

## СФЕРОИДИЗАЦИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ, БЛИЗКИХ К ОБЛАСТИ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ

Ю. А. ЕВТЮШКИН

(Представлено профессором доктором А. Н. Добровидовым)

Из анализа ряда исследований [1, 2, 3], появившихся в последнее время, можно сделать вывод, что вопрос о возможности получения литой структуры без карбидной сетки путем повторного нагрева до температуры перитектической реакции является интересным и требует дальнейшего изучения.

В реальных условиях охлаждения, особенно при отливке стали в металлургические формы, равновесие, соответствующее диаграмме состояний (рис. 1), не достигается по двум причинам. Во-первых, из-за большой скорости охлаждения реакция не успевает пройти до конца; во-вторых, образовавшиеся продукты перитектической реакции  $Ж + Ф \rightarrow А + К$  разделяют реагирующие фазы, и дальнейшее протекание реакции может осуществляться только за счет диффузии через слой аустенита. Поэтому при вторичном нагреве литой стали до температуры плавления эвтектики и выдержке при этой температуре будет проходить реакция между жидкой фазой и твердой, в результате которой количество эвтектики уменьшится [2, 3]. Оставшиеся карбиды раздробятся и примут округлую форму.

Однако в соответствии с диаграммой состояний в сталях с содержанием углерода больше 0,7% после перитектической реакции всегда в избытке будет оставаться какое-то количество (соответствующее отрезку  $i - j$ ) жидкой фазы.

В литых быстрорежущих сталях наиболее благоприятным является значительно большее содержание углерода, чем в кованных и, следовательно, в них образование эвтектики неизбежно.

По данным работы [4] следует, что увеличение легирующих элементов сдвигает точки  $g, h, i, j$  (рис. 1). Замечено, что особенно сильное влияние в этом направлении оказывает ванадий. Увеличение содержания ванадия в литых быстрорежущих сталях желательно и по другим причинам. Как известно, ванадий обладает большим сродством к углероду, чем вольфрам, и поэтому образуются вместо карбидов вольфрама карбиды ванадия. Общий объем карбидов при этом уменьшается, так как карбиды ванадия имеют минимальный объем. Кроме того, ванадий повышает растворимость углерода в области гамма-фазы, что повышает качество быстрорежущей стали. Ванадий повышает устойчивость мартенсита против отпуска, тем самым значительно увеличивает крас-

нотойкость; вызывает дисперсионное твердение, что дает увеличение твердости при повышенных температурах. Ко всему этому, ванадий образует карбиды, обладающие высоким сопротивлением износу. Э. Гудремон [5] отмечает, что карбид ванадия VC является самым твердым ( $H_{Rc} = 83,5-85$ ) из карбидов, образующихся в быстрорежущей стали; он даже тверже карбида вольфрама WC ( $H_{Rc} = 82,5$ ), применяемого в твердых сплавах.

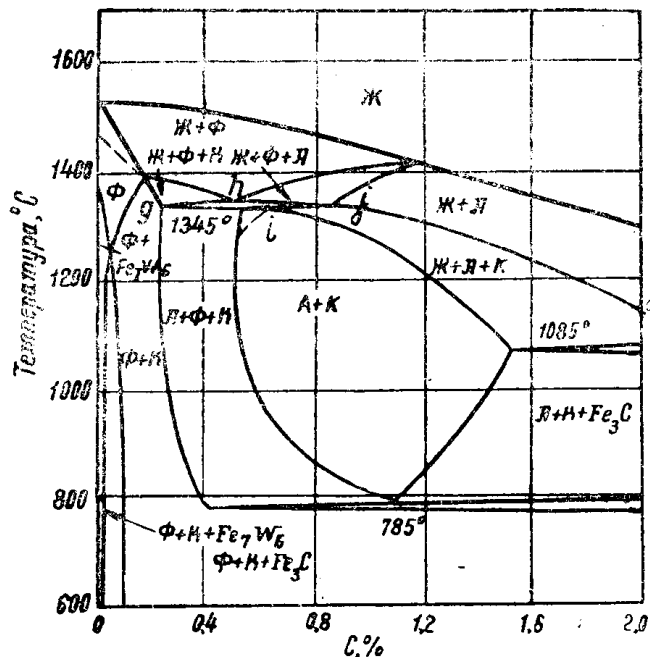


Рис. 1. Политермический разрез диаграммы Fe—W—Cr—C. Сечение при 18% W и 4% Cr [4].

На этой основе в сталях с повышенным содержанием углерода за счет увеличения ванадия может быть получен сплав, соответствующий точке *i*.

В микроструктуре стали плавки № 1 (табл. 1) имелись только признаки  $\delta$ -феррита (рис. 2а). Микроструктура стали 18—4—1—1,6 не содержит  $\delta$ -феррита, так как содержание ванадия в этой стали не-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

№ плавки	Условное обозначение стали	Химический состав, в %			
		C	W	Cr	V
1	18—4—1—1,9	1,0	19	4,23	1,98
2	18—4—1—1,6	0,98	18,78	3,81	1,61
3	18—4—0,9—1	0,97	18,40	4,11	1,45
4	9—4—1—2	1,3	9,10	4,20	3,12

сколько меньше, чем в стали 18—4—1—1,9, при одинаковом количестве углерода. Микроструктура стали 18—4—1—1,6 представлена на рис. 2б.

Из рассмотрения рис. 2а и 2б видно, что в структуре обеих сталей имеются темные участки, однако, природа этих составляющих различна. На рис. 2а темные участки представляют  $\delta$ -эвтектоид, образовавшийся из  $\delta$ -феррита. Такое превращение  $\delta$ -феррита, как показала дискуссия

[3, 4], возможно. Подтверждением образования  $\delta$ -эвтектоида из  $\delta$ -феррита является наличие четких границ между темной составляющей и аустенитом. Эти границы образовались в результате существования двух разных фаз (феррита и аустенита).

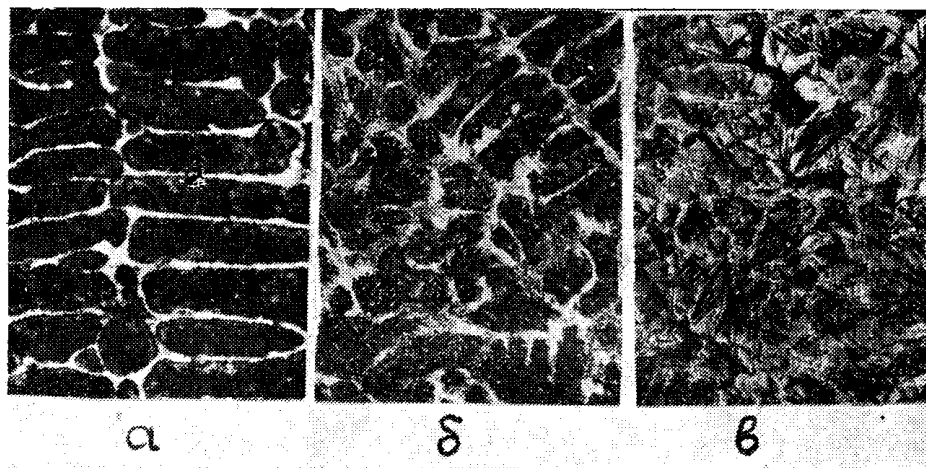


Рис. 2. а)  $\times 660$ , б)  $\times 440$ , в)  $\times 440$ .

Темные участки в стали 18—4—1—1,6 образовались в результате распада обедненного аустенита. Подобная структура, образовавшаяся в результате многообразных превращений, не всегда различима в деталях в оптическом микроскопе. Однако подтверждением того, что в стали 18—4—1—1,6 темная составляющая образовалась из аустенита, а не из феррита, является отсутствие четких границ между темными участками и аустенитом, поскольку эти две структурные составляющие при более высоких температурах представляли собой одну фазу (аустенит).

На рис. 2в представлена фотография микроструктуры стали 18—4—0,9—1. Структура состоит из крупногальчатого мартенсита и остаточного аустенита.

Для выяснения влияния температуры и времени выдержки на структуры литой стали производилась закалка с различной температуры (табл. 2). Охлаждение производилось в масле.

Таблица 2

Температура выдержки, °С	1300					1320				
	Время выдержки, в мин	1	2	3	4	5	1	2	3	4

Анализ микроструктуры показывает, что при температуре 1300° уже после двухминутной выдержки начинается сфероидизация ледебуритной сетки. Увеличение выдержки при этой температуре ведет к росту зерна аустенита и к коагуляции карбидов.

Выдержка исследуемых сталей при 1320° дает значительно больший эффект в смысле раздробления ледебуритной сетки карбидов. На рис. 3а и 3б показаны фотографии микроструктуры сталей после минутной выдержки при 1320°. Из рассмотрения микроструктуры видно, что карбидная сетка раздробилась, при этом частично карбиды расположены по границам зерен, а частично в центре аустенитных зерен. Особенно это хорошо видно при большем увеличении на рис. 3в.

Из рассмотрения микроструктуры, представленной на рис. 3, видно, что карбиды начали равномерно располагаться по всей площади аустенитного зерна, при этом некоторые из них приобретают угловатую форму, что конечно нежелательно.

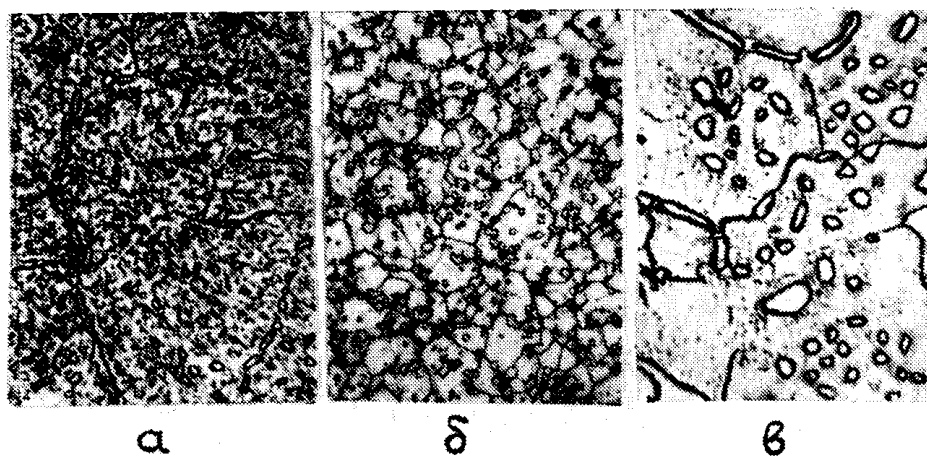


Рис. 3. а)  $\times 750$ , б)  $\times 660$ , в)  $\times 1350$ .

Выдержка 3 мин при  $1320^\circ$  достаточно для полного протекания незавершенных процессов и сфероидизации карбидов (рис. 4) (сталь 9—4—1—2). Структура стали состоит из аустенита и карбидов округлой формы, которые равномерно расположены по всей площади аустенитных зерен. Ледебуритная сетка исчезла.



Рис. 4.  $\times 750$ .

После выдержки при соответствующей температуре, закалки в масле и трехкратного отпуска при  $560^\circ$  производилось определение красностойкости. При этом не было замечено снижения красностойкости по сравнению с литым и отпущенным состоянием. Наоборот при выдержке 3 мин ( $1320^\circ$ ) у стали 18—4—1—1,6 замечена тенденция к повышению красностойкости.

Испытание механических свойств литой стали 18—4—1—1,6, подвергнутой высокотемпературной выдержке в течение 3 мин при 1320°, показали, что прочность при изгибе несколько возросла по сравнению с литым и отпущенным состоянием. Заметно также повышение ударной вязкости.

### Выводы

1. Наиболее выгодно подвергать высокотемпературной выдержке в области близкой к перитектической реакции стали, по химическому составу соответствующие точке  $i$  (рис. 1).

2. Подобная термическая операция с успехом может быть применена для улучшения структуры, а следовательно, и свойств литого инструмента.

3. Особенно целесообразно подвергать этой операции инструмент, отлитый в металлические формы.

Такая сталь имеет наибольшее отклонение от равновесного состояния вследствие большой скорости охлаждения.

### ЛИТЕРАТУРА

1. П. М. Юшкевич и С. А. Федорова. О микроструктуре литой быстрорежущей стали. *Металловедение и обработка металлов*, № 3, Машгиз, 1955.
2. Н. С. Крещановский. *Литейное производство*. № 8, 1960.
3. Kuo Kehsin. *The Journal of the Iron and Steel Institute*. 181, № 2, стр. 128—137, 1955.
4. В. С. Меськин. *Основы легирования стали*. Metallurgizdat, 1959.
5. Э. Гудремон. *Специальные стали*. Ч. 2, Metallurgizdat, 1960.