

Е.Г.Дёмина, Г.В.Левченко, Т.В.Грицай

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА, КРЕМНИЯ И МАРГАНЦА НА МОРФОЛОГИЮ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОГО ТИПА

Оптимизирован химический состав низколегированных сталей для производства проката с целью повышения дисперсности дендритной структуры и создания благоприятного фона концентрационной микронеоднородности, а также для снижения предрасположенности к возникновению горячих трещин.

Введение. Постановка задачи. Согласно существующим исследованиям, повышение качества изделий из конструкционных низколегированных сталей обеспечивается регулированием морфологии дендритной (первичной) структуры [1–3]. Изучение роли базовых элементов (С, Si, Mn) на процессы кристаллизации, характер концентрационно-структурной микронеоднородности и оптимизация на этой основе химического состава стали являются одним из реальных путей повышения комплекса свойств как листового, так и арматурного проката. С другой стороны, затвердевание большинства конструкционных сталей осуществляется в результате перитектической кристаллизации, от особенностей механизмов которой зависит трещиностойкость стальных отливок [4–6]. В работе [7] показано, что наиболее предрасположенными к возникновению кристаллизационных трещин являются стали доперитектического состава, рассмотрено влияние кремния и марганца на механизм кристаллизации «первичноферритных» сталей (до 0,10% С). Поэтому данное исследование направлено на дальнейшее изучение влияния базовых элементов (кремния и марганца) на механизм перитектической кристаллизации сталей (0,10–0,50% С). При таком содержании углерода большинство сталей перитектического типа применяют для производства арматурного проката.

Целью данной работы являлась оптимизация химического состава низколегированных сталей для повышения дисперсности дендритной структуры (ДДС) и создания благоприятного фона концентрационной микронеоднородности, а также для снижения предрасположенности к возникновению горячих трещин.

Материал и методика экспериментальных исследований. Материалом исследования являлись лабораторные сплавы: тройные Fe–C–Si и четверные Fe–C–Si–Mn с различным количественным соотношением элементов. Состав модельных сплавов (табл.1) выбирали таким образом, чтобы охватить все фазовые области, в которых проходят процессы структурообразования перитектических сталей.

Опытные слитки выплавляли в алуновом тиглях массой 500г в печи электросопротивления, закаливали из аустенитной области от температуры 1200⁰С. Температуру в лабораторных условиях измеряли платина-

платинородиевыми термопарами (диаметром 0,1мм) с записью на двухкоординатном самописце КСП-4. Для определения морфологических и концентрационных особенностей дендритной структуры применяли комплексную методику металлографического анализа.

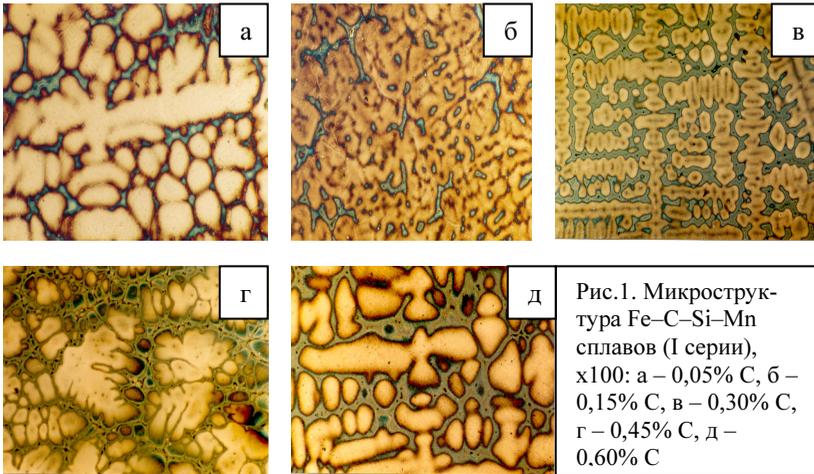
Таблица 1. Химический состав опытных сплавов

№ п/п	Содержание легирующих элементов, % (по массе)		
	C	Si	Mn
I серия			
1	0,05–0,70	1,00	1,00
II серия			
1	0,15	0,5–5,0	–
III серия			
1	0,30	0,5–5,5	–
IV серия)			
1	0,15	0,5	0,5–7,0
V серия			
1	0,30	0,5	0,5–6,0
VI серия			
1	0,05–0,50	0,5	2,5
VII серия			
1	0,22	0,5	0,5–2,5

Результаты исследований. После кристаллизации все перитектические стали имеют аустенитную структуру. На рис.1 представлены микроструктуры сплавов I серии. Показано, что при концентрациях углерода до 0,10% сплав затвердевает в результате одностадийной кристаллизации δ -феррита, дендриты которого имеют крупную (100 мкм), хлопьевидную форму (рис.1а). Распределение легирующих элементов соответствует прямой ликвации [1].

Сплавы, содержащие 0,10–0,50% углерода, затвердевают по перитектическому механизму, имеющему следующие особенности. Как показано в [7,8], аустенитная структура доперитектических (0,10–0,16%С) сплавов формируется в основном (свыше 65%) в результате полиморфного δ -Fe \rightarrow γ -Fe превращения. Она имеет следующие признаки: малое (менее 20%) количество остаточной жидкости (ликвационные участки, сосредоточенные в междуветвиях дендритов рис.1б) и наличие «двойной» ликвации кремния (на рис. 1б – это тёмные участки с повышенной концентрацией кремния в центре дендритных ветвей и в междендритных пространствах). Образованию двойной ликвации кремния в перитектических сплавах способствует распределение кремния по типу прямой ликвации на первой стадии перитектической кристаллизации ($L\rightarrow\delta$ -Fe) и диффузия («оттеснение») его из аустенита в δ -феррит в процессе роста перитектической фазы. Поскольку рост перитектического аустенита начинается на границе жидкости и δ -феррита, а заканчивается в осевых зонах, то крем-

ний, будучи ферритостабилизирующим элементом, концентрируется в этих участках. После завершения перитектической кристаллизации тёмные участки в центре дендритных ветвей могут являться «следами» бывшего или остаточного δ -феррита.



Превалирующим механизмом в формировании аустенитной структуры в заперитектических (0,16–0,50% С) сплавах является кристаллизация γ -Fe из остаточной жидкости: $L_{ост} \rightarrow \gamma$ -Fe. Морфология первичной структуры – дендритная с достаточно высоким (свыше 35%) количеством остаточной жидкости. Двойная ликвация кремния в этих сплавах ослабевает (рис. 1в). С увеличением содержания углерода в заперитектических сплавах двойная ликвация исчезает (рис. 1г), а аустенит сначала образуется за счёт кристаллизации из остаточной жидкости ($L_{ост} \rightarrow \gamma$ -Fe), переходя затем в одностадийную кристаллизацию ($L \rightarrow \gamma$ -Fe).

При содержании углерода более 0,50% происходит одностадийная кристаллизация аустенита ($L \rightarrow \gamma$ -Fe), дендритная структура которого более разветвлённая по сравнению с дендритами δ -феррита (рис. 1д). Распределение легирующих элементов в первичном аустените всегда соответствует прямой ликвации [1].

Для сравнительной оценки трещиностойкости до- и заперитектических сталей воспользовались теорией Смита. Согласно этой теории критерий трещиностойкости τ зависит от угла смачивания θ (рис. 2), который образуют остаточная жидкость и поверхность дендритной ветви, от количеств жидкости и твердой фазы в эффективном интервале кристаллизации и от соотношения их поверхностных энергий [9,10]. Критерий τ определяется по формуле (1) и характеризует распределение жидкости в объеме сплава, а именно, образует ли остаточная жидкость непрерывные пленки вокруг дендритов δ -феррита или сосредоточена отдельными каплями.

$$\tau = \gamma_{LS} \gamma_{SS} = 1 / 2 \cos (\theta / 2), (1)$$

где γ_{LS} – удельная поверхностная энергия раздела твёрдой и жидкой фаз;

γ_{SS} – удельная поверхностная энергия границ твёрдой фазы;

θ – двугранный угол смачивания, $0^\circ \leq \theta \leq 180^\circ$.

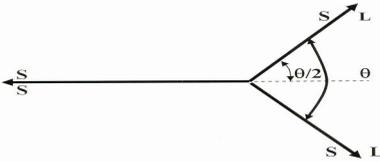


Рис.2. Схема формирования угла смачивания θ на границе раздела твёрдой и жидкой фаз

В доперитетических сталях остаточной жидкости мало ($<20\%$), она распределена отдельными каплями или плёнками (рис.3а). Угол смачивания находится в пределах $0^\circ < \theta < 90^\circ$, поэтому $1 < \tau \rightarrow \infty$ – трещиностойкость понижается. В заперитетических сталях количество остаточной жидкости увеличивается ($\approx 40\%$), ликвационные процессы в ней развиты сильнее, она образует почти непрерывные плёнки вокруг дендритов (рис.3б). Угол смачивания находится в пределах $120^\circ \leq \theta \leq 180^\circ$, а $0,5 \leq \tau \leq 1$ – трещиностойкость в этих сталях повышается.

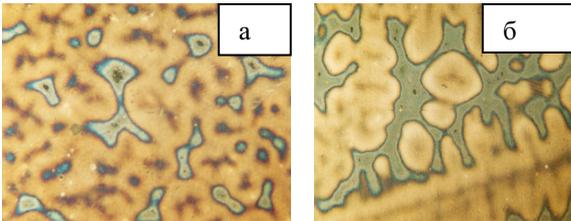


Рис. 3. Микроструктура закалённых от 1200°C доперитетических (а – $0,15\%$ С) и заперитетических (б – $0,30\%$ С) сталей, $\times 200$

Рис.3. Микроструктура закалённых от 1200°C доперитетических (а – $0,15\%$ С) и заперитетических (б – $0,30\%$ С) сталей, $\times 200$

Для установления влияния кремния и марганца на положение сплавов в до– и заперитетической фазовых областях проводили металлографический анализ на нескольких сериях опытных сплавов. Результаты металлографического анализа опытных сплавов показали, что легирование кремнием не изменяет механизм кристаллизации сплавов как в доперитетической, так и в заперитетической области. С увеличением его концентрации двойная ликвация проявляется более ярко. При содержании кремния более 3% в доперитетических сплавах (серия II) свыше 90% аустенита формируется по полиморфному механизму, а ведущей фазой при кристаллизации остаётся δ -феррит.

Микроструктура сплавов III–ей серии, содержащих кремний до 2% , – заперитетического типа. С увеличением его содержания в микроструктуре происходят концентрационные и морфологические изменения. В спла-

вах, содержащих более 2%, в структуре начинают появляться аустенитные пластины, обогащённые кремнием. При повышении концентрации кремния до 5% происходит стабилизация δ -феррита, количество пластин аустенита снижается, а в междуветвях дендритов наблюдается выделение силико-карбидной эвтектики.

На фоне слабых изменений структуры в сплавах с кремнием, качественное влияние марганца представляется наиболее выразительно. В сплавах IV-ой серии (до 4% марганца) – структура доперитетического типа (аналогична структуре на рис.1б), лишь при концентрациях марганца свыше 3,5% наблюдается увеличение количества остаточной жидкости, но двойная ликвация кремния сохраняется. В сплавах с содержанием 4–7% марганца – структура заперитетического типа (подобна структуре на рис.1в), увеличивается количество аустенита, образовавшегося при кристаллизации из остаточной жидкости. При содержании марганца выше 7,0% чётко выражены дендриты первичного аустенита (аналогичны аустенитным дендритам – рис.1д).

В заперитетических сплавах V-ой серии, как и в доперитетических сплавах, повышение содержания марганца приводит к изменению механизма кристаллизации. Заперитетический тип структуры сохраняется в сплавах данной серии до 6% марганца, а при концентрациях 6 и более процентов дендритная структура формируется за счёт кристаллизации первичного аустенита.

Результаты количественной металлографии представлены на рис.4. Показано, что в сплавах I серии при увеличении содержания углерода до 0,30% дендритная структура измельчается, затем начинает грубеть (до 0,60% C), а при дальнейшем повышении содержания углерода снова измельчается.

В сплавах II серии с ростом концентрации кремния до 2,0% структура измельчается, а дальнейшее увеличение концентрации кремния приводит к её огрублению. В заперитетических сплавах, легированных кремнием (серия III), размер дендритных ветвей уменьшается при повышении его концентрации. В сплавах IV-ой серии при повышении концентрации марганца до 4–5% ДДС аустенита повышается, при более высоком его содержании – понижается. В сплавах V серии (до 4% марганца) структура измельчается. С увеличением содержания марганца происходит укрупнение структуры.

Металлографический анализ опытных сплавов VI серии показал, что марганец расширяет доперитетическую область. Ещё при 0,05% углерода сплав уже имеет доперитетическую структуру, которая сохраняется и при 0,22% углерода. Полученные данные хорошо согласуются с [11]. В сплавах, содержащих более 0,22% углерода, структурные изменения аналогичны сплавам I серии.

Изучение первичной структуры VII серии сплавов доказало, что под влиянием марганца доперитетическая область расширяется. Сплавы, со-

держание до 1% марганца, имеют структуру заперитектического типа (рис.5а). Сплавы, содержащие 2 и более процентов марганца, находятся в доперитектической области (ярко выражена двойная ликвация кремния) (рис.5б).

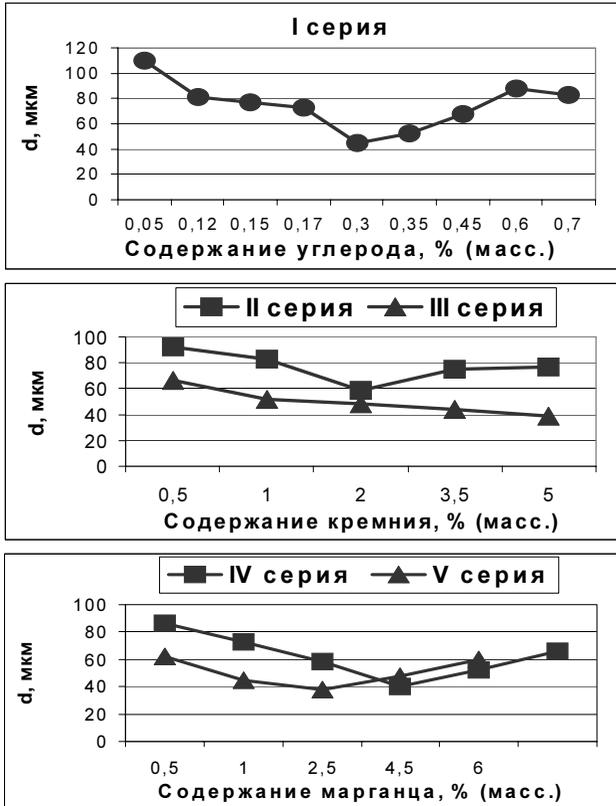


Рис.4. Влияние углерода, кремния и марганца на размер дендритных ветвей

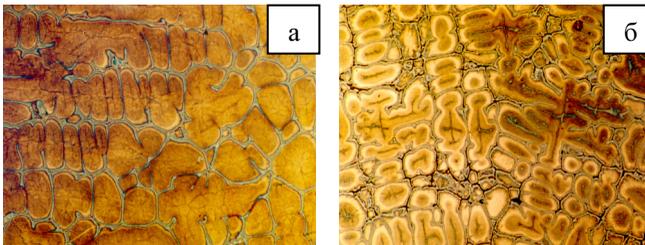


Рис.5. Микро-структура опытных сплавов VII серии, $\times 100$: а – 0,5% Mn, б – 2,5% Mn

В сплавах II серии с ростом концентрации кремния до 2,0% структура измельчается, а дальнейшее увеличение концентрации кремния приводит к её огрублению. В заперитетических сплавах, легированных кремнием (серия III), размер дендритных ветвей уменьшается при повышении его концентрации. В сплавах IV-ой серии при повышении концентрации марганца до 4–5% ДДС аустенита повышается, при более высоком его содержании – понижается. В сплавах V серии (до 4% марганца) структура измельчается. С увеличением содержания марганца происходит укрупнение структуры.

Металлографический анализ опытных сплавов VI серии показал, что марганец расширяет доперитетическую область. Ещё при 0,05% углерода сплав уже имеет доперитетическую структуру, которая сохраняется и при 0,22% углерода. Полученные данные хорошо согласуются с [11]. В сплавах, содержащих более 0,22% углерода, структурные изменения аналогичны сплавам I серии.

Изучение первичной структуры VII серии сплавов доказало, что под влиянием марганца доперитетическая область расширяется. Сплавы, содержащие до 1% марганца, имеют структуру заперитетического типа (рис.5а). Сплавы, содержащие 2 и более процентов марганца, находятся в доперитетической области (ярко выражена двойная ликвация кремния) (рис. 5б).

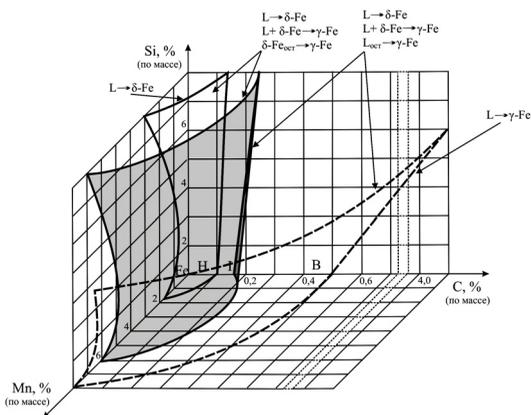


Рис.6. Положение границы до- и заперитетической фазовых областей кристаллизации конструкционных сталей, в зависимости от содержания углерода, кремния и марганца

Выводы. Показано, что в низколегированных сталях перитетического типа, при содержании около 0,30% углерода, дисперсность дендритной структуры повышается, что создаёт благоприятный фон концентрационной микронеоднородности и также снижает предрасположенность к появлению кристаллизационных трещин.

1. Яценко А.И., Левченко Г.В., Грушко П.Д. Концентрационно-структурная микронеоднородность низколегированных листовых сталей // Сталь. – 1990. – №5. – С. 78–82.

2. *Левченко Г.В., Дьоміна К.Г., Грушко П.Д.* Вплив умов кристалізації на спадкоємну концентраційну мікронеоднорідність і механічні властивості гарячекатаного прокату // *Металознавство та обробка металів.* – 2005. – №1. – С. 9–14.
3. *Формирование* наследственной концентрационной микронеоднородности в низколегированных сталях перитектического типа / Е.Г. Дёмина, Г.В. Левченко, Н.И. Репина и др. // *Металознавство та термічна обробка металів.* – 2005. – №2. – С. 54–58.
4. *Рыжиков А.А.* Теоретические основы литейного производства – М.: Машгиз. – 1961. – 446 с.
5. *Морозенский Л.И., Митенев О.А., Крутиков В.К.* К вопросу о горячих продольных трещинах на непрерывных литых слябах // *Сталь.* – 1965. – № 4. – С.312–317.
6. *Nakai K.* Effect of austenite structure on surface crack formation of continuously cast slabs // *Tetsu-to-Hagane.* – 1986. – vol. 72. – № 4. – p. 160.
7. *Дёмина Е. Г., Левченко Г.В., Яценко А.И.* Перитектическая кристаллизация и качество стальных отливок // *Фундаментальные и прикладные проблемы чёрной металлургии.* – 2004. – вып. 8. – С. 313–319.
8. *Левченко Г.В., Яценко А.И., Дёмина Е.Г.* Формирование аустенита в железоуглеродистых сплавах перитектического типа // *Фундам. и приклад. пробл. чёрной металлургии.* – 2004. – Вып. 7. – С. 165–169.
9. *Smith C.S.* Grains, phases and interfaces: an interpretation of microstructure // *Trans. Am. Inst. Mining Metall. Eng.* – 1948. – vol.175. – p. 15–51.
10. *Shankar V., Gill T.P.S., Mannan S.L.* Solidification cracking in austenitic stainless steel welds // *Sadhana.* – 2003. – vol.28. – part 3–4. – p. 359–382.
11. *Jsobe 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., проф. В.В.Парусовым