

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

ФОРМИРОВАНИЕ АУСТЕНИТА В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОГО ТИПА

Институт черной металлургии НАН Украины

Исследованы процессы образования аустенита в сталях перитектического типа с различным содержанием углерода. Установлено, что в зависимости от химического состава и термокинетики постадийного роста аустенитная структура перитектических сталей отличается по морфологическим и концентрационным признакам.

В настоящее время для производства высокопрочного конструкционного проката применяют низколегированные стали различного химического состава. Технологическими режимами производства обеспечивается, прежде всего, требуемые уровни прочности и относительно невысокой пластичности. Однако, в связи с расширением областей применения высокопрочного проката в Украине, в частности, для анкерного крепления горных выработок [1] возникла необходимость, кроме высокой прочности, обеспечить повышенный уровень пластических характеристик. Поэтому, наряду с традиционными, необходимо искать дополнительные способы повышения свойств проката. Например, путём регулирования структуры стали, образующейся при кристаллизации. Так в работах [2, 3] показана связь конечной структуры проката с первичной структурой, а влияние первичной структуры на его свойства – в работах [4–6].

Поэтому, цель настоящей работы заключалась в исследовании процессов структурообразования, происходящих при кристаллизации в низколегированных сталях с различным содержанием углерода (в исследовании принимали участие Н.И. Репина и П.Д. Грушко).

Материалом исследования служили опытные сплавы, содержащие от 0,08 до 0,5 % углерода, легированные кремнием и марганцем в сумме до 3 %, по своему составу близкие к промышленным сталям. Лабораторные сплавы выплавляли в алундовых тиглях массой 0,2 кг в печи сопротивления в слабо восстановительной атмосфере, закачивали от заданных температур с комплексной методикой металлографического анализа.

Перитектическая кристаллизация в Fe–C сплавах происходит в две стадии: (1) $\delta \rightarrow \delta + \text{ж}_{\text{ост.}}$; (2) $\delta + \text{ж}_{\text{ост.}} \rightarrow \gamma$. Первая стадия формирования перитектической структуры по реакции (1) сходна с однофазной одностадийной кристаллизацией (рис. 1 а). Первичный феррит образуется

в виде дендритов с осями 1–3 порядка. Разветвлённость увеличивается на поверхности δ -феррит/жидкость.

Скорость его поверхностного роста обычно больше, чем фронтального – в жидкости и δ -феррите. Как отмечалось ранее [7], строение дендритов δ -феррита зависит от многих факторов (химического состава, термокинетики охлаждения, наличия модифицирующих добавок и др.), но, в общем, в перитектических сплавах, по сравнению с первично-ферритными, дендриты мельче и более разветвлённые (рис. 1 б).

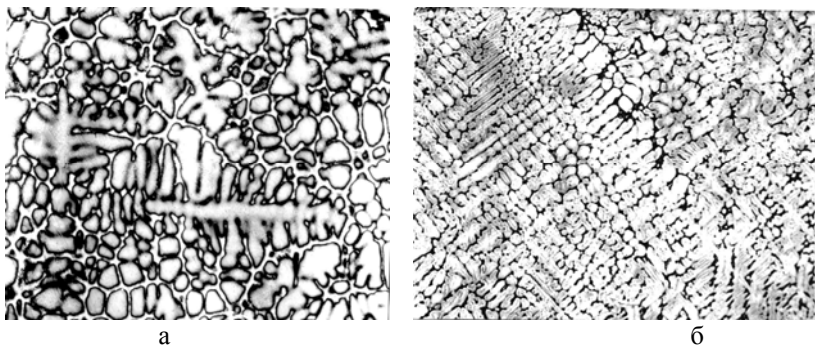


Рис. 1. Дендритная структура δ -феррита в Fe–C–Si сплавах, $\times 50$:
а – C = 0,05 %, Si = 1 %; б – C = 0,25 %, Si = 1 %.

Вторая стадия перитектического превращения в зависимости от химического состава протекает по реакциям: $\delta + \text{ж}_{\text{ост.}} \rightarrow \gamma + \delta_{\text{ост.}}$; $\delta + \text{ж}_{\text{ост.}} \rightarrow \gamma$; $\delta + \text{ж}_{\text{ост.}} \rightarrow \gamma + \text{ж}_{\text{ост.}} \rightarrow \gamma$ – и осуществляется за счёт кристаллизации аустенита из жидкости и полиморфного превращения $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$. В углеродистых и легированных (преимущественно γ -стабилизирующими элементами) сталях вокруг ферритных дендритов образуется ободок аустенита. Превращение продолжается в условиях двойного двухфазного контакта по реакциям $\text{ж} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ и $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$, без прямого растворения δ -феррита в жидкости. По данным [8], зависимость ширины аустенитного слоя x (мкм) от времени f (сек) изотермического роста – параболическая: $x = a f^{1/2}$, при чём a увеличивается с понижением температуры (при $T = 1755\text{--}1689\text{K}$ $a = 36,6\text{--}71,0$). В таких условиях скорость превращения по реакции полиморфного превращения $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ достигает 90 % общей скорости роста аустенита. Но в сплавах с большим содержанием α -стабилизирующих элементов и более устойчивым первичным ферритом возможна и обратная ситуация: аустенитный слой утолщается, преимущественно путём кристаллизации.

Элементарными кинетическими факторами, лимитирующими скорость роста аустенита, являются процессы массопереноса в жидкости и в твёрдых фазах. Наличие на ферритных дендритах ободка

перитектического аустенита стимулирует безынкубационный и непрерывный рост γ -Fe от периферии к осям дендритов при малых переохлаждениях (рис. 2 а). Но при этих условиях сохраняется тенденция к образованию зубчатой поверхности γ/δ и аустенитных пластин в ферритной матрице (рис. 2 б). Увеличение скорости образования внутреннего аустенитного слоя связано с тем, что превращение по полиморфному механизму происходит без полного междофазового перераспределения примесей, в особенности малоподвижных легирующих элементов замещения.

Из жидкости и δ -феррита образуется аустенит различного состава. В процессе роста δ -Fe $\rightarrow$ γ -Fe образуется неравновесный аустенит (рис. 3 а), который по составу ближе к исходному ферриту, чем образовавшийся из жидкости $j \rightarrow \gamma$ аустенит, который характеризуется повышенным содержанием γ -стабилизирующих элементов. Неоднородность сохраняется и после превращения.

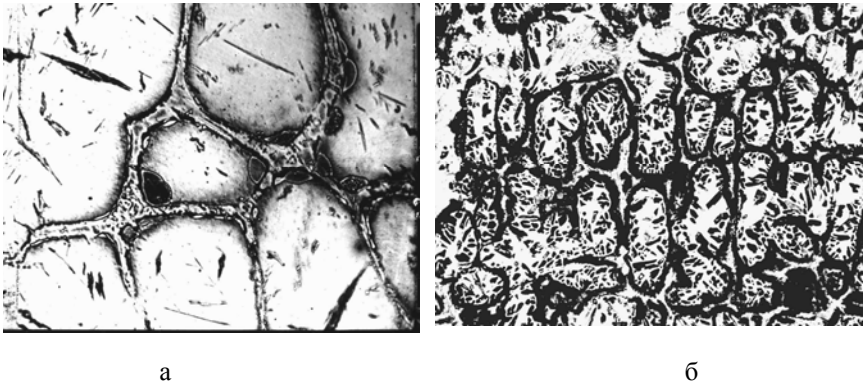


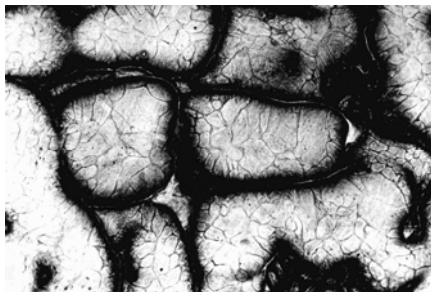
Рис. 2. Образование аустенита в перитектических сплавах: а – начало полиморфного превращения, $\times 800$; б – рост аустенитных пластин в ферритной матрице, $\times 200$,

При увеличении легирования α -стабилизаторами и сохранении трёхфазного контакта $j/\delta/\gamma$ возможно образование прерывистого аустенитного ободка и различных изменений $\delta+\gamma$ дендритов во время перитектической кристаллизации.

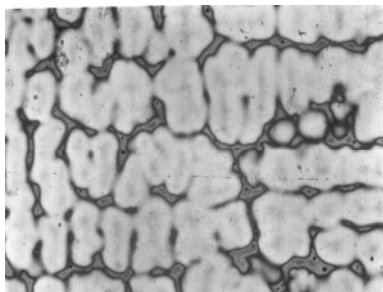
В сплавах, содержащих от 0,1 до 0,25 % С, количество δ -феррита больше, чем жидкости. Поэтому её дефицит может затруднять превращение и приводить к образованию во время кристаллизации усадочных пустот между дендритами. Остаточный феррит сохраняется в середине дендритных ветвей, в виде осевых прожилок или отдельных включений. При дальнейшем охлаждении в твёрдом состоянии он частично или полностью превратится в аустенит δ -Fe $\rightarrow$ γ -Fe.

При увеличении содержания примесей и медленном охлаждении здесь возможно также образование различных неравновесных фаз: в сталях с α -стабилизаторами (Si, P и др.) – это высоколегированный феррит (рис. 4 а), в сталях с элементами, образующими карбидные, интерметаллидные фазы – эвтектики (рис. 4 б).

В сплавах, содержащих более 0,25 % С, количество δ -феррита меньше, чем жидкости. Аустенит в этих сплавах образуется за счёт кристаллизации из жидкости $\text{ж} \rightarrow \gamma$, и лишь небольшая его часть – за счёт полиморфного превращения $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$.

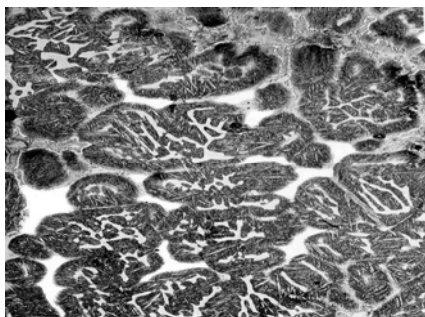


а

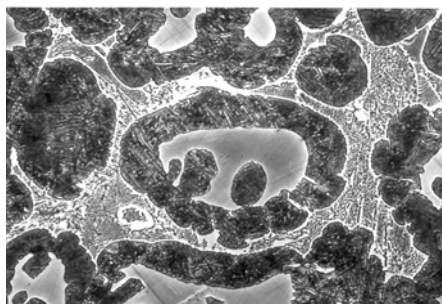


б

Рис. 3. Сформировавшаяся аустенитная структура после перитектического превращения, х 100: а – С = 0,15 %, Si = 1 %, Mn = 1 %; б – С = 0,30 %, Si = 1 %, Mn = 1 %.



а



б

Рис. 4. Перитектические структуры опытных сплавов: а – остаточный феррит в середине дендритных ветвей (С=0,25 %, Si=1,50 %); х 200, б – карбидная эвтектика в сплаве (С=0,30 %, Si=1 %, Cr=2 %), х 500,

Поэтому в сформировавшейся структуре не будет наблюдаться сильной неоднородности по химическому составу и форме аустенита (рис.

3 б). Процессы рекристаллизации в данной структуре будут протекать довольно быстро, что приведёт к повышенной устойчивости аустенита и интервале последующих твердофазных превращений.

Таким образом, разновидности перитектических структур имеют одну общую основу – наличие первичной фазы перитектического превращения δ -феррита, образование аустенитного слоя, рост бикристаллита $\delta+\gamma$, ликвидацию остаточного δ -феррита и жидкости, а в зависимости от химического состава и термокинетики поэтапного роста аустенитная структура перитектических сталей отличается по морфологическим и концентрационным признакам. Эти особенности, по-видимому, окажут влияние на свойства металла.

1. Булат А.Ф., Виноградов В.В. Опорно-анкерное крепление горных выработок угольных шахт // Институт геотехнической механики НАН Украины. – Днепропетровск. – 2002. – С. 372.
2. Функе П., Эльсайд М. Влияние первичной структуры на конечные свойства горячекатаных листов и полос // Чёрные металлы. – 1988. – № 22. – С. 53–61.
3. Nagamichi T. // Tetsu-to-Hagane. – 1986. – v. 72. – № 10, – p. 41–48.
4. Яценко А.И., Левченко Г.В., Грушко П.Д. Концентрационно-структурная микронеоднородность низколегированных листовых сталей //Сталь. – 1990, – № 5. – С. 78–82.
5. Яценко А.И., Грушко П.Д. Кристаллизация и первичная структура сталей, легированных марганцем и кремнием //Металлы. – 1991. – № 4. – С. 130–135.
6. Полиморфные превращения и наследственность в низкоуглеродистых сталях / Г.В.Левченко, А.И.Яценко, Н.И.Репина и др. //Новини науки Придніпров'я. – 2003. – № 2. – С. 130–135.
7. Matsuura K., Maruyama H., Itoh Y., Kudoh M. Rate of periodic reaction iron-carbon system solid-liquid diffusion couple method // Transaction ISI Jap. – 1995. – № 2. – p. 183–187.