

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА РАСПАД АУСТЕНИТА В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ОБЛАСТИ

Л.С.Ляхович, В.В.Сурков

Исследование проводилось на сталях 37ХНЗА, 5ХНВ, 5ХНМ и Х6ВФ. Предварительно для этих сталей дифференциальным дилатометрическим методом были определены температуры начала мартенситного превращения и построены мартенситные кривые (рис. I). Определение количества образовавшегося мартенсита проводилось по специально разработанной методике.

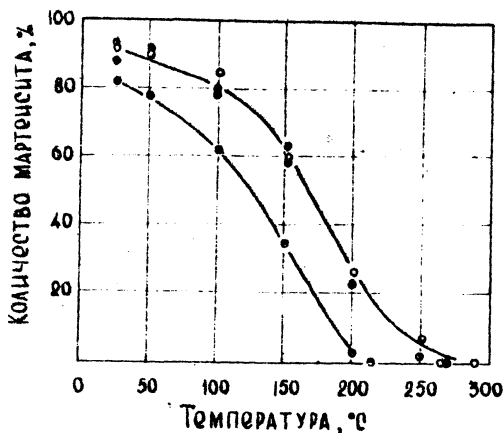


Рис. I

Мартенситные кривые сталей:
○ 37ХНЗА, ● 5ХНВ, ◻ 5ХНМ, ◻ Х6ВФ.

Было установлено, что уже переохлаждение аустенита ниже M_n на 15–20°, приводящее к образованию 2–3% мартенсита, резко ускоряет последующее промежуточное превращение выше M_n , развивающееся сразу же при достижении температуры T_2 (250–350°C). Начальная скорость изоморфического превращения еще более возрастает с увеличением степени мартенситного превращения до 20–30% (если принять аусте-

Влияние различной степени мартенситного превращения на кинетику последующего распада аустенита в промежуточной области (300 и 350°C для сталей 5ХНВ, 5ХНМ и 37ХНЗА; 250 и 300°C для Х6ВФ) изучалось как дилатометрическим методом на дилатометре ДКМ, так и структурно-статическим методом А.А.Глаголева (точечным).

Было установлено, что уже переохлаждение аустенита ниже M_n на 15–20°, приводящее к образованию 2–3% мартенсита, резко ускоряет последующее промежуточное превращение выше M_n , развивающееся сразу же при достижении температуры T_2 (250–350°C). Начальная скорость изоморфического превращения еще более возрастает с увеличением степени мартенситного превращения до 20–30% (если принять аусте-

нит, сохранившийся при охлаждении до T_1 за 100%). В то же время существенно уменьшается объем аустенита, превратившегося изотермически при T_2 . Так, для стали 37ХН3А охлаждение аустенита до 250°C ($M_H = 290^\circ\text{C}$) приводит к образованию 7% мартенсита. После нагрева до 300°C изотермически распадается еще 70% аустенита; при 350°C – 65%. Таким образом, в структуре должно сохраниться значительное количество остаточного аустенита (23–28%). Еще значительнее стабилизация аустенита проявляется в ходе изотермического превращения после предварительного образования 27% мартенсита ($T=200^\circ\text{C}$). В этом случае изотермически при 300 и 350°C превращается лишь 30 и 20% аустенита соответственно (табл. I).

Т а б л и ц а I

Количество аустенита, превратившегося в температурных интервалах

Марка стали	$T_1, ^\circ\text{C}$	Количество структурных составляющих, %							
		М	B_{M_H}	B_{A1}		B_{A2}		$A_{ост}$	
				300	350	300	350	300	350
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10
37ХН3А	250	7	6	23	29	70	64	0	0
	200	27	23	41	50	32	23	0	0
	150	60	11	16	20	24	20	0	0
	100	85	3	7	7	8	8	0	0
	25	92	0	0	0	8	8	0	0
5ХНВ	250	2	0	18	25	80	73	0	0
	200	26	15	35	40	39	34	0	0
	150	64	10	18	25	18	11	0	0
	100	80	0	5	8	15	12	0	0
	25	88	0	0	2	12	10	0	0
5ХНМ	250	2	0	23	28	75	70	0	0
	200	23	15	36	40	41	37	0	0
	150	59	7	15	18	19	23	7	0
	100	78	0	4	4	0	18	18	0
	25	93	0	0	0	0	7	7	0

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10
				250	300	250	300	250	300
X6BФ	200	2	0	0	5	86	85	12	8
	150	35	8	15	15	46	50	5	8
	100	62	3	8	7	22	2	30	10
	25	72	0	0	0	0	5	18	13

В то же время ни рентгеноструктурный, ни металлографический анализы не выявляют остаточный аустенит в структуре. Было сделано предположение о том, что распад аустенита происходит еще во время нагрева от T_1 до T_2 . Металлографическое исследование подтвердило это предположение. Оказалось, что если образцы охладить до T_1 , а затем быстро (за 1 мин.) нагреть на температуру несколько ниже M_H (на $5-8^\circ$) и вновь быстро охладить до комнатной температуры, то структура представляет собой характерные темнотравящиеся иглы нижнего бейнита на непротравившемся фоне мартенсита.

При электронноструктурном исследовании наблюдается структура, типичная для изотермического превращения аустенита в нижнем интервале температур промежуточной области (карбиды в пластинах α -фазы). В то же время структура закаленных в воде образцов после кратковременного нагрева (1,5 мин.) до M_H представляет типичный неотпущенный (слабо травящийся) мартенсит. И хотя уменьшение ширины интерференционной линии $(IIO)_\alpha$ мартенсита после такого нагрева (о. 40 до 34 угловых мин. для стали 37ХН3А) свидетельствует об его отпуске, при электронноструктурном исследовании карбиды, выделившиеся из мартенсита, не обнаружены. Таким образом, можно утверждать, что темнотравящиеся иглы в структуре образцов, быстро охлажденных на $15-19^\circ$ ниже M_H и вновь нагретых до M_H , являются продуктами диффузионного распада аустенита в процессе нагрева.

Была попытка проследить за изменением содержания углерода в остаточном аустените, сохранившемся после обработки исследованных сталей по режимам: $t_{\text{ауст}} \rightarrow T_1 \rightarrow M_H \rightarrow \text{вода}$. Повышение содержания углерода в остаточном аустените однозначно свидетельствовало бы о распаде аустенита по промежуточному механизму в процессе нагрева от T_1 до T_2 . Но из-за небольших размеров dilatометрических образцов и связанной с этим невысокой интенсивностью интерференцион-

ных линий $(200)_{\alpha}$ и $(220)_{\alpha}$ аустенита полученные результаты по изменению параметра аустенита находились в пределах погрешности измерений.

Был проведен количественный металлографический анализ на дилатометрических образцах, обработанных по режимам:

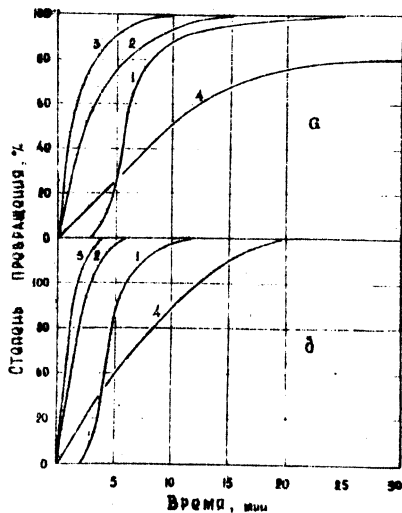
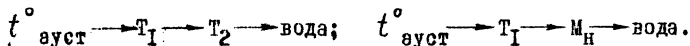


Рис. 2

Влияние предварительного мартенситного превращения на кинетику изотермического распада аустенита в промежуточной области (нераспавшийся до T_2 аустенит принят за 100%). Сталь 5ХНМ.

1 - нормальная кинетика; 2 - 2% М;
3 - 23% М; 4 - 59% М, а) 300°C
б) 350°C.

Результаты исследования, сведенные в табл. I, показывают, что для сталей 37ХНЗА и 5ХНВ в структуре образцов, предварительно охлажденных ниже M_n и испытавших затем изотермическое превращение, отсутствует остаточный аустенит. И лишь в сталях 5ХНМ и 46ВФ в структуре сохраняется некоторое количество остаточного аустенита.

На рис. 2 показано влияние предварительного мартенситного превращения на кинетику изотермического превращения аустенита при T_2 (сталь 5ХНМ). При этом за 100% принимался аустенит, сохранившийся до температуры T_2 (A_{T_2}), т.е.

$$A_{T_2} = 100 - (M + B_{\Delta T}),$$

где M - количество мартенсита, образовавшегося при охлаждении до T_1 , $B_{\Delta T}$ - количество структур, образовавшихся при нагреве. Характер кривых для всех исследованных сталей аналогичен и указывает на то, что уже незначительное количество мартенсита рез-

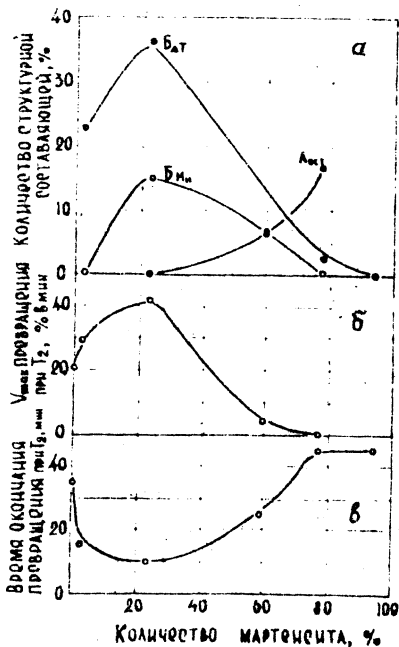


Рис. 3.

Влияние мартенситного превращения на степень превращения аустенита в различных температурных интервалах (а) и на скорость и время окончания изотермического превращения при 300°C (б, в):

B_{Mn} - % аустенита, превратившегося при нагреве до M_n ;

B_T - % аустенита, превратившегося при нагреве от T_1 до 300°C;

$A_{уст}$ - % аустенита, сохранившегося в структуре после завершения изотермического превращения;

а - сталь 37АН3А; б - сталь 5ХНМ;

в - сталь Х6ВФ.

ко увеличивает начальную скорость последующего промежуточного превращения, протекающего без инкубационного периода, и сокращает время окончания превращения. Кроме того, промежуточное превращение протекает еще во время нагрева образца до температуры изотермической выдержки. С увеличением степени предварительного мартенситного превращения до 20-30% начальная скорость изотермического превращения еще более увеличивается. Одновременно возрастает количество атермически распавшегося аустенита. При этом диффузионный распад аустенита наблюдается уже при температурах ниже M_n . Дальнейшее увеличение количества предварительно образовавшегося мартенсита, напротив, приводит к постепенному устранению эффекта ускорения промежуточного превращения и к развитию процессов стабилизации аустенита (стали 5ХНМ и Х6ВФ). Рис. 3, построенный на основании данных табл. I

и кинетических кривых (рис. 2), отчетливо иллюстрирует это явление.

Отмеченные выше закономерности изменения кинетики промежуточного превращения с увеличением степени мартенситного превращения хорошо подтверждают выводы, сделанные в [1]. Ранее указывалось, что напряжения, возникающие в период нагрева (охлаждения) от T_1 до T_2 оказывают на протекание промежуточного превращения противоположное действие, ускорение и торможение превращения. Незначительные напряжения, возникающие при нагреве, инициируют промежуточное превращение, но с ростом напряжений оно начинает замедляться. Действительно, с увеличением степени мартенситного превращения до 20-30% и связанным с ним ростом внутренних микронапряжений, скорость промежуточного превращения существенно увеличивается, причем процесс диффузионного распада аустенита начинает протекать при температурах ниже M_n . Такое действие упругих напряжений на развитие промежуточного превращения следует объяснить ускорением диффузии углерода в поле напряжений [2-4]. Поскольку рост бейнитных пластин, как показано в [5] лимитируется скоростью отвода углерода от фронта растущей бейнитной пластины, то увеличение скорости диффузии углерода с ростом напряжений должно приводить к промежуточному превращению даже при температурах ниже M_n . Может вызвать сомнение тот факт, что образование уже 2-3% мартенсита резко ускоряет последующее промежуточное превращение. Однако Я.М.Головчинер [6] показал, что даже при относительно малом количестве мартенситной фазы (порядка 1-2%) кристаллическая решетка аустенита может быть уже значительно искажена. Увеличение количества мартенсита выше 20-30% приводит к торможению промежуточного превращения вследствие развития процессов стабилизации аустенита.

Им образом, полученные в данной работе экспериментальные результаты не позволяют объяснить причину стабилизации аустенита. И тем не менее можно констатировать, что изменения в физическом состоянии аустенита, связанные с развитием мартенситного превращения до определенного предела (20-30%) инициируют последующее промежуточное превращение. Увеличение же количества мартенситной фазы сверх этих значений вызывает противоположный эффект.

Л и т е р а т у р а

1. Л. С. Д я х о в и ч , В. В. С у р к о в . "Некоторые вопросы ступенчатого превращения переохлажденного аустенита". Данный сб.

2. Л. Н. А л е к с а н д р о в , Б.Я. Л ю б о в . Сб. "Проблемы металловедения и физики металлов". Metallurgizdat, 1964.

3. Б. Я. Л ю б о в , В. М. Р а з о р е н о в М, 16, 5, 1963.

4. Л. Н. А л е к с а н д р о в , Б. Я. Л ю б о в . ДАН СССР. 151, 3, 1963.

5. Р. И. Э н т и н . Превращения аустенита в стали. Metallurgizdat, 1960.

6. Я. М. Г о л о в ч и н е р . Сб. "Проблемы металловедения и физики металлов", Metallurgizdat, стр. 66, 1958.