

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Д. С. КАЗАРНОВСКИЙ

**О ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛИ  
ПРИ МНОГОКРАТНОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

*(Представлено академиком И. П. Бардиным 30 VIII 1952)*

Кинетика превращения перлита в аустенит и законы формирования зерна последнего имеют большое теоретическое значение и играют ведущую роль в практическом металловедении. Благодаря работам советских исследователей (С. С. Штейнберга, К. А. Малышева, В. Н. Гриднева, И. Л. Миркина, М. Е. Блантера и др.) в большей мере выяснены вопросы зарождения центров аустенитовых зерен и их роста. До сих пор, однако, в литературе нет единого мнения по вопросу о влиянии границ исходного зерна стали на фазовые превращения при нагреве и на величину зерна и свойства стали после окончательной термической обработки. Ряд авторов (1-6) считает, что величина зерна аустенита при температуре, немного превышающей  $A_{C3}$ , практически мало зависит от величины зерна исходного перлита (феррита). В ряде других работ (7-9) встречаются указания на морфологическую связь величины зерна аустенита с величиной исходного зерна перлита (феррита).

Следует отметить, что выводы по затронутому здесь вопросу часто делались на основании изучения только микроструктуры. Между тем, в ряде случаев после сильного перегрева и последующей многократной перекристаллизации, когда в изломе наблюдаются крупные фасетки и сталь характеризуется низкой ударной вязкостью, в микроструктуре не удается обнаружить признаков первоначального перегрева (10).

Проведенная нами работа имела целью изучить влияние границ зерен и дисперсности карбидов исходной структуры стали на величину зерна и физико-механические свойства после перекристаллизации. Исследование проводили на трех марках мартеновской стали: углеродистые стали 45 (0,47% С; 0,78% Мп; 0,25% Si) и М62\* (0,57—0,67% С; 0,68—0,83% Мп; 0,16—0,21% Si) и хромистая сталь 45Х (0,46% С; 0,72% Мп; 0,28% Si; 0,77% Cr).

Образцы сталей 45 и 45Х диаметром 20 мм и длиной 120 мм нагревали до 1000, 1100, 1200 и 1300° и после часовой выдержки охлаждали на воздухе. Часть образцов после такой обработки подвергали повторной перекристаллизации при 900°.

На рис. 1 представлено изменение механических свойств стали 45Х в зависимости от режима термической обработки (для стали 45 характер кривых тот же).

Из полученных данных можно сделать вывод, что уровень механических свойств исследованных сталей после повторной перекристаллизации не зависит от степени предварительного перегрева. Особенно следует отметить статическую пластичность ( $\delta$  и  $\psi$ ) и ударную вязкость ( $a_k$ ), ко-

\* Четыре плавки.

горые после нагрева до 1300° обнаружили сильное падение (например,  $\psi$  для стали 45X понизилось в 9 раз), но после перекристаллизации полностью восстановились. Некоторое снижение  $\sigma_p$  при предварительном нагреве до 1300°, вероятно, связано с уменьшением напряженного состояния пограничных слоев металла. Еще более рельефная картина получена для стали М62 (табл. 1).

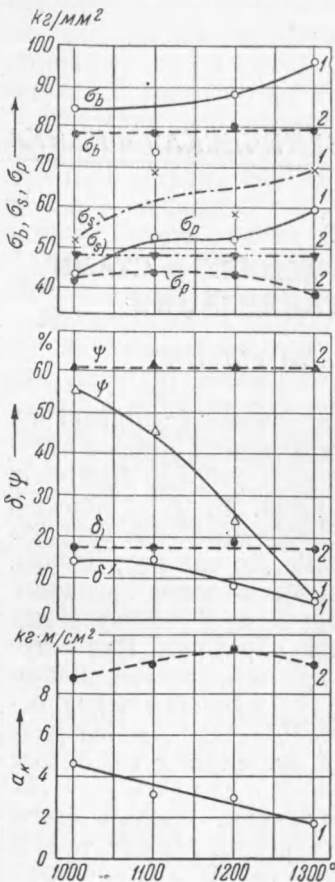


Рис. 1. Механические свойства стали 45X: 1 — после однократного нагрева и охлаждения на воздухе; 2 — после двукратной перекристаллизации (1-я при температурах 1000—1300°, 2-я — при 900°).  $\sigma_b$  — предел прочности,  $\sigma_t$  — предел текучести,  $p$  — предел пропорциональности,  $\delta$  — относительное удлинение,  $\psi$  — сужение поперечного сечения,  $\alpha_k$  — ударная вязкость

После повторной перекристаллизации с предварительным перегревом до 1300° ударная вязкость не только не понизилась, а заметно повысилась (~ на 25%), что, очевидно, связано с гомогенизацией твердого раствора и с частичным растворением в зерне примесей, скопляющихся в пограничных слоях.

Известно, что величина зерна в стали сильно влияет на положение критической температуры хладноломкости ( $t_k$ ). Поэтому

Таблица 1

Средние значения  $\alpha_k$  (кг-м/см<sup>2</sup>) стали М62 после однократной и двукратной перекристаллизации\*

Т-ра первой перекристаллизации в °	№№ плавков				Средн. по 4 плавкам
	1	2	3	4	
840	4,11	3,54	4,13	4,54	4,08
	4,23	4,16	4,26	4,31	4,24
1000	4,05	2,48	4,11	3,44	3,52
	4,16	3,93	4,34	4,04	4,10
1100	2,43	2,43	2,98	3,61	2,86
	4,44	3,93	4,30	4,19	4,21
1200	2,27	1,42	2,32	1,34	1,84
	3,54	4,09	4,65	4,25	4,13
1300	1,26	1,88	1,99	1,44	1,64
	4,70	5,09	4,77	5,52	5,02

\* В числителе приведена ударная вязкость после однократной перекристаллизации при температурах, указанных в графе 1, в знаменателе — после двукратной перекристаллизации при температурах графы 1 и при 840°.

по положению  $t_k$  можно судить о наличии следов перегрева в структуре стали. Результаты испытаний стали М62 при низких температурах (от +20 до -80°) показали (см. табл. 2), что, несмотря на резкое падение ударной вязкости после перегрева до 1200°, уровень  $\alpha_k$  остается практически одинаковым как после перекристаллизации при 830°, так и после перекристаллизации при 1200 и 830°.

Величина зерна оказывает заметное влияние на усталостную прочность стали. Достаточно сказать, что после нагрева стали М62 до 1300°

предел усталости понизился более чем на 20% против нагрева до 840°. Предел усталости определялся методом всестороннего изгиба при вращении на образцах из стали М62 (0,62% С). Опыты показали, что предварительный перегрев до 1300° не сказывается отрицательно на значении  $\sigma_{-1}$  после повторной перекристаллизации при 840°. Так,  $\sigma_{-1}$  составляет: после двойной перекристаллизации при 840° 37,0 кг/мм<sup>2</sup>, а после перекристаллизации при 1300 и 840° 37,5 кг/мм<sup>2</sup>.

Полученные данные по изучению статической, динамической и усталостной прочности полностью согласуются с результатами исследования микроструктуры. Величина, форма и строение зерен после повторной перекристаллизации при 900° оказались одинаковыми как при предварительном перегреве до 1000°, так и до 1300° (рис. 2), несмотря на резкий рост величины зерен по мере повышения температуры первоначального нагрева.

Результаты проведенных опытов, таким образом, показали, что величина исходного зерна не оказывает влияния на физико-механические свойства и величину зерен углеродистой и низколегированной (хромистой) стали после повторной перекристаллизации при температуре  $AC_3 + 50^\circ$  (с выдержкой  $\sim 1$  часа).

Таким образом, данные наших опытов не подтверждают специальной роли границ зерен перлита в процессе зарождения новой фазы — аустенита (в исследованных сталях).

Существующая теория зарождения аустенита при нагреве стали учитывает термодинамические условия, существующие в пограничных слоях на поверхности раздела феррито-карбидных фаз. По мнению ряда исследователей, условием возникновения зародыша аустенита при температуре, несколько превышающей  $AC_1$ , является образование в микрообъеме феррита флуктуаций концентрации углерода, понижающей температуру превращения. Вероятность возникновения необходимой флуктуации концентрации в феррите — наибольшая на границе с карбидной фазой благодаря диффузии атомов углерода в феррит. Этим объясняют часто наблюдаемые случаи зарождения аустенита на поверхности раздела фаз феррит — карбид. Отсюда делают вывод, что величина зерна образовавшегося аустенита должна зависеть от степени дисперсности исходных карбидов.

Нами была проведена серия опытов, заключавшихся в следующем: Одна партия образцов стали М62 (4 плавок) была нагрета до 1300° и после часовой выдержки охлаждалась на воздухе. Другая партия образцов была закалена в воде с температуры 820°. Затем все образцы были подвергнуты повторной перекристаллизации при 840° с последующим охлаждением на воздухе. При закалке стали большая часть углерода перешла в твердый раствор. При повторном нагреве (до  $AC_1$ ) происходило вначале выделение, а затем коагуляция карбидных частиц. Структура стали второй партии образцов в момент зарождения аустенита (немного выше  $AC_1$ ) представляла собой смесь феррита и карбидов высокой степени дисперсности.

При испытании образцов обеих партий не обнаружено заметного влияния дисперсности исходных карбидов на ударную вязкость стали после повторной перекристаллизации (табл. 3). Данные испытаний на ударный изгиб полностью подтвердились исследованием микроструктуры. Из

Таблица 2

Средние значения  $a_k$  (кг·м/см<sup>2</sup>) стали М62 при низких температурах

Т-ра испытания в °	Режимы термообработки		
	нагрев до 1200°	нагрев до 850°	1-й нагрев 1200° 2-й нагрев 850°
+20	1,77	4,38	4,58
0	1,83	3,98	4,08
-20	1,29	3,70	3,90
-40	0,92	2,57	2,75
-60	0,72	2,48	2,98
-80	0,63	1,79	1,42

рис. 3 видно, что конечная величина зерна не зависит от степени дисперсности исходных карбидов.

В опытах других авторов также не подтверждена исключительная роль поверхности раздела фаз в зарождении аустенита. Так, В. Н. Гриднев (11, 12) наблюдал зарождение аустенита внутри ферритовых зерен.

Таблица 3  
Влияние дисперсности исходных карбидов на ударную вязкость  $a_k$  (кг·м/см<sup>2</sup>) стали М62 после повторной перекристаллизации (средние данные)

№ плавков	Режимы термообработки	
	нагрев 1300° + нагрев 840°	закалка с 820° + нагрев 840°
1	4,70	4,98
2	5,09	4,18
3	4,77	4,58
4	5,52	5,94
Средн. по 4 плавкам	5,02	4,92

К. П. Бунин и Н. М. Данильченко (13) установили, что увеличение межфазовой поверхности в результате измельчения карбида при закалке белого чугуна не является причиной увеличения числа центров графитизации при последующем отжиге.

Для уточнения механизма зарождения новой фазы (аустенита) при нагреве стали требуется дальнейшее накопление экспериментальных данных.

В практическом отношении результаты наших опытов позволяют сделать вывод о возможности пересмотра в ряде случаев режимов горячей механической и термической

обработки углеродистых и низколегированных сталей в сторону интенсификации и упрощения. При прокатке, ковке и штамповке многих изделий устанавливается определенная температура окончания этих операций с целью предотвращения сильного роста зерна. Между тем, многие изделия после горячей механической обработки подвергаются термической обработке (нормализация, отжиг), причем в этом случае, как показали наши опыты, физико-механические свойства стали не зависят от величины исходного зерна.

Украинский научно-исследовательский институт металлов

Поступило  
8 VIII 1952

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> С. С. Штейнберг, *Металловедение*, 2 (1933). <sup>2</sup> С. С. Штейнберг, *Термическая обработка черных металлов*, лекция 14, 1941. <sup>3</sup> К. А. Малышев, *Металлург*, № 6 (1939). <sup>4</sup> К. А. Малышев, *Изв. сектора физ.-хим. анализа*, 16, в. 2 (1946). <sup>5</sup> А. П. Гуляев, *Металловедение*, 1951. <sup>6</sup> Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер, *Физические основы металловедения*, 1949. <sup>7</sup> Я. Р. Раузин, *Термическая обработка хромистой стали*, 1950. <sup>8</sup> М. И. Масленникова, Я. Р. Раузин, *ЖТФ*, 20, 694 (1950). <sup>9</sup> И. Е. Конторович, С. З. Бокштейн, *Металлург*, № 1 (1937). <sup>10</sup> В. И. Архаров, *Металловедение и литейное дело*, в. 1, 1951. <sup>11</sup> В. Н. Гриднев, *Сборн. научн. тр.*, посвящ. 50-летию КПИ, 1948. <sup>12</sup> В. Н. Гриднев, *ЖТФ*, 16, 915 (1946). <sup>13</sup> К. П. Бунин, Н. М. Данильченко, *ДАН*, 82, № 1 (1952).

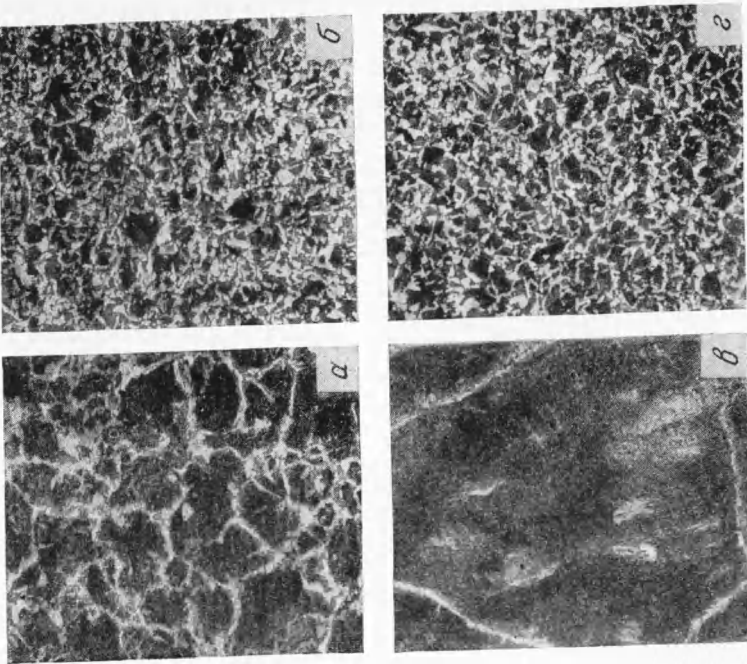


Рис. 2. Микроструктура стали 45: *а* — после нагрева до 1000°; *б* — после двукратного нагрева — до 1000 и до 900°; *а* — после нагрева до 1300°; *б* — после двукратного нагрева — до 1300 и до 900°. Травление 2%  $\text{HNO}_3$  в спирте,  $\times 100$

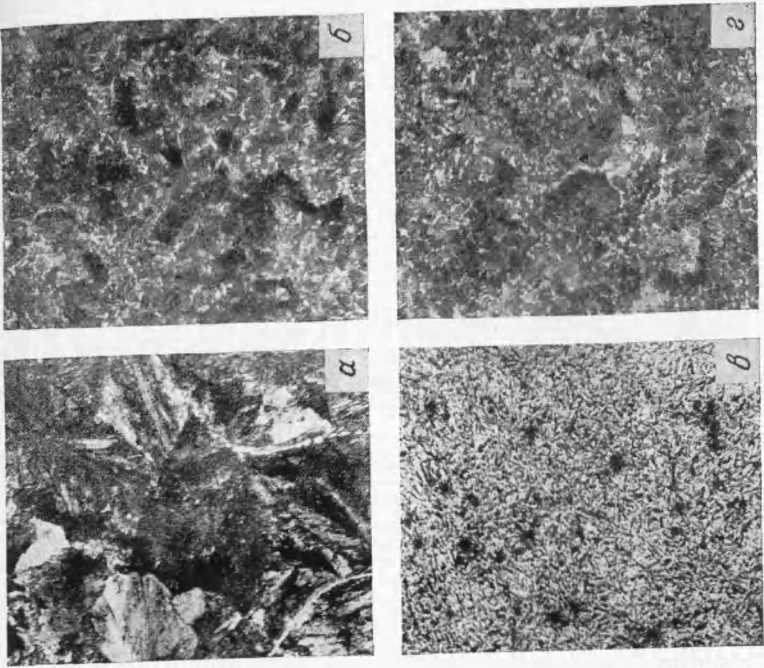


Рис. 3. Микроструктура стали М62: *а* — после нагрева до 1300°; *б* — после двукратного нагрева — до 1300 и до 840°; *а* — после закалки с 820° в воде; *б* — после закалки с 820° в воде и последующего нагрева до 840°. Травление 2%  $\text{HNO}_3$  в спирте,  $\times 100$