

## КИНЕТИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ПАКЕТНОГО МАРТЕНСИТА

Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев

Пакетный (реечный) мартенсит является одной из наиболее распространенных структур, образующихся при закалке сплавов железа: он возникает в сплавах Fe–C (до 0,6 % C), Fe–Ni (до 27 % Ni) и др. [1]. Главной особенностью его строения является то, что отдельные кристаллы мартенсита, имеющие форму реек с соотношением сторон приблизительно 15:3:1 [2], объединяются в пакеты. Каждый пакет представляет собой ансамбль реек шести ориентировок Курдюмова–Закса, имеющих общую габитусную плоскость, близкую к одной из четырех плоскостей  $\{111\}_T$  (и параллельную широкой грани реек) [3, 4]. В каждом зерне аустенита образуется от нескольких десятков до нескольких сотен пакетов [5].

Многие исследователи сообщают, что в пределах пакета рейки одной ориентировки имеют тенденцию объединяться в группы – блоки [5, 6]; эта тенденция нарастает с уменьшением содержания углерода в аустените, а также с повышением содержания никеля [7]. Наиболее ярко блочная структура проявляется в сплавах Fe–Ni с содержанием никеля более 15 % [7, 8].

Каждый реечный кристалл мартенсита образуется из исходного аустенита в результате элементарного акта зарождения. Наблюдения за процессом формирования реечного мартенсита показали, что имеется два основных механизма этого процесса [7, 9]. В одних случаях рейки зарождаются последовательно одна возле другой, обеспечивая непрерывное продвижение фронта превращения в глубь аустенита. В других случаях они зарождаются на расстоянии друг от друга, и тогда объем аустенита, соответствующий блоку или пакету, постепенно заполняется независимо зарождающимися рейками. Заметим, что автокаталитический эффект присутствует при обоих вариантах формирования пакетной структуры, так как образование всей массы реек пакета (блока) возле первой, независимо зародившейся рейки, происходит под влиянием ее поля напряжений, которое задает их габитусную плоскость и набор возможных ориентировок. Как указывают авторы [7], преобладающим является второй вариант, и именно он ответствен за формирование блоков реек в пределах пакета.

Попытаемся проанализировать кинетику формирования иерархической (рейка–блок–пакет) структуры пакетного мартенсита.

Если считать, следуя [7], что рейки в основном зарождаются независимо (то есть не рядом друг с другом), то следует ввести три скорости

зарождения:  $I_{II}$  – независимых по ориентации реек, каждая из которых может являться центром зарождения пакета;  $I_6$  – автокаталитического зарождения начальных реек блоков, стимулированного образованием первой рейки пакета, и  $I_p$  – автокаталитического зарождения реек внутри блока под влиянием первой рейки блока.

Обозначим  $l_p$ ,  $b_p = \beta l_p$ ,  $h_p = \alpha l_p$  – средние размеры реек в направлениях  $Ox$ ,  $Oy$ ,  $Oz$ , представляющие собой соответственно длину, ширину и толщину реек. В [2, 10] высказано утверждение, что соотношение размеров реек  $h_p \cdot b_p \cdot l_p = \alpha \cdot \beta \cdot 1$  постоянно ( $\alpha = 1/30 \dots 1/15$ ,  $\beta = 1/7 \dots 1/3$ ) и определяется неодинаковостью упругой энергии дислокаций на границах рейки. Обозначим также  $V_p = h_p b_p l_p$  – средний объем одной рейки;  $V_6$  – средний объем блока и  $V_{II}$  – средний объем пакета мартенсита.

В предположении, что зарождение реек происходит с постоянной скоростью и равномерно по всему объему будущего блока, используем для описания кинетики превращения в блоке уравнение Колмогорова–Мейля [11]:

$$f_6 = \frac{V_6^*}{V_6} = 1 - \exp\left(-\int_0^t I_p V_p (t - \tau) d\tau\right), \quad (1)$$

где  $V_6^*$  – превращенный объем в рассматриваемом блоке к моменту времени  $t$ , а  $V_p(t - \tau)$  – объем рейки, зародившейся в момент  $\tau$ , к моменту  $t$ . Поскольку при мартенситных превращениях рост кристалла до конечного размера  $V_p$  происходит практически мгновенно, то

$$f_6 = 1 - \exp(-I_p V_p t). \quad (2)$$

Интеграл

$$N_{p/6} = V_6 \int_0^\infty (1 - f_6) dt = I_p V_6 \int_0^\infty \exp(-I_p V_p t) dt = \frac{V_6}{V_p} \quad (3)$$

выражает общее число реек в блоке объемом  $V_6$  после завершения превращения.

Допустим, что зарождение пакета, то есть образование первой его рейки, произошло в некоторый момент времени, который мы примем за начало отсчета. Появление этой первой рейки стимулирует процесс зарождения блоков, который по предположению происходит не мгновенно, а с некоторой скоростью зарождения  $I_6$ . Объем блока, зародившегося в момент  $\tau$ , к моменту наблюдения  $t$  составит  $V_6(1 - \exp(-I_p V_p (t - \tau)))$ ; следовательно, можно использовать уравнение Колмогорова–Мейля (1) и рассчитать  $f_{II}(t)$  – объемную долю превращения внутри пакета:

$$f_n(t) = 1 - \exp\left(-\int_0^t I_6 V_6 (1 - \exp(-I_p V_p (t - \tau))) d\tau\right), \quad (4)$$

причем мы считаем, что скорость зарождения  $I_6$  и объем  $V_6$  блоков от времени не зависят. После интегрирования найдем

$$f_n(t) = 1 - \exp\left(-I_6 V_6 \left(t - \frac{1}{I_p V_p} (1 - \exp(-I_p V_p t))\right)\right) \quad (5)$$

Если в (5) разложить функцию  $\exp(-I_p V_p t)$  в ряд Тейлора и ограничиться для небольших долей превращения  $f_n$  тремя членами ряда, то формула (5) примет вид

$$f_n(t) \approx 1 - \exp\left(-\frac{I_6 V_6 \cdot I_p V_p}{2} \cdot t^2\right). \quad (6)$$

Интеграл, аналогичный (3), позволяет рассчитать  $N_{6/n}$  – число блоков в пакете объемом  $V_n$ :

$$N_{6/n} = V_n \int_0^\infty I_6 (1 - f_n) dt = I_6 V_n \int_0^\infty \exp\left(-\frac{I_6 V_6 \cdot I_p V_p}{2} \cdot t^2\right) dt = \frac{I_6 V_n}{2} \sqrt{\frac{2\pi}{I_6 V_6 \cdot I_p V_p}} = \frac{V_n}{V_6} \sqrt{\frac{\pi}{2}} \cdot \frac{I_6}{I_p} N_{p/6}. \quad (7)$$

С другой стороны,  $N_{6/n} = V_n / V_6$ , поэтому

$$\frac{I_6}{I_p} = \frac{2}{\pi} \cdot \frac{1}{N_{p/6}}. \quad (8)$$

По аналогии с выражением (4), долю превращения  $f(t)$  во всем  $\gamma$ -зерне, а значит, и в образце можно определить, вычислив интеграл по всем моментам зарождения пакетов  $\tau$ :

$$f = 1 - \exp\left(-\int_0^t I_n V_n f_n(t - \tau) d\tau\right). \quad (9)$$

Если подставить  $f_n$  из выражения (5), то это выражение преобразуется к виду

$$f = 1 - \exp\left(-I_n V_n \left(t - \frac{\eta^{-n} \exp(\eta)}{I_p V_p} \cdot \int_{\eta \exp(-I_p V_p t)}^{\eta} \exp(-x) x^{n-1} dx\right)\right) = 1 - \exp\left(-I_n V_n \left(t - \frac{\eta^{-n} \exp(\eta)}{I_p V_p} (\Gamma(\eta, \eta \exp(-I_p V_p t)) - \Gamma(\eta, \eta))\right)\right), \quad (10)$$

где  $\eta = \frac{I_6 V_6}{I_p V_p} = \frac{2}{\pi}$ , переменная интегрирования

$$x = \eta \exp(-I_p V_p (t - \tau)), \text{ а } \Gamma(a, x) = \int_x^\infty \exp(-x) x^{a-1} dx -$$

неполная гамма-функция [12]. При малых долях превращения можно воспользоваться для  $f_n$  выражением (6); тогда интегрирование упрощается:

$$\int_0^t I_n V_n f_n(t - \tau) d\tau \approx I_n V_n \left(t - \sqrt{\frac{\pi}{2 I_6 V_6 \cdot I_p V_p}} \cdot \operatorname{erf}\left(\sqrt{\frac{I_6 V_6 \cdot I_p V_p}{2}} t\right)\right), \quad (11)$$

если теперь разложить интеграл вероятности в ряд [13, формула 590]:

$$\operatorname{erf}(x) \approx \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left(x - \frac{x^3}{3} + \dots\right), \quad (12)$$

и удержать два члена, то для  $f$  мы получим выражение

$$f(t) \approx 1 - \exp\left(-\frac{I_n V_n \cdot I_6 V_6 \cdot I_p V_p}{6} \cdot t^3\right). \quad (13)$$

Аналогично (3) можно рассчитать среднее число пакетов в пределах зерна

$$N_{n/3} = 0,8930 \cdot I_n V_n \cdot \sqrt[3]{\frac{6}{I_n V_n \cdot I_6 V_6 \cdot I_p V_p}}. \quad (14)$$

(Для нахождения численного коэффициента в (14) нужно учесть, что

$$\int_0^\infty e^{-x^n} dx = \Gamma\left(1 + \frac{1}{n}\right), \quad (15)$$

где  $\Gamma(a) = \int_0^\infty e^{-x} x^{a-1} dx$  – гамма-функция,

а  $\Gamma(4/3) \approx 0,8930$  [12].) И в этом случае также возникает связь скоростей зарождения:

$$\frac{I_n}{I_p} = \frac{0,3860}{N_{p/6} N_{6/n}}. \quad (16)$$

С учетом (8) и (16) выражение для общей степени превращения при малых временах примет вид

$$f(t) \approx 1 - \exp(-0,3183 \cdot (I_p V_p)^2 \cdot t^2), \quad (17a)$$

если в структуре пакета блоков нет, и

$$f(t) \approx 1 - \exp(-0,04096 \cdot (I_p V_p)^3 \cdot t^3), \quad (17b)$$

если они есть. При больших же временах

$$f(t) \approx 1 - \exp(-I_6 V_6 t) = 1 - \exp(-0,6366 \cdot I_p V_p \cdot t) \quad (18a)$$

и

$$f(t) \approx 1 - \exp(-I_n V_n t) = 1 - \exp(-0,3860 \cdot I_p V_p \cdot t) \quad (18b)$$

соответственно. Иначе говоря, наличие двух- или трехступенчатой иерархии структуры мартенсита (рейка → пакет или рейка → блок → пакет) должно приводить к тому, что будет наблюдаться кажущийся переход кинетики превращения от уравнения Аврамы

$$f(t) = 1 - \exp(-K t^n) \quad (19)$$

с  $n=2$  или  $n=3$  к уравнению Аврамы с  $n=1$ . На рис. 1 показаны функции (5) и (10) в двойных логарифмических осях, которые обычно используются для определения коэффициентов уравнения Аврамы (поскольку, как следует из (19),  $\ln(-\ln(1-f)) = n \ln t + \ln K$ , то наклон такого графика определяет величину  $n$ ). Видно, что прямые с наклоном, соответствующим  $n=2$  ( $n=3$ ) и  $n=1$  действительно являются асимптотами.

Фактически переход от  $n=2$  ( $n=3$ ) к  $n=1$  связан с тем, что на ранних стадиях превращения идет зарождение пакетов и блоков с постоянной скоростью и их «рост» по закону  $1 - \exp(-IVt)$ , а при больших временах время роста каждого отдельного пакета (блока) становится малым по сравнению с общим временем превращения, пакеты образуются как бы «мгновенно», и кинетика определяется только их зарождением.

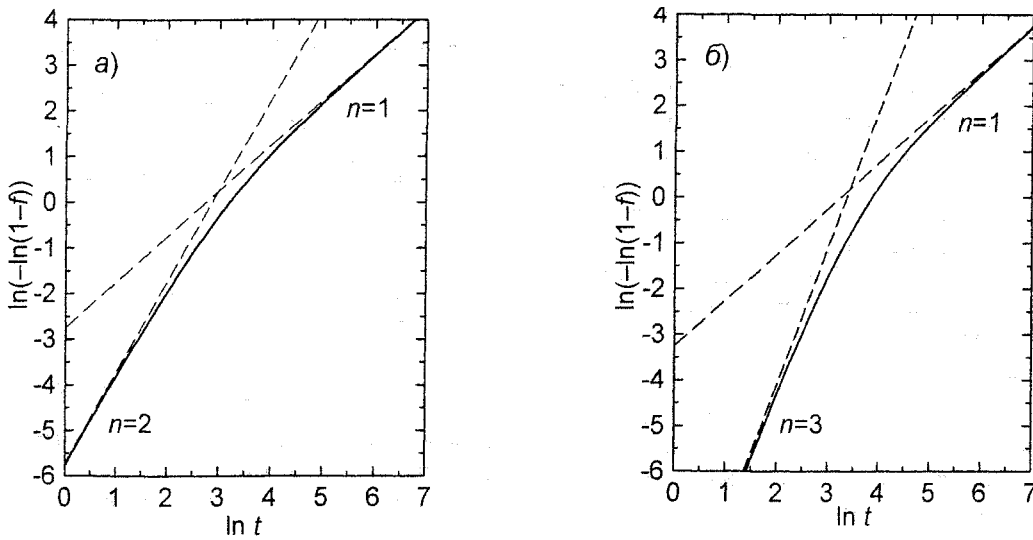


Рис. 1. Функции (5) (а) и (10) (б). Величина произведения  $I_p V_p$  принята равной 0,1

До сих пор при анализе мы полагали, что превращение аустенита в мартенсит проходит до конца: значения выражений (2), (5) и (10) стремятся к единице при  $t \rightarrow \infty$ . В то же время хорошо известно, что мартенситное превращение практически всегда останавливается прежде полного исчерпания исходной фазы.

Наиболее известная попытка построить теорию изотермического развития мартенситной реакции, учитывающую этот факт, была предпринята Пати и Коэном [14]. Они основывались на концепции существования подготовленных зародышей, и полагали, что по мере развития превращения идут два конкурирующих процесса: автокаталитическое образование новых зародышей и поглощение зародышей образующимся мартенситом.

Однако в отечественной научной и учебной литературе в основном принят несколько иной взгляд на причину остановки мартенситного превращения в изотермических условиях: она связывается с изменением состояния исходной фазы в ходе превращения [15, 16]. Накопление дефектов в аустените увеличивает силу сопротивления движению межфазной границы, то есть уменьшает суммарный термодинамический стимул превращения. Когда он становится равным нулю, превращение останавливается, и его дальнейшее развитие оказывается возможным только при понижении температуры.

По Э.И. Эстрину [17], постоянное накопление искажений кристаллической решетки исходной и образующейся фаз должно приводить к непрерывному увеличению удельной (или молярной) энергии искажений. Поэтому полное изменение свободной энергии при  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении в расчете на моль образующейся  $\alpha$ -фазы можно записать по Эстрину в следующем виде:

$$-\Delta G_{\text{полн}} = \Delta G - E_{\text{иск}}(f), \tag{20}$$

где  $\Delta G$  – разность химических свободных энергий

$\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз. Превращение может проходить, если  $-\Delta G_{\text{полн}} < 0$ , то есть  $\Delta G \geq E_{\text{иск}}$ ; величину  $E_{\text{иск}}(f)$  иногда обозначают как  $\Delta G_s$  – термодинамический стимул превращения.

Считая  $\Delta G_s$  функцией  $f$ , ее можно разложить в ряд:  $\Delta G_s(f) = \Delta G_s^0 + \lambda f + \dots$ , где  $\Delta G_s^0$  – термодинамический стимул начала превращения. Однако энергия искажений, вносимая  $\alpha$ -фазой, накапливается в  $\gamma$ -фазе, количество которой равно  $(1-f)$ . Поэтому в качестве параметра, по которому проводится разложение в ряд, лучше взять отношение  $\frac{f}{1-f}$  или, точнее,  $\int_0^f \frac{df}{1-f} = -\ln(1-f)$ , поскольку

накопление искажений происходит непрерывно. Тогда  $E_{\text{иск}} = \Delta G_s(f) = \Delta G_s^0 - \lambda \ln(1-f) + \dots$ , где

$$\lambda = \left. \frac{\partial \Delta G_s}{\partial (-\ln(1-f))} \right|_{f=0}, \text{ и}$$

$$\Delta G_{\text{полн}} \approx \Delta G - \Delta G_s^0 + \lambda \ln(1-f). \tag{21}$$

В начале превращения  $f = 0$ , поэтому положение мартенситной точки  $T_s$  определяется условием

$$\Delta G(T_s) = \Delta G_s^0. \tag{22}$$

Но если аустенит переохлажден ниже  $T_s$ , то образуется такое предельное для данной температуры количество мартенсита  $f_m$ , чтобы

$$\Delta G(T) - \Delta G_s^0 = -\lambda \ln(1-f_m). \tag{23}$$

С учетом (21) и (23) изменение свободной энергии системы в процессе превращения можно записать в виде:

$$\Delta G_{\text{полн}} = \lambda \ln \frac{1-f}{1-f_m}. \tag{24}$$

Заметим, что поскольку  $\Delta G - \Delta G_s^0 \approx \Delta S(T_s - T)$ , где  $\Delta S$  – разность энтропий  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз, то (23) можно привести к виду

$$f_m \approx 1 - \exp\left(-\frac{\Delta S}{\lambda}(T_s - T)\right). \quad (25)$$

Это – известное уравнение Койстинена–Марбургера [18], выполняющееся для многих сплавов в широкой области температур. Последнее обстоятельство свидетельствует в пользу того, что выражение (21) справедливо не только для малых, но и для широкой области значений  $f$ .

Выше было показано, что кинетика формирования пакетного мартенсита подчиняется уравнению типа Аврами:

$$f = 1 - \exp(-k_0 I^n t^n), \quad (26)$$

где  $k_0$  – коэффициент, зависящий от объема кристаллов мартенсита или их групп. Чтобы рассмотреть кинетику изотермического превращения, это уравнение нужно продифференцировать по времени:

$$\frac{df}{dt} = (1-f)nk_0 I^n t^{n-1}, \quad (27)$$

а затем вновь проинтегрировать, но уже с учетом зависимости скорости зарождения  $I$  от накопленной доли превращения.

Наиболее распространенная теория зарождения мартенсита Кауфмана–Козна [19, 20] описывает скорость зарождения соотношением

$$I = b \exp\left(-\frac{W_0 - a \cdot \Delta G_{\text{полн}}}{RT}\right), \quad (28)$$

где  $b$ ,  $W_0$  и  $a$  – константы. Однако в работе [21] Боргенстам и Хиллерт предложили иное выражение:

$$I = b \cdot \frac{\Delta G_{\text{полн}}}{RT} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (29)$$

которое позволило им с единых позиций описать процесс образования изотермического мартенсита как в «классических» сплавах Fe–Ni–Mn, так и в сплавах Fe–C и Fe–Ni. Сходные идеи развиваются и Э.И. Эстриным [22]. Если воспользоваться соот-

ношениями (29) и (24), то дифференциальное уравнение (27) можно переписать в виде

$$-\frac{dz}{z^n} = nk_0 \left(\frac{b\lambda}{RT} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right)^n t^{n-1} dt, \quad (30)$$

где  $z = \ln \frac{1-f}{1-f_m}$ . После интегрирования получим

для  $n \neq 1$

$$\frac{z_0}{1-n} \cdot \left(1 - \left(\frac{z}{z_0}\right)^{1-n}\right) = k_0 I_0^n t^n, \quad (31)$$

где  $z_0 = \ln \frac{1}{1-f_m}$ , а  $I_0 = b \cdot \frac{\Delta G - \Delta G_s^0}{RT} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$  – скорость зарождения в момент  $t=0$ . Из этого выражения следует, что при  $t=0$  доля превращения  $f=0$ , при  $t \rightarrow \infty$  она стремится к  $f_m$  и, наконец, в случае  $f_m \rightarrow 1$ , если раскрыть неопределенность, левая часть уравнения переходит в  $-\ln(1-f)$ , как и должно быть для превращений, полностью завершающихся в изотермических условиях.

Если  $n=1$ , то решение (30) имеет иной вид:

$$\ln(1-f_m) \ln\left(1 - \frac{\ln(1-f)}{\ln(1-f_m)}\right) = k_0 I_0 t. \quad (32)$$

Графики зависимости  $f(t)$  согласно (31) и (32) в двойных логарифмических координатах представлены на рис. 2. Отметим, что, в отличие от рис. 1, по оси ординат здесь отложена величина  $\ln(-f_m \ln(1-f/f_m))$ , чтобы учесть незавершенность фазового превращения. Видно, что уменьшение термодинамического стимула в ходе превращения приводит к резкому уменьшению наклона графиков (то есть «мгновенного» значения показателя  $n$  в уравнении Аврами) – за исключением случая  $n=1$ . Как было показано выше, процесс формирования пакетного мартенсита должен

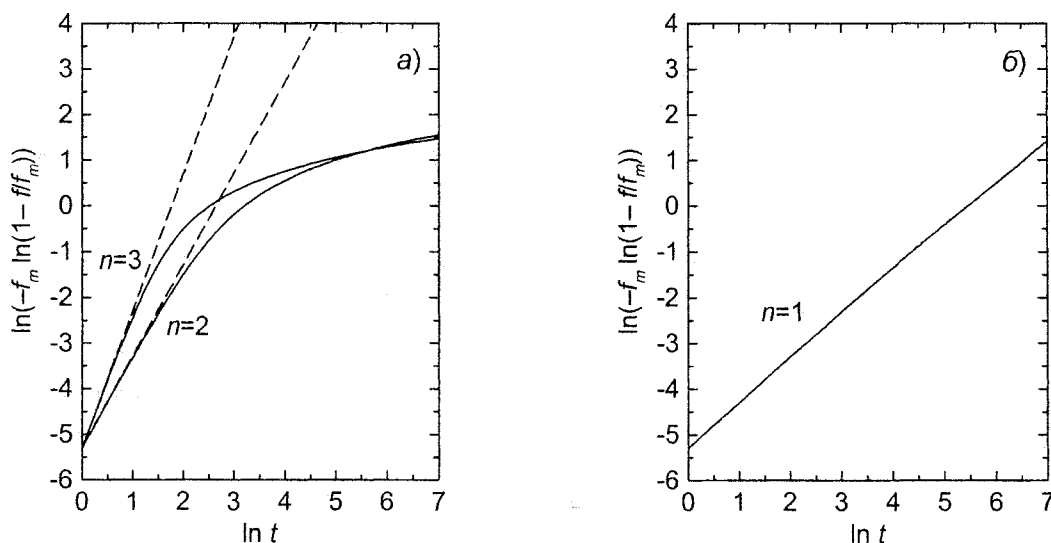


Рис. 2. Функции (31) (а; при различных значениях  $n$ ) и (32) (б). Величина произведения  $k_0 I_0^n$  принята равной 0,005;  $f_m = 0,5$

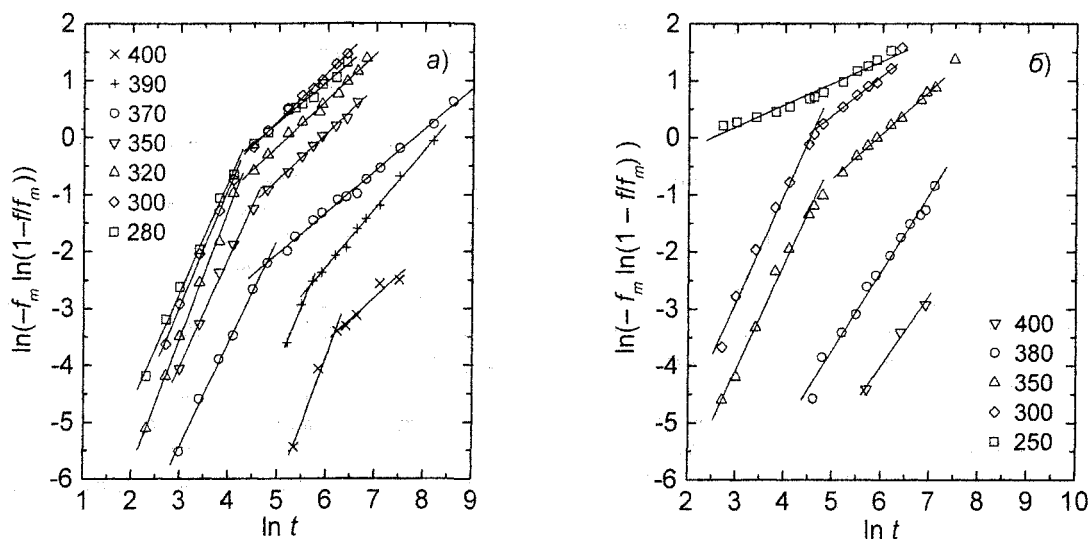


Рис. 3. Экспериментальные кинетические кривые образования мартенсита в сплаве Fe-15%Ni в двойных логарифмических координатах: а — по [23], б — по [24]. Время выражено в секундах; температуры превращения в °С указаны у графиков

описываться уравнением Аврами (19) при  $n = 3$  или  $n=2$  на ранних стадиях превращения и  $n = 1$  на поздних. Рис. 2 показывает, что этот вывод сохраняет свою справедливость и при уменьшения скорости зарождения под влиянием образовавшегося мартенсита.

Названные особенности кинетики действительно наблюдаются в ряде сплавов при изотермическом образовании мартенсита. На рис. 3 приведены кинетические кривые образования мартенсита в сплавах Fe - 15 % Ni, перестроенные в двойных логарифмических координатах. На большинстве их отчетливо видно изменение наклона от  $n = 1,8...2,4$  на начальных стадиях превращения до  $n = 0,7... 1,0$  на поздних стадиях.

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации № МК 3549.2007.8 и грантом поддержки ведущих научных школ № НШ-5965.2006.3.

#### Литература

- Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали / М.А. Смирнов, В.М. Счастливцев, Л.Г. Журавлев. - Екатеринбург: УрО РАН, 1999 - 496 с.
- Упаковка кристаллов мартенсита в псевдомонотекристалле / ЮТ Андреев, Л.Н. Девченко, Е.В. Шелехов, М.А. Штремель // Доклады АН СССР - 1977 - Т 237, № 3. - С. 574-576.
- Счастливцев, В.М. Структурные особенности мартенсита в конструкционных сталях / В.М. Счастливцев//ФММ. - 1972. -Т. 33.-Вып. 2. - С. 326-334.
- Счастливцев, В.М. Структура пакета мартенсита в конструкционных сталях / В.М. Счастливцев//ФММ. - 1988. - Т. 66. -Вып. 4. - С. 759-769
- Maki, T The Morphology of Microstructure Composed of Lath Martensite in Steels / T. Maki, K. Tsuzaki, I. Tamura // Trans. ISIJ. - 1980. - V. 20, №.4.-P 207-214.
- The Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Fe-C Alloys / S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuohara, T. Maki // Acta Mat. - 2003-V 51, №6. -P. 1789-1799
- Maki, T. Formation Process and Construction of Lath Martensite Structure in Fe-C and Fe-Ni Alloys / T. Maki, K. Tsuzaki, I. Tamura//Proc. ICOMAT'79. - Cambridge, Mass., USA, 1979 -P. 22-27.
- Хлебникова, Ю.В. Кристаллогеометрические особенности мартенсита в низкоуглеродистых сплавах железо-никель / Ю.В. Хлебникова, И.Л. Яковлева, И.Л. Солодова и др. // Материаловедение. - 2003. -№5.- С. 41-44.
- Marder, J.M. The Morphology of Iron-Nickel Massive Martensite I J.M. Marder, A.R. Marder // Trans. ASM. - 1969. - V. 62, № 1 -P 1-10.
- Изотов, В.И. Морфология и кристаллогеометрия речного (массивного) мартенсита / В.И. Изотов // ФММ. - 1972. - Т. 34. - Вып. 1 - С. 123-132.
- Кристиан, Док. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. 1. Термодинамика и общая кинетика/Дж. Кристиан. - М.: Мир, 1978. - 808 с.
- Янке, Е. Специальные функции / Е. Янке, Ф Эмде, Ф Леш. - М.: Наука, 1971 - 344 с.
- Двайт, Г.Б. Таблицы интегралов и другие математические формулы / Г.Б. Двайт. - М.: Наука, 1983.-176 с.
- Pati, S.R. Nucleation of the Isothermal Martensitic Transformation / S.R. Pati, M. Cohen // Acta Met. - 1969 -V.17,№3.-P 189-199
- Курдюмов, Ф.В. Превращения в железе и стали / Ф.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. - М.: Наука, 1977 - 240 с.
- Блантер, М.Е. Мартенситные превращения и механическое состояние фаз/М.Е. Блантер // Металлургия. - 1975. -№9 -С. 7-10.

---

17 Эстрин, Э.И. К вопросу о природе некоторых особенностей мартенситного превращения / Э.И. Эстрин // ФММ. - 1963. - Т 15. - Вып. 4. - С. 638-640.

18. Koistinen, D.P. A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels / D.P. Koistinen, R.E. Marburger // Acta Met. - 1959 - V 7, M1 - P 59-60.

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

20. Olson, G.B. A General Mechanism of Martensitic Nucleation. Part III. Kinetics of Martensite Nucleation / G.B. Olson, M. Cohen // Met. Trans., 1976. - V 7A, № 12. - P 1915-1923.

21 Borgenstam, A. Activation Energy for Isothermal Martensite in Iron Alloys / A. Borgenstam, M. Hillert // Acta Mat. - 1997 - V. 45, №2. - P 651-662.

22. Эстрин, Э.И. Кинетические моды полиморфных превращений / Э.И. Эстрин / I ФММ, 1998. - Т. 86. - Вып. 6. - С. 59-69

23. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. 1. Учет структуры пакета / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, В.М. Счастливцев, ИЛ. Яковлева // ФММ. - 2000. - Т 90. - Вып. 5. - С. 55-65.

24. Попов, А.А. Кинетика фазовых превращений в железо-никелевых сплавах / А.А. Попов, М.М. Штейнберг // Труды УПИ им. С.М.Кирова. Сборник 46. - Свердловск-М.. Металлургиздат, 1954. - С. 25-33.