

БЛИЖНЕЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ АТОМОВ И МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛЯХ, ЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОМ

Д. А. Мирзаев, К. Ю. Окишев, А. С. Созыкина, А. А. Мирзоев

В работе [1] были рассмотрены ближний порядок в растворах замещения Fe-Cr и Fe-Mn и кинетика упорядочения при изотермической выдержке, а также влияние упорядочения на последующее мартенситное превращение. Было показано, что выдержка над мартенситной точкой M_s приводит к снижению последней, однако при температурах ниже 700 К коэффициент диффузии в растворах замещения оказывается довольно малой величиной, поэтому изотермические выдержки, необходимые для заметного изменения мартенситной точки могут достигать тысяч часов.

Примеси внедрения диффундируют значительно быстрее, поэтому представляется важным исследовать ближнее упорядочение в тройных сплавах Fe-Cr-C. Отметим, что явление термической стабилизации, заключающееся в снижении M_s и количества образующегося мартенсита при выдержке над M_s было обнаружено впервые именно в хромистых сталях [2], и авторы в качестве из возможного объяснения этого явления выдвигали гипотезу перераспределения атомов углерода. В данной работе мы попытаемся теоретически рассмотреть эту гипотезу.

Параметрами ближнего порядка в тройном растворе замещения-внедрения являются величины [3]:

$$p_1 = p_{Cr-Fe} = \frac{N_{Cr-Fe}}{z_1 N \theta_{Cr}}; \quad (1)$$

$$p_2 = p_{C-o} = \frac{N_{C-o}}{z_2 N_2 \theta_C}; \quad (2)$$

$$p_3 = p_{C-Cr} = \frac{N_{C-Cr}}{z_3 N_2 \theta_C}, \quad (3)$$

где N_{Cr-Fe} , N_{C-o} и N_{C-Cr} – число пар атом хрома-атом железа, атом углерода-незаполненная октаэдрическая пора и атом углерода-атом хрома; N и N_2 – общее число узлов в подрешетках замещения и внедрения соответственно; z_1 и z_2 – координационные числа этих подрешеток, а z_3 – число ближайших атомов, окружающих пору. Через θ обозначены атомные доли в подрешетке, связанные с обычными атомными долями x соотношениями $\theta_i = x_i / (1 - x_C)$; очевидно, что $\theta_{Fe} + \theta_{Cr} = \theta_C + \theta_o = 1$.

В квазихимическом приближении энергия системы выражается через энергии взаимодействия соответствующих пар; при этом удобно ввести следующие энергетические параметры: энергию смешения в растворе замещения $\epsilon_1 = 2\epsilon_{Fe-Cr} - \epsilon_{Fe-Fe} - \epsilon_{Cr-Cr}$, энергию связи пары атомов углерод-углерод

$\epsilon_2 = \epsilon_{C-C}$ и энергию упорядочения в подсистеме замещения-внедрения $\epsilon_3 = \epsilon_{Cr-C} - \epsilon_{Fe-C}$. В рассматриваемом приближении несложно найти конфигурационную энтропию и свободную энергию, а затем рассчитать минимум свободной энергии в зависимости от температуры и параметров порядка [3]. Для равновесных значений p_i при заданной температуре T получаются следующие выражения:

$$p_1^0 = \frac{-1 + \sqrt{1 + 4\theta_{Cr}(1 - \theta_{Cr})h_1}}{2\theta_{Cr}h_1}; \quad (4)$$

$$p_2^0 = \frac{-1 + \sqrt{1 + 4\theta_C(1 - \theta_C)h_2}}{2\theta_C h_2}; \quad (5)$$

$$p_3^0 = \frac{-(1 + (1 - \theta_{Cr} - \theta_C)h_3) + \sqrt{(1 + (1 - \theta_{Cr} - \theta_C)h_3)^2 + 4\theta_{Cr}\theta_C h_3}}{2\theta_C h_3}, \quad (6)$$

где $h_i = \exp(\epsilon_i / RT) - 1$; R – универсальная газовая постоянная; $\epsilon_1^\gamma = -4600 + 7,007 \cdot T - 0,00295 \cdot T^2$ [4]; $\epsilon_1^\alpha = 6276 - 2,794 \cdot T$ [4]; $\epsilon_2^\gamma = 8484$ [5]; $\epsilon_2^\alpha = -33000$ [5]; $\epsilon_3^\gamma = -30300 + 9,73 \cdot T$ [6]; $\epsilon_3^\alpha = -68083 + 31,8 \cdot T$ [7], Дж/моль, причем для ГЦК (γ) и ОЦК (α) растворов энергии ϵ_1 и ϵ_2 имеют разный знак. На рис. 1 представлены кривые температурной зависимости параметров порядка p_2^0 и p_3^0 для α - и γ -растворов ряда сплавов с различной концентрацией углерода и хрома.

Ближний порядок во взаимном расположении атомов железа и хрома изменяется при нагревании так же, как для бинарных сплавов. Возрастание $p_2^{0\gamma}$ и уменьшение $p_2^{0\alpha}$ при снижении температуры обусловлено усиливающимся взаимным отталкиванием атомов углерода в аустените и их притяжением в α -фазе. Параметр p_3^0 при $T = 0$ К равен единице как у γ -, так и у α -фазы вследствие притяжения друг к другу атомов хрома и углерода. Разумеется, тепловое возбуждение, стремясь создать разупорядоченные конфигурации, будет уменьшать этот параметр. Влияние концентрации углерода отражается на графиках некоторым различием в положении сплошных и пунктирных линий. Роль концентрации хрома оказывается более значительной. Дело в том, что при очень высоких температурах распределение атомов можно считать хаотическим, и тогда $N_{Cr-Fe} = z_1 N \theta_{Cr} \theta_{Fe}$; $N_{C-o} = z_2 N \theta_C (1 - \theta_C)$; $N_{C-Cr} = z_3 N \theta_{Cr} \theta_C$; следовательно, при нагреве до очень высоких температур

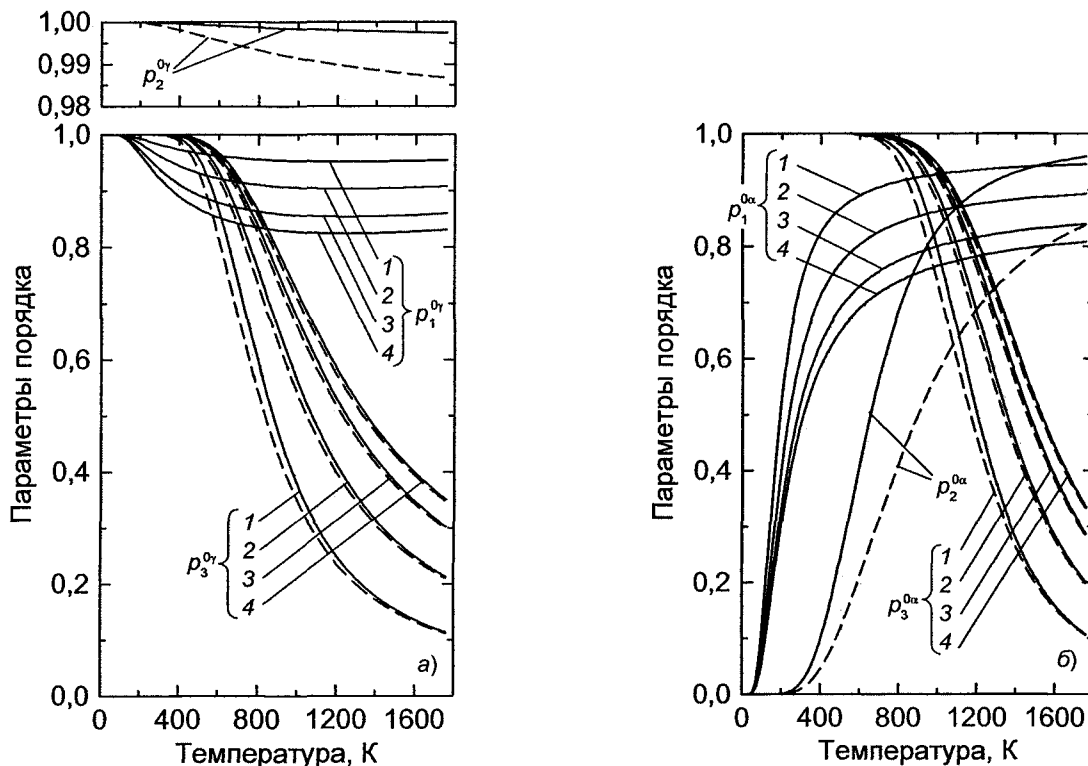


Рис. 1. Температурные зависимости равновесных параметров ближнего порядка для γ - (а) и α - (б) твердых растворов системы железо–хром–углерод при концентрациях хрома (в массовых процентах): 1 – 4,66; 2 – 9,32; 3 – 14,12; 4 – 17,00. Сплошные и пунктирные линии – для концентрации углерода 0,1 и 0,5 мас.% соответственно

$p_1^0 \rightarrow (1 - \theta_{Cr})$; $p_2^0 \rightarrow (1 - \theta_C)$; $p_3^0 \rightarrow \theta_{Cr}$, то есть предельный уровень, до которого опускаются кривые p_1^0 и p_3^0 , зависит от содержания хрома.

Рассмотрим кинетику ближнего упорядочения. До этого мы предполагали, что после охлаждения или нагревания до данной температуры производится бесконечно длинная выдержка, обеспечивающая установление равновесия. В реальных же условиях длительность выдержки всегда конечна. Допустим, что сплав был нагрет до температуры $T_0 = 950^\circ\text{C} = 1223\text{ K}$, а затем быстро (мгновенно) переохлажден до более низкой температуры T_1 и выдержан конечное время τ (считаем, что обе температуры расположены в одной и той же однофазной области). Изменение параметров порядка в ходе выдержки описывается выражениями [3]

$$p_1(T_1, \tau) = p_1^0(T_1) + (p_1^0(T_0) - p_1^0(T_1)) \cdot \exp(-\tau/\tau_{01}); \quad (7)$$

$$p_2(T_1, \tau) = p_2^0(T_1) + (p_2^0(T_0) - p_2^0(T_1)) \cdot \exp(-\tau/\tau_{02}); \quad (8)$$

$$p_3(T_1, \tau) = p_3^0(T_1) + (p_3^0(T_0) - p_3^0(T_1)) \cdot \exp(-\tau/\tau_{03}), \quad (9)$$

где τ_{01} , τ_{02} и τ_{03} – характерные времена упорядочения в различных подсистемах:

$$\tau_{01} = \frac{6\beta_1^2}{D_C M_1}; \quad (10)$$

$$\tau_{02} = \frac{6\beta_2^2}{D_C M_2}; \quad (11)$$

$$\tau_{03} = \frac{6\beta_2^2}{(z_1/z_3) D_C M_3}; \quad (12)$$

где β_1 и β_2 – межатомные расстояния в подрешетках замещения и внедрения (для аустенита $\beta_1 = \beta_2 = 2,58 \cdot 10^{-10}\text{ м}$); \tilde{D}_{Cr} – коэффициент диффузии в подсистеме Fe–Cr; D_C – коэффициент диффузии углерода, а M_1 , M_3 и M_3 – довольно сложные степенные функции концентраций и энергий взаимодействия, аналитические выражения для которых приведены в [3]. Результаты расчетов временных зависимостей параметров порядка приведены на рис. 2; при этом коэффициенты диффузии в аустените были приняты равными:

$$\tilde{D}_{Cr}^y = 6,27 \cdot 10^{-6} \cdot \exp(-252300/RT) \quad [8]; \quad (13, a)$$

$$D_C^y = (4,5 + 900 \cdot w_C) \cdot 10^{-6} \times \exp(-(134000 + 226100 \cdot w_{Cr})/RT), \text{ м}^2/\text{с} \quad [9], \quad (13, б)$$

где w_C и w_{Cr} – концентрация углерода и хрома в массовых долях.

Характер изменения p_i со временем отчетливо виден для кривых $p_3^y(\tau)$: начальный и конечный почти горизонтальные участки соединены участком резкого подъема, причем чем ниже температура, тем позже наступает этот подъем и тем больше его величина. Некоторое влияние на начало подъема оказывает и содержание хрома – вероятно, в связи с уменьшением коэффициента диффузии углерода, как это следует из (13, б). Остальные параметры меняются аналогичным образом, либо уменьшаясь, либо возрастая.

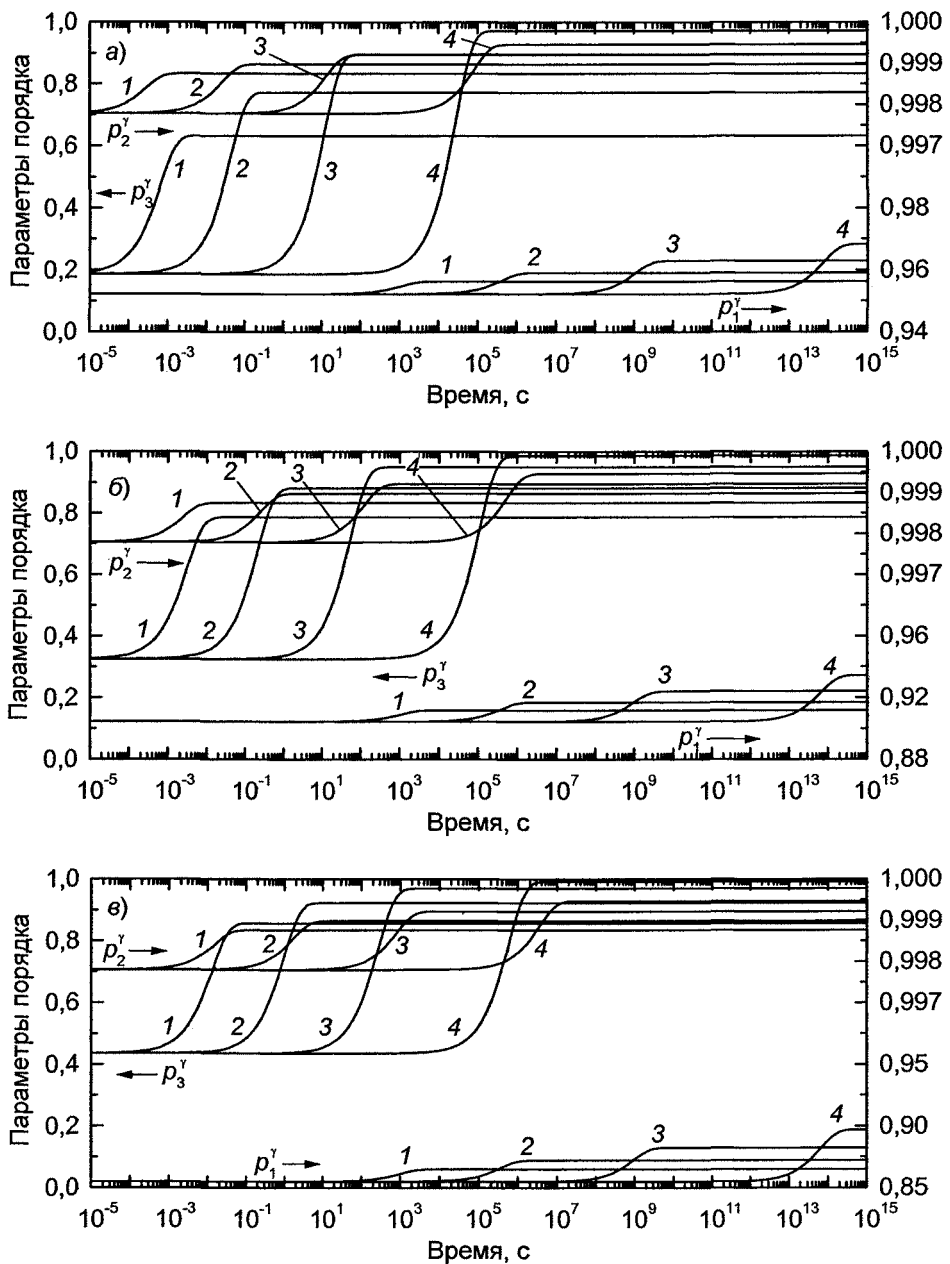


Рис. 2. Кинетика изменения параметров порядка в аустените сплавов Fe-4,66 мас.% Cr (а), Fe-9,32 % Cr (б) и Fe-14,12 % Cr (в), содержащих 0,1 % С, в процессе выдержки при температурах 773 (1), 673 (2), 573 (3) и 473 К (4)

Для нас существенно, что развитие ближнего порядка должно сопровождаться уменьшением свободной энергии сплава. За время выдержки t это изменение, например, для γ -фазы составит

$$\Delta F^\gamma(T_1, \tau) = F^\gamma(T_1, p_1(T_1, \tau), p_2(T_1, \tau), p_3(T_1, \tau)) - F^\gamma(T_1, p_1^0(T_0), p_2^0(T_0), p_3^0(T_0)). \quad (14)$$

Рассчитать зависимость свободной энергии аустенита от параметров ближнего порядка можно методами статистической термодинамики [10]. В итоге получается следующее выражение:

$$F^\gamma(T, p_1, p_2, p_3) = \frac{z_1 \theta_{Cr} \epsilon_1^\gamma}{2(1+\theta_c)} \cdot p_1 +$$

$$+ \frac{z_2 \theta_c \epsilon_2^\gamma}{2(1+\theta_c)} \cdot p_2 - \frac{z_3 \theta_c \epsilon_3^\gamma}{1+\theta_c} \cdot (1-p_3) - RT \cdot (L_1(p_1) + L_2(p_2) + L_3(p_3)), \quad (15, a)$$

где введены обозначения

$$L_1(p_1) = \frac{z_1 \theta_{Cr} (1-p_1)}{2(1+\theta_c)} \cdot \ln \frac{z_1 \theta_{Cr} (1-p_1)}{2(1+\theta_c)} + \frac{z_1 \theta_{Cr} p_1}{1+\theta_c} \cdot \ln \frac{z_1 \theta_{Cr} p_1}{1+\theta_c} + \frac{z_1 (1-\theta_{Cr} - \theta_{Cr} p_1)}{2(1+\theta_c)} \cdot \ln \frac{z_1 (1-\theta_{Cr} - \theta_{Cr} p_1)}{2(1+\theta_c)}; \quad (15, б)$$

$$L_2(p_2) = \frac{z_2(1-\theta_c - \theta_c p_2)}{2(1+\theta_c)} \cdot \ln \frac{z_2(1-\theta_c - \theta_c p_2)}{2(1+\theta_c)} +$$

$$+ \frac{z_2 \theta_c p_2}{1+\theta_c} \cdot \ln \frac{z_2 \theta_c p_2}{1+\theta_c} +$$

$$+ \frac{z_2 \theta_c (1-p_2)}{2(1+\theta_c)} \cdot \ln \frac{z_2 \theta_c (1-p_2)}{2(1+\theta_c)}; \quad (15, \text{в})$$

$$L_3(p_3) = \frac{z_3(\theta_{Cr} - \theta_c + (z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3))}{1+\theta_c} \times$$

$$\times \ln \frac{z_3(\theta_{Cr} - \theta_c + (z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3))}{1+\theta_c} +$$

$$+ \frac{z_3(z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3)}{1+\theta_c} \cdot \ln \frac{z_3(z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3)}{1+\theta_c} +$$

$$+ \frac{z_3(1-\theta_{Cr} - (z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3))}{1+\theta_c} \times$$

$$\times \ln \frac{z_3(1-\theta_{Cr} - (z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3))}{1+\theta_c} +$$

$$+ \frac{z_3(\theta_c - (z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3))}{1+\theta_c} \times$$

$$\times \ln \frac{z_3(\theta_c - (z_3 \theta_c / z_4)(1-p_3))}{1+\theta_c}; \quad (15, \text{з})$$

z_4 - число октаэдрических пор, окружающих узел подрешетки замещения. Заметим, что для ГЦК решетки аустенита и ОЦТ решетки мартенсита $z_3/z_4 = 1$.

Теперь предположим, что после изотермической выдержки при температуре T_i аустенит охлаждается ниже мартенситной точки M_s . Так как мартенситное превращение представляет кооперативный процесс, то ближайшие соседи в γ -фазе останутся ближайшими соседями и в α -мартенсите. При этом значения параметров ближнего порядка останутся постоянными, несмотря на изменение координационных чисел:

$$p_1^\gamma = p_1^\alpha; \quad p_2^\gamma = p_2^\alpha; \quad p_3^\gamma = p_3^\alpha. \quad (16)$$

Основываясь на уравнении (14), мы можем рассчитать разность свободных энергий аустенита и мартенсита при произвольной температуре:

$$\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha}(T) = F^\gamma(T) - F^\alpha(T). \quad (17)$$

В результате упорядочения изменится свободная энергия не только аустенита, но и мартенсита, причем рассчитать это изменение для мартенсита можно по тем же формулам (15), приняв в них $z_1 = 8$; $z_2 = 4$; $z_3 = 2$ и используя значения энергий взаимодействия для α -фазы. Давно показано [11], что разность свободных энергий аустенита и мартенсита при температуре M_s практически не зависит от состава и равна так называемому термодинамическому стимулу мартенситного превращения:

$$F^\gamma(M_s) - F^\alpha(M_s) = \Delta F_s^{\gamma \rightarrow \alpha} = \text{const}. \quad (18)$$

Если по какой-либо причине произойдет изменение разности свободных энергий на величину $\delta \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha}$, то это должно вызвать смещение мартенситной точки на величину

$$\delta M_s = \frac{\delta \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha}}{\Delta S^{\gamma \rightarrow \alpha}(M_s)}, \quad (19)$$

где $\Delta S^{\gamma \rightarrow \alpha}$ - разность энтропий γ - и α -фаз; в качестве первого приближения можно считать ее равной разности энтропий фаз чистого железа, протабулированной, например, в [12].

Далее под величиной $\delta \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha}$ мы будем понимать изменение разности свободных энергий, обусловленное упорядочением:

$$\delta \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha} = F^\gamma(M_s, p_1, p_2, p_3) - F^\gamma(M_s, p_1^0, p_2^0, p_3^0) -$$

$$- F^\alpha(M_s, p_1, p_2, p_3) + F^\alpha(M_s, p_1^0, p_2^0, p_3^0), \quad (20)$$

или, с учетом выражений (15, а-з) и (16),

$$\delta \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha} = \frac{\theta_{Cr}(p_1 - p_1^0)}{1+\theta_c} \cdot (6\varepsilon_1^\gamma - 4\varepsilon_1^\alpha) +$$

$$+ \frac{\theta_c(p_2 - p_2^0)}{1+\theta_c} \cdot (6\varepsilon_2^\gamma - 4\varepsilon_2^\alpha) +$$

$$+ \frac{\theta_c(p_3 - p_3^0)}{1+\theta_c} \cdot (6\varepsilon_3^\gamma - 2\varepsilon_3^\alpha) -$$

$$- RM_s \cdot [L_1^\gamma(p_1) - L_1^\gamma(p_1^0) - L_1^\alpha(p_1) + L_1^\alpha(p_1^0) +$$

$$+ L_2^\gamma(p_2) - L_2^\gamma(p_2^0) - L_2^\alpha(p_2) + L_2^\alpha(p_2^0) + L_3^\gamma(p_3) -$$

$$- L_3^\gamma(p_3^0) - L_3^\alpha(p_3) + L_3^\alpha(p_3^0)], \quad (21)$$

где обозначено $p_i = p_i(T_i, \tau)$; $p_i^0 = p_i^0(T_0)$ и $\varepsilon_i = \varepsilon_i(M_s)$.

Полученные выражения позволяют проанализировать влияние длительности τ , температуры выдержки T_i на положение мартенситной точки. На рис. 3 представлена кинетика изменения M_s для сталей того же состава, что и на рис. 1 и 2. На этих графиках мы видим резкие скачки, сменяющиеся почти горизонтальными участками. Первый скачок обусловлен изменением параметров p_2^γ и p_3^γ , кинетика изменения которых регулируется диффузией углерода в аустените, а второй - параметра p_1^γ , что связано с диффузией хрома. При понижении температуры участки резкого снижения M_s сдвигаются в область все больших времен. Что же касается величины снижения мартенситной точки, то оно может достигать 100 К, и существенно возрастает с увеличением концентрации углерода. Это свидетельствует о том, что эффект ближнего упорядочения может существенно изменять положение мартенситной точки. Рассчитанное нами смещение M_s обусловлено только термодинамическим фактором. Однако часто наблюдается, что ближнее упорядочение приводит к повышению предела текучести сплава; тогда должна проявиться механическая причина снижения мартенситной точки, обусловленная ростом работы при формоизменении участков аустенита [13].

То обстоятельство, что выдержка превращающегося в мартенсит аустенита в интервале $M_s \dots M_f$ приводит к стабилизации γ -фазы, то есть к

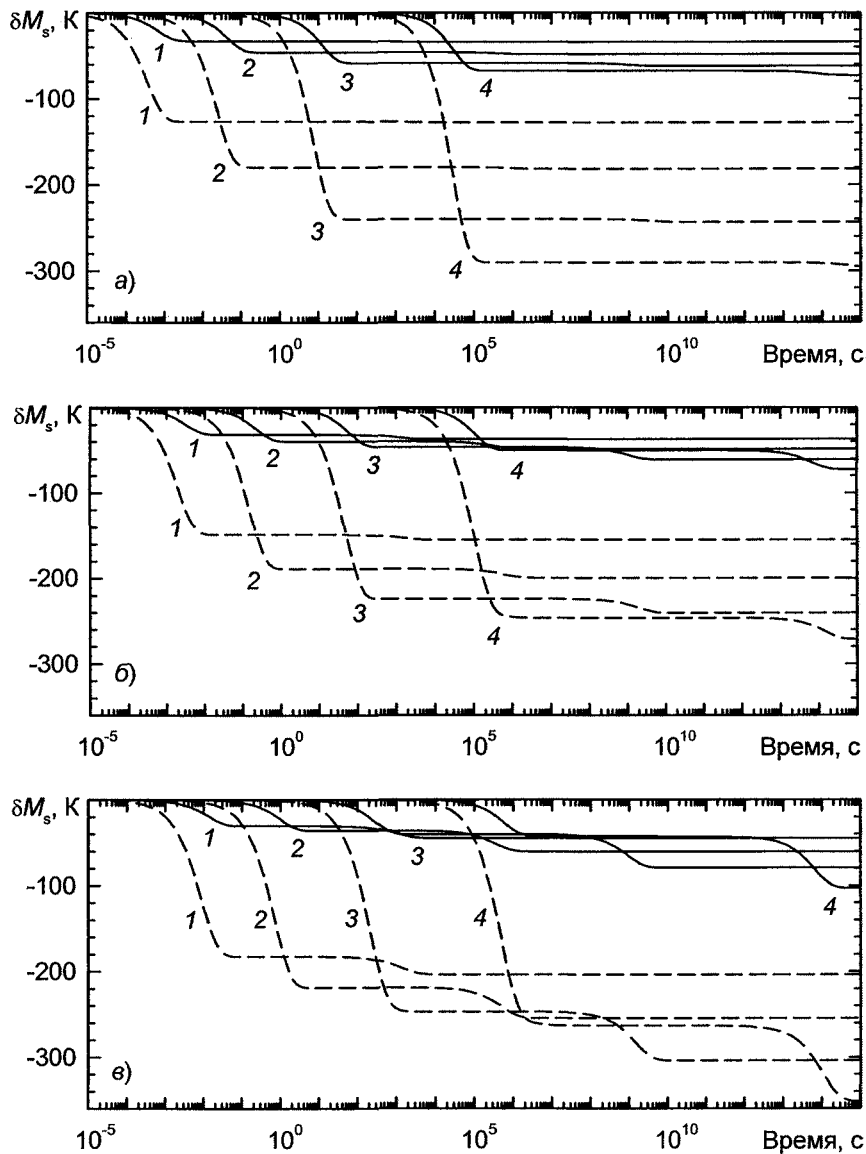


Рис. 3. Изменение мартенситной точки δM_s аустенита сплавов Fe–4,66 мас.% Cr (а), Fe–9,32 % Cr (б) и Fe–14,12 % Cr (в) в процессе выдержки при температурах 773 (1), 673 (2), 573 (3) и 473 К (4). Сплошные и пунктирные линии — для концентрации углерода 0,1 и 0,5 мас.% соответственно

появлению некоторого температурного интервала, в котором образование мартенсита вообще не происходит, было многократно экспериментально доказано. Гораздо менее определенным является эффект стабилизации при выдержке аустенита над мартенситной точкой. По-видимому, впервые это явление отчетливо наблюдалось в работе [2] для инструментальной хромистой стали. Затем существенное снижение мартенситной точки при выдержке над M_s обнаружили К.А. Малышев [14] и М.Е. Блантер [15, 16] на хромоникелевых сталях с низким содержанием углерода. Объяснение, данное авторами цитированных работ, в общем сводится к гипотезе о закреплении углеродом дислокаций как причине стабилизации. Однако детали механизма перераспределения углерода так и не были рассмотрены. Интересно, что эффект стаби-

лизации по данным [15] сопровождается повышением предела текучести аустенита. Нужно заметить, что в сплавах, охлажденных от 1100 °С, присутствие большого количества дислокаций нам представляется маловероятным. Рост предела текучести обусловлен скорее не закреплением дислокаций примесями внедрения, а увеличением сопротивления их движению на начальной стадии деформирования. Стабилизация аустенита в высоконикелевых сплавах при выдержке 3 ч в интервале температур 100...900 °С была исследована в работе [17]. Для сплава N26, содержащего 0,02 % С, отжиг почти не оказывал эффекта на M_s ($\delta M_s = -4$ °С), но для сплава N26X2 выдержка при 450 °С вызвала понижение M_s на 23 °С. В этой же работе показано, что причиной стабилизации может быть выделение дисперсных частиц при старении, по-

вышенная плотность дислокаций, создаваемая фазовым наклепом или пластической деформацией, или возникновение областей химической неоднородности, как в сплаве НЗЗ. Но в случае сплавов, содержащих хром и углерод, взаимодействие между ними является необходимым условием стабилизации [17, 18].

Как известно, атомы никеля в аустените слабо отталкивают атомы углерода. Поэтому, принимая, что атомы никеля эквивалентны железу, были проведены расчеты смещения мартенситных точек для сталей, содержание углерода и хрома в которых принималось аналогичным [14, 15], а исходное положение мартенситной точки - таким же, как у реальных сплавов, содержавших никель. Как и в рассматриваемых работах, мы предусмотрели в расчетах выдержку при температурах 300, 400 и 500 °С. Графики смещения M_s в зависимости от времени выдержки представлены на рис. 4, на который нанесены также экспериментальные точки из работ [14, 15]. Отсутствие количественного согласия величины смещения объясняется скорее всего тем, что энергия взаимодействия хром-углерод (ϵ_3^y) для этих сплавов отличается от обычно приводимых в литературе для конструкционных хромистых сталей. Например, авторы [18] при обезуглероживании стали с 0,05 мас.% С в атмосфере водорода наблюдали повышение мартен-

ситной точки на 200 °С. Ясно, что здесь влияние углерода на M_s значительно сильнее, чем в конструкционных сталях. Если увеличить ϵ_3^y , то количественное согласие становится удовлетворительным (см. рис. 4).

Гораздо более важным, с нашей точки зрения, является несоответствие расчетного и экспериментально наблюдавшегося времени начала подъема M_s . При выдержке на 300 °С их согласие более или менее удовлетворительное, однако при 400 и 500 °С подъем мартенситной точки расположен после скачка ближнего порядка, связанного с перераспределением углерода, но до начала скачка ближнего порядка в подсистеме замещения. Конечно, результаты, полученные при температурах 400 и 500 °С могут быть заметно искажены образованием дисперсных частиц карбидов хрома. В то же время установление ближнего порядка в подсистеме хром-углерод при 300 °С завершается менее чем за 30 мин. Отсюда следует, что диффузия углерода должна быть заторможена. Одним из возможных механизмов такого торможения является взаимодействие атомов углерода с вакансиями, которые сохраняются при резком охлаждении от высокой температуры и активно взаимодействуют с атомами углерода [19]. Возможно, что на эффект стабилизации влияет и никель, поскольку, отталкивая углерод, он заставляет его перемещаться в

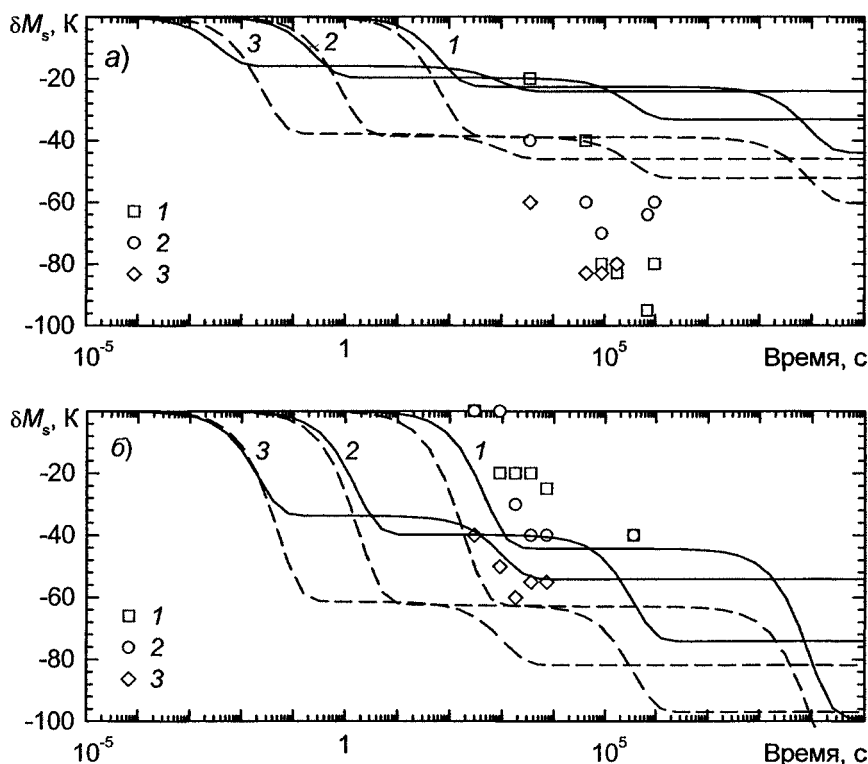


Рис. 4. Изменение мартенситной точки δM_s сплавов Fe-9,7 мас.% Cr-0,05 мас.% С (а) и Fe-15,73 % Cr-0,11 мас.% С (б) в процессе выдержки при температурах 573 (1), 673 (2) и 773 К (3) в сравнении с экспериментальными данными [14] (а) и [15] (б). Пунктирные линии соответствуют увеличенному в 2 раза значению ϵ_3^y

области, богатые хромом. К этому следует добавить, что в работе [20] после закалки высокохромистой стали в остаточном аустените, а также в мартенсите наблюдались сверхструктурные отражения, что свидетельствует об участии в ближнем упорядочении не только диффузии углерода, но и диффузии хрома.

Несомненно, что теория стабилизации аустенита нуждается в дальнейшем уточнении.

Работа поддержана грантами РФФИ 07-03-96021, НШ-5965.2006.3 и грантом Президента РФ МК-3549.2007.8.

Литература

1. Ближнее упорядочение в бинарных сплавах железо—хром и железо—марганец и его влияние на мартенситное превращение / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, А.А. Мирзоев и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». — 2008. — Вып. 10. — № 9. — С. 25-30.

2. Штейнберг, М.М. / М.М. Штейнберг, С.С. Штейнберг // Труды Уральского индустриального института. — 1938. — Сб. 8; Штейнберг, С.С. Избранные статьи / С.С. Штейнберг. — М.: Машгиз, 1950. — С. 164-173.

3. Штремель, М.А. Ближний порядок в тройных твердых растворах замещения-внедрения / М.А. Штремель, Ю.А. Крупин, Е.Б. Зарецкий // ФММ. — 1978. — Т. 46, вып. 5. — С. 984-993.

4. Мирзоев, А.А. Расчет параметров стабильности ГЦК-растворов Fe-Cr с использованием результатов первопринципного моделирования / А.А. Мирзоев, М.М. Ялалов, Д.А. Мирзаев // ФММ. — 2007. — Т. 103, Мл.-С. 86-90.

5. Мирзаев, Д.А. Термодинамика мартенситного превращения в сплавах Fe-C / Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливцев, А.Г. Тайзетдинова // ФММ. — 1987. — Т. 63, вып. 5. — С. 943-950.

6. Activity of Carbon and Solubility of Carbides in the FCC Fe-Mo-C, Fe-Cr-C and Fe-V-C Alloys / T. Wada, H. Wada, J.F. Elliot, I. Chipman // Met. Trans. — 1972. — V.3, N 11. — P. 2865-2872.

7. Особенности мартенситного и бейнитного превращения в хромистых сталях / Д.А. Мирзаев, С.Е. Карзунов, В.М. Счастливцев и др. // ФММ. — 1986. — Т. 62, вып. 2. — С. 318-327.

8. Alberry, P.J. Inter diffusion of Cr, Mo and W in

Iron / P.J. Alberry, C.W. Haworth // Metal Science. — 1974. — V. 8. — P. 407-412.

9. Кристал, М.А. Механизм диффузии в железных сплавах / М.А. Кристал. — М.: Metallurgia, 1972. — 400 с.

10. Мирзаев, Д.А. Влияние ближнего упорядочения на положение мартенситных точек хромистых сталей / Д.А. Мирзаев, А.И. Баев, В.М. Счастливцев // Известия АН СССР. Металлы. — 1989. — № 4. — С. 109-113.

11. Блантер, М.Е. Мартенситные превращения и механическое состояние фаз / М.Е. Блантер // Митом. — 1975. — №9. — С. 7-10.

12. Могузное, Б.М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б.М. Могузное, И.А. Томилин, Л.А. Шварцман. — М.: Metallurgia, 1972. — 328 с.

13. Кауфман, Л. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений / Л. Кауфман, М. Коэн // Успехи физики металлов. — М.: Metallurgizdat, 1961. — Вып. IV. — С. 192-289.

14. Мальшев, К.А. Стабилизация аустенита при температурах выше интервала мартенситного превращения / К.А. Мальшев, Н.А. Бородина, В.А. Мирмельштейн // ФММ. — 1956. — Т. 2, вып. 2. — С. 272-284.

15. Серебренникова, Б.Г. О природе термической стабилизации аустенита / Б.Г. Серебренникова, М.Е. Блантер // Митом. — 1972. — №2. — С. 7-9.

16. Блантер, М.Е. Исследование термической стабилизации аустенита / М.Е. Блантер // Митом, 1972. — №5. — С. 60.

17. Журавлев, Л.Г. Стабилизация аустенита в сплавах с изотермической и атермической кинетикой мартенситного превращения / Л.Г. Журавлев, М.М. Штейнберг, Ю.Б. Пейсахов // Известия вузов. Черная металлургия. — 1976. — № 4. — С. 138-140.

18. Бородина, Н.А. Влияние углерода на стабилизацию аустенита в Fe-Cr-Ni сплавах / Н.А. Бородина, К.А. Мальшев, В.А. Мирмельштейн // ФММ. — 1958. — Т. 6, вып. 5. — С. 937-938.

19. Кристал, М.А. Концентрация вакансий в сплавах железо-хром / М.А. Кристал // ФММ. — 1960. — Т. 10, вып. 5. — С. 720.

20. Голуб, С.Я. Структурное состояние мартенсита хромистых сталей / С.Я. Голуб, М.В. Карпец // ФММ. — 1987. — Т. 64, вып. 4. — С. 775-783.