

УДК 620.18:669.15-194.018.26

**КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И ДЕНДРИТНАЯ ЛИКВАЦИЯ В
НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ**

к.т.н. А.И. Яценко, к.т.н. А.Ю. Борисенко, к.т.н. Н.И. Репина,
м.н.с. П.В. Токмаков, к.т.н. А.В. Татарчук*, н.с. П.Д. Грушко,
вед. инж. Клиновая О.Ф., инж. В.К. Коваль

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины

**Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры*

Введение. Повышение качества низкоуглеродистых и низкоуглеродистых легированных сталей для машиностроения и строительства требует понимания и управления их структурообразованием на всех этапах производства. Применительно к этим сталям наименее изучены процессы структурообразования при высокотемпературных фазовых превращениях.

Согласно диаграмме фазового равновесия системы Fe-C, высокотемпературными превращениями в сталях с содержанием углерода до 0,10% (масс.) являются кристаллизация жидкости с образованием δ -феррита ($\delta \rightarrow \delta$) и последующее его полиморфное $\delta \rightarrow \gamma$ превращение. Химический состав стали и отклонение от условий равновесной кристаллизации оказывают существенное влияние на положение температурно-концентрационных границ, качественный и количественный состав сосуществующих фаз. В системах растворов железа с $\alpha(\delta)$ -стабилизирующими элементами ($M^{\alpha(\delta)}$) область δ граничит с интерметаллидными эвтектиками, а в системах с γ -стабилизаторами (M^γ) – с перитектикой. Например, для сплавов Fe-C-P область δ граничит с областью $\delta + Fe_3C$, для Fe-C- M^γ – $\delta + \gamma$.

Целью работы являлось установление особенностей формирования первичной структуры при кристаллизации низкоуглеродистых листовых сталей.

Материал и методика исследования. Исследовались опытные сплавы с содержанием C от $\leq 0,01$ до 0,30 %, Mn, Si, Al, Ni, Cu – от 0,10 до 3,00 % каждого и P от 0,01 до 0,70 %, а также промышленные стали 08Ю, 08ЮС, 08ЮР, 08ГС и 10Г2С.

Образцы опытных сплавов выплавляли, а промышленных сталей переплавляли в лабораторной печи сопротивления. Скорость охлаждения слитков варьировали в интервале 0,5–100 °C/с. Применяли закалочно-микроструктурный, микрорентгеноспектральный и дифференциально-термический методы анализа.

Результаты исследований и их обсуждение. Конечная структура исследуемых сталей в зависимости от их состава и стадий высокотемпературных превращений, зафиксированных закалкой, ферритная (Ф), мартенситная (М) или смешанная (Ф+М). При закалке расплавов иногда выявляются следы первичной стержневой структуры с круглыми или стержневыми сечениями (рис. 1, а). Подобную структуру металлов с кубической решеткой принимают за переходную – от ячеистой к дендритной

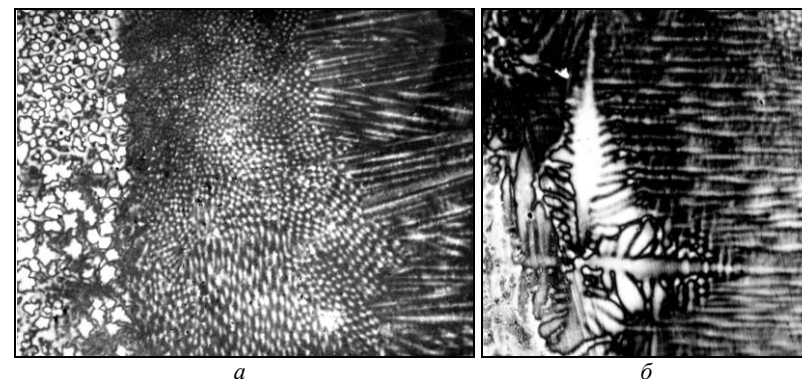


Рис. 1. Структура быстроохлажденной жидкости при превращении $\gamma \rightarrow \delta$ в сталях с: *a* – 0,2% C, 0,4% Si, 0,4% Cu; *б* – C 0,1, Si 1,7. *a* – $\times 4$; *б* – $\times 40$.

[1]. С увеличением переохлаждения, остановкой или замедлением охлаждения в температурном интервале $\gamma + \delta$ образуются, в основном, одноствольные δ -ферритные дендриты и их сростки. При ускоренном охлаждении междоусный "шаг" боковых дендритных ветвей сокращается, а сами ветви становятся игольчатыми. Вместе с новыми осями в жидкости они образуют упорядоченную решетку, связанную с исходными дендритами (рис. 1, *б*). В сплавах с наименьшим содержанием углерода δ -ферритные дендриты обычно имеют приблизительно равноосную форму, с короткими массивными боковыми ветвями (рис. 2, *a*). При увеличении содержания углерода и других примесей возможно образование дендритов с вторичными и третичными ветвями и малым "шагом" (рис. 2, *б*). К концу затвердевания в междендритных участках накапливается остаточная жидкость, обогащенная примесями. Неравновесное распределение элементов в первичной структуре выражают коэффициентом ликвации K_L по соотношению концентраций – максимальной C_{\max}^* и минимальной C_{\min}^* : $K_L = C_{\max}^*/C_{\min}^*$ или отношением их обратных величин (C^* – концентрация анализируемой примеси в присутствии других элементов). Для двойных сплавов Fe- M_2 , как разбавленных растворов, предложены по возрастанию ликвации ряды элементов, например, Al, Cr, W, Co, V, Mn, Cu, Si, Ti, C, As, B [2]. Основные факторы ликвации – растворимость и химическое взаимодействие элементов.

В разных работах уже исследована ликвация в сталях. Еще в 1970 году А. Конн заключил "... в двойных сплавах без углерода установлено, что металлоиды (фосфор, сера, мышьяк) представляют незначительную дендритную неоднородность, ликвацию же металлических элементов не удалось установить. Наоборот, в присутствии 0,4–0,5% C все исследуемые металлические элементы (хром, марганец, молибден, медь, вольфрам, олово) представляют четкую дендритную ликвацию, а ликвация металлоидов значительно возрастает" [3]. Низкоуглеродистые стали, в большинстве,

содержат примеси с малой растворимостью в железе при кристаллизации, интенсивно взаимодействующие с ним и между собой (O, S, N, Ti, В и др.). При междофазовом распределении элементов, стабилизирующих δ -феррит $M^{(\delta)}$ или аустенит M^{γ} , во время однофазной кристаллизации соответствующих первичных твердых растворов железа, возникает однонаправленная ("прямая") ликвация этих элементов.

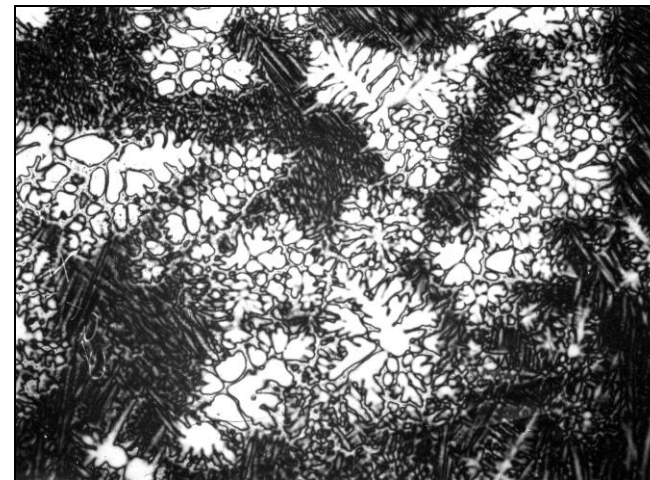
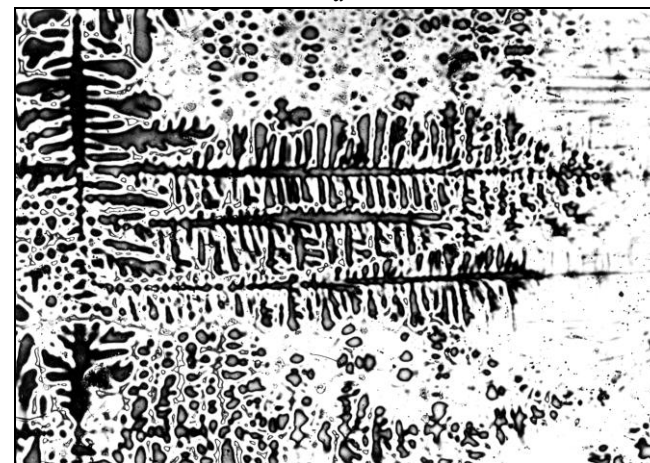
*a**b*

Рис. 2. Структура сталей с: *a* – 0,01% С, 1,25% Si, 1,15% Mn; *b* – 0,25% С, 1,8% Si при превращении $\delta \rightarrow \delta$. *a* – $\times 18$; *b* – $\times 12$.

Установлено, что в δ -ферритной структуре сплавов с элементами замещения ликвация $M^{\alpha(\delta)}_i$ сильнее, чем M^{γ}_i , особенно при содержании $C \geq 0,05\%$ и $M^{\alpha(\delta)}_i > 0,10\%$ (в группе Al, Si, P). Из γ -стабилизирующих элементов при $M^{\gamma}_i \geq 0,20\%$ (в группе Mn, Cu, Ni) наибольшая ликвация Mn. При низкой ликвации сохраняется постоянное фазовое состояние в дендритах и в остаточной жидкости; при высокой – возможны изменения фазового состава первичной структуры. Все базовые для конструкционных сталей низколегированные сплавы железа после кристаллизации имеют структурную основу, состоящую из дендритов δ -феррита. Попутные примеси (O, S, N) в расплаве и в δ -феррите могут также образовывать включения различных соединений. В зависимости от состава и термкинетики охлаждения после кристаллизации δ -феррит полностью или частично превращается в аустенит. Превращение может охватывать участки δ -ферритной матрицы с различным химическим составом в бывших дендритах и ликвационных прослойках между ними, распространяясь свободно или приостанавливаясь в местах с высокой концентрацией $M^{\alpha(\delta)}_i$.

После дендритной кристаллизации и охлаждения в исследуемых опытных и промышленных низкоуглеродистых сталях можно получить пластинчато-зернистую упрочненную кремнием структуру. Как эффективный элемент для микролегирования этих сталей интересен фосфор. В опытных сплавах с 0,02–0,25% С и 0,05–0,40% Р величина дендритной ликвации фосфора сильно зависит от состава. Например, при 0,05–0,10% Р и 0,05% С коэффициент K^P_d изменяется от 1,15–1,30 до 1,40–1,80. В этих сплавах ликвация не мешала после кристаллизации полному превращению $\delta \rightarrow \gamma$. При $P \geq 0,10\%$ она настолько усиливалась, что в бывших междуветвях и междендритных участках сохранялся δ -феррит. С дальнейшим увеличением содержания фосфора устойчивость δ -феррита так возрастает, что его прослойки сохраняются после аустенизации внутри бывших δ -ферритных дендритов, а в ликвационных участках появляется фосфидная эвтектика ($\delta + Fe_3C$).

В структурах с ликвацией фосфора, обычно, поперек дендритной ветви концентрация фосфора от оси к поверхности вначале изменяется мало, затем резко увеличивается в узком наружном слое, до максимума в междуветвии. Внутри δ -ферритных дендритов образуются отдельные пакеты или одиночные пластины аустенита. Аустенит может также располагаться вокруг δ -ферритных ветвей в виде ободков с эвтектическими прослойками внутри (рис. 3). Часто бывает трудно заключить как образовалась такая структура – сначала из жидкости на δ -феррите рос аустенитный слой, а потом эвтектика

или сначала – образовывалась эвтектика, а потом аустенит из поверхностного слоя δ -феррита.

В этой связи будет полезен выполненный нами анализ структуры стали типа 08ЮП [4, 5], содержащей 0,05–0,09% С, 0,15–0,40% Мп, 0,01–0,55% Si, 0,04–0,10% Р. После переплавки этой стали основой ее первичной структуры являются дендриты δ -феррита (рис. 4, а). Но на краях дендритных ветвей и в междендритных участках структура более сложная. Между краями соседних дендритов часто расположены прослойки высокофосфористого δ -феррита,

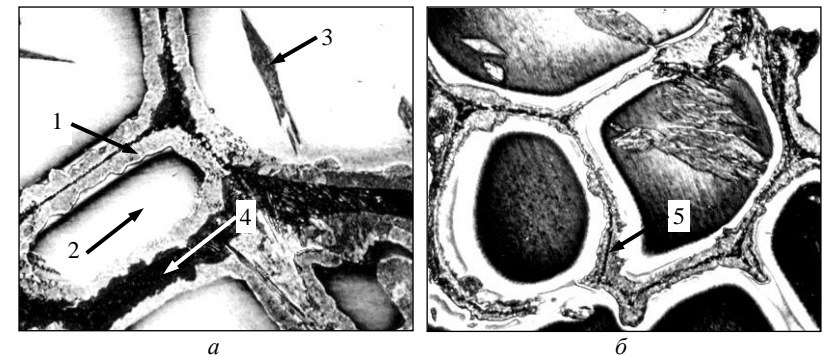


Рис. 3. Структура стали с 0,20% С, 0,70% Р при перитектической кристаллизации: 1 – ободки перитектического аустенита, 2 – дендриты $\alpha(\delta)$ -феррита, 3 – пластины полиморфного аустенита, 4 – остаточная жидкость, 5 – эвтектические ($\delta+Fe_3C$) прослойки. $\times 530$.

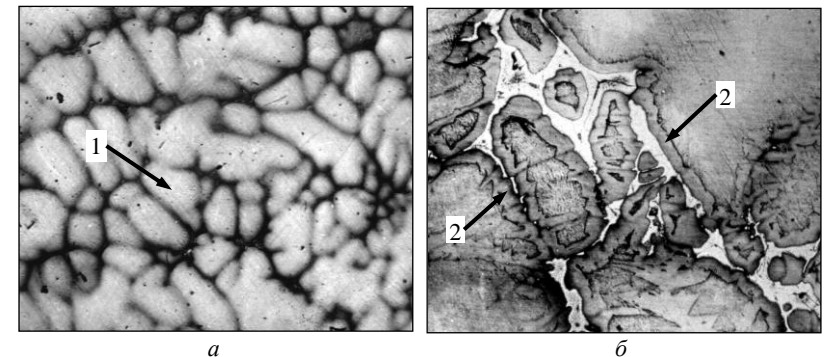


Рис. 4. Первичная структура стали 08ЮП: 1 – дендриты δ -феррита; 2 – ободки перитектического аустенита. а – $\times 40$; б – $\times 180$.

образовавшегося из остаточной ликвационной жидкости. Структура дендритных ветвей вокруг ликвационных участков двухфазная: их внутренние зоны – основной δ -феррит, близкий к среднему исходному составу стали; снаружи – ободковая узкая сплошная кайма аустенита (рис. 4, б). Состав этого аустенита трудно определить микрорентгеноспектральным анализом из-за малой ширины ободков, но структурно-морфологические признаки показывают, что этот – неожиданный для данной стали аустенит – перитектический. На фазовой границе " *δ -феррит / ликвационная жидкость*" он образуется при переохлаждении до температуры реакции $жс+\delta \rightarrow \gamma$ ранее кристаллизации фосфидной эвтектики и независимо от нее.

Заключение. Ликвация при кристаллизации низкоуглеродистых сталей может приводить к значительному отклонению их химического состава от среднемассового, особенно – внутри отливок. В ликвационных участках наиболее вероятно осуществление перитектического превращения, несвойственного для низкоуглеродистых марок стали. Это может быть главной причиной образования в ферритных или малоперлитных сталях неравновесного аустенита, вызывающего эффект "внутренней подкалки" в отливках и прокате (лист, катанка, бесшовные трубы и др.). На состав и строение первичной структуры влияет также сочетание примесей типа замещения и внедрения, с различной междуфазовой растворимостью. Это – отдельный вопрос, требующий специального рассмотрения.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Флеминг М. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423.
2. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 224 с.
3. Kohn A. Segregation dendritique et structure en bandes // Rev. Metallurgie. – 1970. – 67. – № 1. – 23-36.
4. Воржев А.В., Яценко А.И., Репина Н.И., Кругликова Г.В. и др. Низколегированная сталь, Патент Р.Ф. № 2212468, 2002.
5. Воржев А.В., Яценко А.И., Репина Н.И., Кругликова Г.В. и др. Низколегированная сталь, Патент Р.Ф. № 2212469, 2002.