.: Наукова думка. – 2004. – Вып. 7. – С. 165–169.
2. *Pellini W.S. Stain theory of tearing* // *Foundry*. – 1952. – № 10. – С. 120–125.
3. *Рыжиков А.А. Теоретические основы литейного производства* // М.: Машгиз. – 1961. – 446 с.
4. *Nakai K. Effect of austenite structure on surface crack formation of continuously cast slabs* // *Tetsu-to-Hagane*. – 1986. – vol. 72. – № 4. – p. 160.
5. *Фазовые превращения и ликвация в низкоуглеродистых конструкционных сталях* / А.И. Яценко, Г.В. Левченко, П.Д. Грушко // *Фундам. и приклад. пробл. чёрной металлургии*. К.: Наукова думка. – 1995. – С. 191–195.
6. *Влияние легирования на первичную структуру сталей перитектического типа* // А.И. Яценко, Б.Ф. Марцинив, Н.И. Репина // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1981. – № 5. – С. 92–98.
7. *О метастабильной диаграмме состояния системы Fe–C–Si* / К.В. Горев, Л.А. Шевчук // *Доклады АН БССР*. – 1966. – № 10. – С. 778–782. – С.А.
8. *О новой диаграмме метастабильного равновесия и структуре Fe–C–Si сплавов* / Я.Н. Малиночка, В.З. Долинская // *Литейное производство*. – 1970. – №7. – С. 26–27.
9. *Isobe M On the equilibrium diagram of ternary alloy system of iron, manganese and carbon* // *Science reports of the research institutes Tohoku university*. – 1951. – v. 3. – № 5. – p 540–621.

*Статья рекомендована к печати д.т.н. Э.В.Приходько*