

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Б. Ю. МЕТТ и Р. И. ЭНТИН

**О КАРБИДООБРАЗОВАНИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ РАСПАДЕ
АУСТЕНИТА ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ**

(Представлено академиком И. П. Бардиным 24 III 1950)

Изотермический распад аустенита сталей, легированных карбидообразующими элементами, в интервале температур перлитного превращения приводит к образованию цементита или специальных карбидов, обогащенных этими элементами.

Так например, в стали с 0,4% С и 4% хрома в результате распада аустенита при 600—750° образуется феррит и тетрагональный карбид хрома $(Fe, Cr)_7C_3$, содержащий не менее 35% хрома. Следовательно, при распаде аустенита происходит значительное обогащение хромом отдельных областей от 4 до 35%.

Однако это обогащение может идти различным образом.

Начало распада аустенита в определенной области температур, следующей за точкой A_1 , связано с образованием равновесного карбида и поэтому требует диффузии легирующего элемента. Такой ход процессов карбидообразования наблюдался при распаде аустенита в стали, легированной молибденом ⁽¹⁾.

М. Е. Блантер при изучении процессов карбидообразования в хромистых сталях показал, что на начальной стадии распада аустенита при 600° в некоторых хромистых сталях образуется цементит с содержанием хрома, отвечающим его средней концентрации в стали. Обогащение цементита легирующим элементом в этом случае обусловлено вторичным процессом диффузии, накладывающимся на процесс распада аустенита ⁽²⁾.

Такой ход карбидообразования характерен для процессов распада мартенсита в легированных сталях ^(3, 4).

С точки зрения выяснения механизма влияния легирующих элементов на кинетику изотермического распада аустенита особый интерес представляет изучение структуры карбидной фазы на начальной стадии распада и ее изменений в процессе распада.

В настоящей статье излагаются результаты исследования процессов карбидообразования при распаде аустенита в сталях, легированных хромом.

Химический анализ исследованных сталей и структура равновесных карбидов приведены в табл. 1. Слитки сталей подвергались диффузионному отжигу в течение 15—20 час. при температуре 1200° и затем проковывались. После удаления обезуглероженного слоя были изготовлены цилиндрические образцы длиною 50 мм и диаметром 12—13 мм. В случае кратковременных выдержек при изотермическом распаде (менее 15—20 мин.) образцы изготавливались полые с толщиной стенок 2—3 мм.

Таблица 1

Маркировка стали	Химический состав в %				Структура равновесного карбida	Критические точки A_{c_1}
	С	Mn	Si	Cr		
X-4	0,33	0,6	0,42	3,87	$(Cr, Fe)_7C_3$	835
X-8	0,47	0,69	0,11	8,37	$(Cr, Fe)_7C_3$	865
X-16	0,47	0,48	0,27	16,2	$(Cr, Fe)_{23}C_6$	905

Нагрев образцов под закалку производился в печи при температуре 1200° в течение 8—10 мин. Затем образцы переносились в свинцовую ванну, нагретую до различных температур, выдерживались определенное время и закаливались в воде.

Продолжительность выдержки подбиралась так, чтобы можно было фиксировать начальную стадию распада аустенита. Степень распада контролировалась по твердости. С наружной поверхности образцы обдирались на станке для удаления обезуглероженного слоя в 1—1,5 мм толщины. Затем производилось электролитическое выделение карбидной фазы. В качестве электролита использован раствор, предложенный Н. М. Поповой (1N KCl, 0,2N HCl и 0,5% $Na_2S_2O_3$)⁽⁵⁾. Плотность тока 0,02 а/см² поверхности образца, длительность электролиза 4 часа.

Рентгенофотосъемка карбидных осадков производилась в дебаевской камере на хромовом излучении; продолжительность экспозиции 12 час.

В табл. 2 приведены результаты экспериментов со сталью X-16.

При температурах 770, 750, 725 и 700° на начальной стадии распада аустенита образуется равновесный для данной стали кубический карбид $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Химический анализ карбидного осадка образца № 6, соответствующего началу распада при 700°, показал содержание хрома 65%.

Таблица 2

№ обр.	Т-ра распада в °С	Продолжит. распада	Твердость R_c	Структура карбидной фазы
1	Закалка от 1200° в воде	—	52	—
2	770	2 ч.	34	$(Cr, Fe)_{23}C_6$
3	750	2 ч. 15 м.	43	"
4	725	1 ч.	47	"
5	725	5 ч.	14	"
6	700	50 м.	40	"
7	700	5 ч. 30 м.	20	"
8	650	40 м.	46	$(Cr, Fe)_{23}C_6 + (Cr, Fe)_7C_3$
9	650	1 ч. 45 м.	39	"
10	650	5 ч. 30 м.	14	$(Cr, Fe)_{23}C_6 + (Cr, Fe)_7C_3$ следы
11	600	5 ч. 30 м.	43	$(Cr, Fe)_{23}C_6 + (Cr, Fe)_7C_3$
12	600→ →700	5 ч. 30 м.}	20	"
13	550→ →700	5 ч. 30 м.	32	"
		3 ч.	16	"

При температурах 650° и ниже на начальной стадии распада аустенита образуется смесь кубического и тригонального карбида хрома $(Cr, Fe)_{23}C_6 + (Cr, Fe)_7C_3$.

В предыдущей нашей работе⁽¹⁾ было показано, что в некотором интервале температур, непосредственно следующем за температурой равновесия A_1 , исходя из термодинамических условий должен обра-

зовываться и образуется на начальной стадии распада аустенита сразу стабильный карбид. Ниже некоторой температуры T_0'' (см. (1), рис. 2) могут возникать и стабильный, и метастабильный карбиды. В этом случае возникновение того или иного карбида определяется кинетическими факторами — скоростью образования зародышей и их роста.

Вблизи температуры T'' работа образования зародышей метастабильного карбида велика и скорость образования центров стабильного карбида больше. Поэтому при температурах ниже T_0'' в структуре обнаруживаются оба карбида (образцы №№ 8, 9). Длительная выдержка приводит к переходу метастабильного тригонального карбида хрома в стабильный кубический (образец № 10).

Некоторые образцы (№№ 12 и 13) подвергались двойной изотермической обработке по режиму 1200° (10 мин.) $\rightarrow 600^\circ$ или 550° (5 час. 30 мин.) $\rightarrow 700$ (соответственно 5 час. 30 мин. и 3 часа). В обоих случаях рентгеносъемка осадка обнаружила наличие смеси карбидов $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ и $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$.

При одинарной обработке при 700° в течение 5 час. 30 мин. обнаруживается лишь один кубический карбид $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$. Следовательно, образование смеси карбидов при двойной изотермической обработке следует объяснить термодинамическими условиями, определяющими возникновение тех или иных карбидов, а не накладывающимся вторичным процессом диффузии. В противном случае диффузия при 700° в течение 5,5 час. (образец № 12) должна была привести к одинаковым результатам в отношении структуры карбидов, именно к структуре кубического карбида $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$.

В табл. 3 приведены результаты экспериментов со сталью X-8 и X-4.

Таблица 3

№ обр.	Т-ра распада	Продолжит. распада	Твердость R_c	Структура карбидной фазы
Сталь X-8				
15	Закалка от 1200° в воде	—	52	—
16	725	20 м.	43	$(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$
17	725	30 м.	36	"
18	725	3 ч.	10	"
19	700	15 м.	42	"
20	700	25 м.	20	"
21	650	43 м.	44	"
22	650	5 ч. 30 м.	14	"
23	600	4 ч. 30 м.	38	"
	550 \rightarrow	6 ч.	43	"
24	$\rightarrow 700$	30 м.	20	"
Сталь X-4				
25	Закалка от 1200° в воде	—	44	—
26	700	10 м.	30	$(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$
27	700	1 ч.	16	"
28	650	1 ч.	35	"
29	650	2 ч.	18	"
30	600	2 ч. 30 м.	36	"
	550 \rightarrow	3 ч.	38	"
31	$\rightarrow 700$	1 ч.	14	"
	400 \rightarrow	1 ч.	43	"
32	$\rightarrow 700$	1 ч. 30 м.	18	$(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3 + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$

При температурах от 550° и выше на начальной стадии распада аустенита образуется стабильный для этих сталей тригональный

карбид $(\text{Cr},\text{Fe})_7\text{C}_3$. Химический анализ карбидного осадка образца № 17 стали X-8 показывает содержание хрома 55%.

При двойной обработке по режиму 1200° 10 мин. \rightarrow 400° 1 час \rightarrow 700° 1 час 30 мин. рентгенограммы осадка показывали наличие смеси карбидов $(\text{Cr},\text{Fe})_7\text{C}_3$ и $(\text{Fe},\text{Cr})_3\text{C}$. Это свидетельствует, в совокупности с данными о структуре осадка в образце № 27, об образовании в этой стали цементита при температурах «промежуточной» области распада аустенита.

На основании описанных экспериментов можно сделать заключение, что в хромистых сталях в определенной области температур, следующей непосредственно за точкой A_1 , начало распада аустенита связано с образованием стабильного карбида.

Авторы выражают благодарность М. М. Шапиро за проведение химических анализов некоторых осадков.

Институт металлофизики
ЦНИИЧМ

Поступило
23 III 1950

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

¹ Б. Ю. Метт и Р. И. Энтин, ДАН, 68, № 4 (1949). ² М. Е. Блантер, ЖТФ, 18, в. 4, 529 (1948). ³ Г. В. Курдюмов и Р. И. Энтин, Отпускная хрупкость конструкционных сталей, 1945. ⁴ С. З. Бокштейн, ЖТФ, 19, в. 5 (1949).
⁵ Н. М. Попова и А. Ф. Платонова, Зав. лабор., 31, № 6 (1948).