

Ольшанецкий В.Ю., Сніжної Г.В. Про високоточну оцінку істинних мартенситних точок у спеціальних сталях аустенітного та аустенітно-мартенситного класів при зміні температурно-силових факторів

За допомогою термодинамічного аналізу розглянуто фізичну природу істинних температурної й деформаційної мартенситних точок. Використовуючи чутливий магнітометричний метод, який враховує намагніченість парамагнітного аустеніту, визначено нижню границю інтервалу метастабільності аустеніту для температурного і верхню границю для деформаційного перетворення, які і відповідають істинним значенням температурної та деформаційної мартенситних точок.

Ключові слова: вільна енергія Гіббса, аустеніт, мартенсит, істинна температурна мартенситна точка, істинна деформаційна мартенситна точка, магнітна сприйнятливості.

Ol'shanetskiy V., Snizhnoy G. The exact definition of true martensitic points in austenitic and austenitic-martensitic special steels during temperature or pressure changing

The physical nature of the true temperature and deformation martensite points by thermodynamic analysis is discussed. Sensitive magnetometric method, which takes into account the magnetization of paramagnetic austenite was used. The lower boundary of austenite range metastability for temperature and an upper bound for the transformation strain, respectively, is determined. These boundaries of the intervals correspond to the true values of temperature and deformation martensite points.

Key words: Gibbs free energy, austenite, martensite, the true temperature of martensite point, the true deformation martensite point, magnetic susceptibility.

УДК 669.112.227.32

Д-р техн. наук С. В. Бобырь¹, д-р техн. наук В. И. Большаков²

¹ Інститут чорної металургії НАН України, ² Придніпровська державна академія будівництва та архітектури
г. Дніпропетровськ

ДИФФУЗИОННАЯ МОДЕЛЬ АУСТЕНИТО-ФЕРРИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Предложена простая диффузионная модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали при охлаждении. Установлены теоретические зависимости скорости роста α -фазы и толщины пластин бейнита от величины переохлаждения стали.

Ключевые слова: аустенит, феррит, цементит, бейнит, низкоуглеродистая сталь, $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, скорость роста α -фазы.

Введение

Структура железоуглеродистых сплавов в значительной степени определяется $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Поэтому изучение основных закономерностей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и теоретическое описание этого процесса имеет важное значение в физическом металловедении и продолжается до настоящего времени [1–8].

Простейшая диффузионная модель превращения аустенита была предложена в работе [1]. На ее основе объяснены некоторые закономерности превращения аустенита, в частности, максимум на кривой зависимости скорости превращения от величины переохлаж-

дения ΔT . Однако в этой работе были использованы феноменологические соотношения между многими параметрами используемой модели.

В работе [2] были рассмотрены более точные и сложные модели превращения аустенита, получены уравнения для зависимости межпластиночного расстояния от величины переохлаждения. Экспериментальные результаты по превращению аустенита и их обсуждение приведены в работах [5, 6], при этом мало внимания уделено аналитическому описанию процесса. В работе [7], напротив, предложены различные математические модели кинетики $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, однако сложность полученных математических

уравнений не позволяет их использовать во всех практически важных случаях.

Ранее авторами в работе [8] была предложена диффузионная модель превращения аустенита, отражающая основные закономерности кинетики этого процесса в железоуглеродистых сплавах эвтектоидного состава. Однако эта модель не позволяет описать $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в доэвтектоидной стали.

Цель настоящего исследования – разработка диффузионной модели $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали с учетом затрат энергии на образование межфазовых границ раздела α -фаза – цементит.

Теория и анализ полученных результатов

Теоретически рассмотрим процесс $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения доэвтектоидной стали. Размер аустенитного зерна Da будем считать достаточно малым, чтобы можно было пренебречь перепадом температур по его сечению. Температурную зависимость коэффициента теплопередачи между аустенитным зерном и окружающей средой примем линейной. Температурный интервал, при котором происходит превращение, зависит от содержания углерода в сплаве и величины переохлаждения (ΔT_n) аустенита ниже температуры A_{c3} на линии GS диаграммы состояния системы Fe-C (рис. 1).

При охлаждении стали ниже температуры A_{c3} начинается превращение аустенита путем образования ферритных зародышей. Состав остающегося аустенита при этом изменяется по линии GS и при температуре эвтектоидного превращения соответствует составу точки S (~ 0,8 % C). После появления зародышей феррита мы имеем систему двух фаз, между которыми происходит диффузия углерода. На границе между этими фазами устанавливается определенная концентрация углерода, которую можно определить по диаграмме состояния сплава ниже температуры A_{c3} .

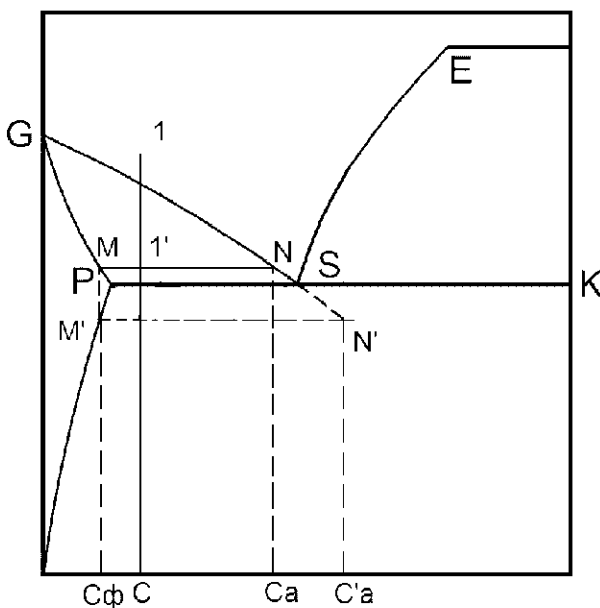


Рис. 1. Схема $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали

Таким образом, содержание углерода в аустените будет C_a (точка пересечения линии GS с линией температуры превращения MN при переохлаждении ΔT), а на границе с ферритом – C_ϕ (точка пересечения линии GP с линией температуры превращения при переохлаждении). Разность между этими концентрациями тем больше, чем ниже температура превращения стали.

Условия превращения сплава зависят также от скорости отвода тепла. Когда количество отводимого тепла превышает количество тепла, выделяемого при превращении аустенита в феррит, то температура превращения снижается. Снижение температуры сплава вызывает уменьшение коэффициента диффузии углерода. Диффузионное перераспределение углерода на прежнее расстояние затрудняется, что, в свою очередь, вызывает уменьшение размеров ферритных участков.

Выведем количественные соотношения, описывающие изложенную выше диффузионную модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Пусть в зерне аустенита в результате охлаждения появились частицы феррита. Будем полагать, что частицы образовались с поглощением дополнительной энергии на формирование новой поверхности раздела. Радиус ферритных частиц обозначим как Δ . Концентрация углерода в слое аустенита, примыкающем к ферритной частице, равна C_a , а в середине ферритного слоя – C_ϕ .

Будем учитывать также, что диффузия углерода вдоль оси X может идти как в аустените (при зарождении феррита), так и в слое α -железа.

Зная концентрации по границам слоя феррита толщиной Δ , можно найти количество углерода dQ , проходящего через этот слой через единицу площади за бесконечно малый промежуток времени dt :

$$dQ = (C_a - C_\phi) D_x dt / \Delta. \quad (1)$$

В образующемся ферритном слое толщиной dX происходит уменьшение количества углерода от C до C_ϕ (содержание углерода в феррите при заданной температуре T). Тогда количество углерода, перешедшее из феррита в аустенит, будет равно:

$$dQ = (C - C_\phi) dX. \quad (2)$$

Сравнивая между собой выражения (1) и (2), находим:

$$(C - C_\phi) dX = (C_a - C_\phi) D_x dt / \Delta. \quad (3)$$

Пользуясь равенством (3), можно найти полное приращение величины ферритного зародыша:

$$dX = D_x [(C_a - C_\phi) / (C - C_\phi)] dt / \Delta = D_x \alpha_1 dt / \Delta, \quad (4)$$

где α_1 – концентрационный коэффициент для феррита.

Рассмотрим баланс энергии для образца стали толщиной Δ в направлении оси X . Общее количество теплоты, отводимой от рассматриваемого образца, равно:

$$dW = \alpha \Delta \Delta T dt, \quad (5)$$

где α – коэффициент теплопередачи; $\Delta T = (T - T_c)$, T_c – температура охлаждающей среды.

Часть энергии, затрачиваемой на образование межфазовой границы, равна:

$$dW_m = \sigma dX, \quad (6)$$

где σ – свободная энергия единицы поверхности раздела фаз.

При превращении аустенита в феррит выделяется энергия:

$$dW_1 = q\gamma\Delta dX, \quad (7)$$

где q – удельное количество теплоты, расходуемое на образование феррита;

γ – плотность стали.

Другая часть теплоты W_2 выделяется при снижении температуры сплава от T до $T - \Delta T$:

$$dW_2 = C\gamma\Delta dT, \quad (8)$$

где C – удельная теплоемкость сплава при температуре T .

Баланс тепловой энергии можно представить в виде:

$$dW + dW_m = dW_1 + dW_2. \quad (9)$$

Подставляя в уравнение (9) значения энергий (5)–(8), получаем следующее уравнение:

$$\alpha\Delta T dt = q\gamma\Delta dX - y dX + C\gamma\Delta dT. \quad (10)$$

Уравнение (10) связывают интересующие нас величины X , T и t при неравновесном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении.

Подставляя соотношение (4) в формулу (10), получаем следующее выражение:

$$\Delta^3(\alpha\Delta T - C\gamma dT/dt) - \alpha_1 q\gamma D_x \Delta + \sigma\alpha_1 D_x = 0. \quad (11)$$

Уравнение (11) описывает неравновесное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Из него следует, что размер ферритных частиц $L = 2\Delta$ зависит от разности температур ΔT и скорости охлаждения сплава dT/dt , т.е. изменяется во времени. Поэтому уравнение (11) можно решить только численным путем.

Рассмотрим далее фазовое превращение аустенита в особые условия, когда можно принять, что $\Delta T \approx \text{const}$, $dT/dt \approx 0$.

В этом случае уравнение (9) приобретает следующий вид с постоянными коэффициентами при данной температуре:

$$\Delta^3\alpha\Delta T - \alpha_1 q\gamma D_x \Delta + \sigma\alpha_1 D_x = 0. \quad (12)$$

Введем следующие обозначения:

$$\Delta_0 = \sqrt{\alpha_1 q\gamma D_x / \alpha\Delta T} \quad (13)$$

где Δ_0 – диффузионный радиус ферритных частиц,

$$\Delta m = \sigma/q\gamma, \quad (14)$$

Δm – минимальный размер пластин бейнита.

Уравнение (12) теперь можно представить в виде:

$$\Delta^3 - \Delta_0^2\Delta + \Delta_0^2\Delta m = 0. \quad (15)$$

При $\Delta m \rightarrow 0$, как и следует ожидать, решение уравнения (15) $\Delta = \Delta_0$.

Если $\Delta m \neq 0$, необходимо искать корни уравнения 3-й степени.

Для нахождения решений уравнения (13) введем нормировку $\Delta_0 = 1$.

Уравнение (13) тогда принимает вид:

$$\Delta^3 - \Delta + \Delta m = 0. \quad (16)$$

Корни уравнения (16) равны [9]:

$$X_0 = A+B, X_{1,2} = -(A+B)/2 \pm i\sqrt{3(A-B)/2}. \quad (17)$$

где A и B – любые значения кубических корней из комплексных чисел, удовлетворяющих равенству $AB = -P/3$:

$$A = \sqrt[3]{-\Delta m/2 + \sqrt{Q}}, B = \sqrt[3]{-\Delta m/2 - \sqrt{Q}}.$$

Если $Q > 0$, то решением уравнения (14) являются один действительный и два комплексных корня. Если $Q = 0$, то есть три действительных корня, из них два равны. Если $Q < 0$, то существует три действительных корня уравнения (14). Однако корень X_0 является отрицательным при всех положительных значениях Δm и, следовательно, не имеет физического смысла, как отрицательное расстояние диффузии.

Решение уравнения состояния (14) можно представить графически. Введем две вспомогательные функции Y_1 и Y_2 , где: $Y_1 = X^2$, $Y_2 = 1 - \Delta m/X$.

$$Y_1 = Y_2. \quad (18)$$

Нанесем графики функций Y_1 и Y_2 на ось координат при разных значениях Δm (в единицах Δ_0) (рис. 2). При этом, в соответствии с выражениями (11) и (12), будем учитывать, что $\Delta m = \text{const}$, а изменяется Δ_0 в зависимости от температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

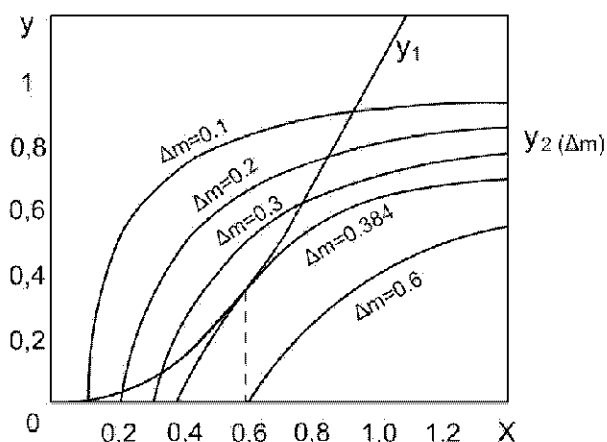


Рис. 2. Графическое решение уравнения состояния (18) в зависимости от величины Δm

Как показано на рисунке 2, в действительной области существует два решения уравнения (18). При малых Δm ($< 0,1$) один из корней находится в области, близкой к 1 ($X_1 \rightarrow \Delta_0$), другой корень (X_2) находится в области, близкой к Δm .

Таким образом, в рассматриваемой системе возможно образование двух продуктов превращения аустенита в феррит: одного с размером частиц, близким к Δ_0 – обычный, а также видманштеттовый феррит. Второй продукт превращения образуется в результате диффузионного процесса с малыми путями диффузии, близкими к Δm , и представляет собой низкоуглеродистый бейнит [12].

Оценить количество феррита и бейнита в структуре сплава можно следующим образом. Функция $C_1 = V_2(X_1)$ показывает нам долю феррита в структуре сплава (при $\Delta m = 0$, $C_1 = 1$, при $\Delta m > 0$, $C_1 < 1$). Тогда функция $C_2 = V_2(X_2)$ характеризует относительную часть бейнита в структуре сплава.

При $\Delta m = 0,1\Delta_0$ в структуре сплава находится примерно 99,0 % обычного феррита и 1,0 % бейнита. Следовательно, при небольшом переохлаждении сплава, при котором $\Delta m \leq 0,1$, структура его состоит в основном из феррита.

С увеличением переохлаждения сплава, при котором $\Delta m = 0,2\Delta_0$, структура сплава состоит из ~ 96 % обычного феррита и ~ 4 % бейнита. Дисперсность феррита возрастает, одновременно несколько увеличивается размер частиц бейнита.

Дальнейшее понижение температуры превращения приводит к увеличению доли бейнита в составе сплава; одновременно уменьшается размер и количество частиц феррита в структуре сплава.

При $\Delta m \approx 0,35 \dots 0,38\Delta_0$ в сплаве существует состояние из двух фаз с разной степенью дисперсности (игольчатого феррита и бейнита).

При температуре превращения, для которой $\Delta m = 0,384 \Delta_0$, структура сплава состоит в основном из верхнего бейнита, количество феррита стремится к 0.

Дальнейшее понижение температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения приводит к переходу в точке $\Delta m = 0,384\Delta_0$ в область превращений, при котором атомы углерода перемещаются на расстояния $< \Delta_0$, что характеризует нижний бейнит [10, 11].

Решение уравнения (16) может дать определенную характеристику и этой области. Введем действительный параметр:

$$C = C_1 + C_2 = V_2(X_1) + V_2(X_2). \quad (19)$$

Этот параметр будет характеризовать относительное количество игольчатого феррита в структуре стали.

Действительно, в точке $\Delta m = 0,384$, $C_0 = C_1 + C_2 = 0,768$ – равно относительному количеству верхнего бейнита (76,8 %). При $\Delta m \geq 0,384\Delta_0$ в структуре стали происхо-

дит образование как верхнего так и нижнего бейнита.

Пусть $\Delta m = 0,6\Delta_0$, тогда $X_{1,2} = 0,610,344i$, $C = 0,506$.

При температуре превращения, соответствующей $\Delta m = 0,6\Delta_0$, относительное количество верхнего бейнита в структуре сплава составляет $C/C_0 = 0,66 = 66$ %, т.е. понижается с увеличением переохлаждения. Соответственно увеличивается количество нижнего бейнита. Используя выражения (16) и (19), находим, что

$$C \cong 0 \text{ при } \Delta m \cong 1,4\Delta_0. \quad (20)$$

При снижении температуры превращения до значений, при которых $\Delta m \cong 1,4\Delta_0$, в структуре сплава заканчивается образование нижнего бейнита, тем самым определяя точку конца бейнитного превращения [5].

Найдем также зависимости кинетических параметров dX/dt и D_0 от величины переохлаждения. Как известно [4–6], зависимость коэффициента диффузии от температуры имеет вид:

$$D = A \exp(-Q/RT), \quad (21)$$

где Q – энергия активации, R – постоянная.

Учтем также, что в первом приближении (рис. 1) параметр α_1 линейно зависит от величины переохлаждения стали ниже эвтектоидной температуры. Тогда

$$\alpha_1 = \alpha' T. \quad (22)$$

Подставляя выражения (21), (22) и (13) в уравнение (4), находим:

$$dX/dT = \Delta T \sqrt{\alpha \alpha' A \exp(-Q/R(T_3 - \Delta T)/q\gamma)}, \quad (23)$$

где учтено, что диффузия углерода происходит в при температуре $T_3 - \Delta T$ [здесь T_3 – равновесная температура $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, R – универсальная газовая постоянная (1,986 кал/(моль·град))].

Уравнение (23) описывает температурную зависимость скорости роста продуктов превращения от величины переохлаждения сплава.

Рассмотрим изменение величины скорости роста феррита при изменении величины переохлаждения сплава. При $\Delta T = 0$, как и должно быть, $dX/dt = 0$. При увеличении переохлаждения скорость образования феррита увеличивается, проходя через максимум при некотором значении ΔT . Введем нормированные параметры: $\beta = Q/RT_3 = \text{const}$, $y = \Delta T/T_3$.

Тогда положение максимума функции dX/dt может быть найдено из уравнения:

$$y = 1 + \beta/4 - \sqrt{(1 + \beta/4)^2 - 1}. \quad (24)$$

Возьмем в качестве исходных данных параметры диффузии углерода в железе, приведенные в работе [5].

Согласно построенной модели, скорость роста α -фазы при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении имеет максимальное значение при переохлаждении $\Delta T \approx 200$ °С, если считать, что диффузия углерода происходит в α -фазе (рис. 3).

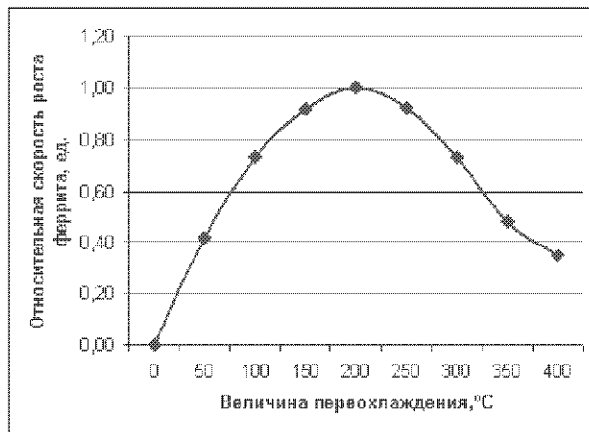


Рис. 3. Теоретическая зависимость скорости роста феррита от величины переохладения стали

Рассмотрим теперь изменение размеров феррита при изменении величины переохладения сплава. При небольшой величине переохладения стали, когда $\Delta_0 \geq D_a/2$, размер ферритного зародыша D_ϕ связан с величиной аустенитного зерна следующим приближенным соотношением (см. рис. 1):

$$D_\phi = (C_a - C)(C_a - C_\phi)D_a \approx D_a k \Delta T, \quad (25)$$

где k – температурный коэффициент (град⁻¹);

когда же $\Delta_0 < D_a/2$, тогда $D_\phi = \Delta_0$.

Из уравнений (13) и (25) можно найти максимальный размер ферритных зерен и величину переохладения стали ΔT .

Выполним некоторые оценочные расчеты для стали с 0,13 % углерода. Из данных, приведенных в работе [12], можно принять, что температура конца бейнитного превращения низкоуглеродистой стали с 0,13 % C: $T_{Бк} \approx 480 \text{ °C} \approx 753,2 \text{ °K}$.

Используем результаты, полученные в работе [13], формула (28, а):

$$\text{Log } S_0 = K_2 - 0,4343Q/2RT = 7,341 - 3545/T, \quad (26)$$

где S_0 – толщина бейнитной пластины.

Тогда при $T = T_{Бк}$, $\lg S_0 = 2,63$, $S_0 = 426,6 \text{ нм}$, $\Delta_0 = S_0/2 = 213,3 \text{ нм}$,

$$\Delta m = 1,4\Delta_0 = 298,6 \text{ нм}. \quad (27)$$

Тем самым мы нашли толщину пластин для нижнего бейнита Δ_0 при этой температуре и значение Δm . В точке конца ферритного превращения $\Delta m = 0,384 \Delta'_0$, где Δ'_0 – толщина пластин верхнего бейнита при этой температуре:

$$\Delta'_0 = 777,6 \text{ нм}; S'_0 = 1,56 \text{ мкм}. \quad (28)$$

Такой толщине пластин бейнита соответствует температура конца ферритного превращения (из формулы 26):

$$T_{Фк} = 856,0 \text{ °K} \approx 583,8 \text{ °C}.$$

При $\Delta m = 0,1\Delta_0$ в структуре стали образуется примерно 1,0 % бейнита, чему соответствует расчетная температура:

$$T_{Бе} = 917 \text{ °K} \approx 644,8 \text{ °C}.$$

Это соответствует экспериментальным данным, полученным для низкоуглеродистых сталей [10, 12]. Микроструктура низкоуглеродистой стали с 0,13 % углерода, полученная при температуре изотермической выдержки $T = 600 \text{ °C}$, приведена на рис. 4. Экспериментально измеренная толщина пластин верхнего бейнита составляет величину $1,33 \pm 0,25 \text{ мкм}$, что соответствует расчетным значениям (1,56 мкм).

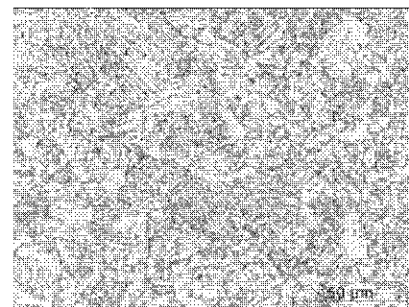


Рис. 4. Микроструктура низкоуглеродистой стали после изотермической заправки ($T = 600 \text{ °C}$)

Таким образом, учёт энергии образования межфазных границ в диффузионной модели превращения аустенита позволил предложить простую модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали при охлаждении. Она характеризуется уравнением 3-й степени и позволяет определить на шкале температур границы областей выделения феррита и бейнита. При этом бейнит является структурой, состоящей из дисперсного пластинчатого феррита с выделениями карбидов на поверхности пластин (верхний бейнит) или внутри пластин (нижний бейнит).

Отметим, что в этой модели совершенно не учитывается сдвиговый характер образования бейнита, однако расчетная толщина пластин бейнита (28) соответствует экспериментальным данным.

Дальнейшее развитие предложенной модели состоит в учете времени, необходимого для образования и выделения α -фазы и цементита при соответствующих температурах и влияния легирующих элементов. Учет этих факторов позволит в полной мере теоретически описать кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали.

Выводы

1. Предложена новая диффузионная модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали в изотермических условиях, описываемая уравнением 3-й степени относительно характерного размера частиц α -фазы.

Модель описывает образование первичного и видманштеттового феррита, а также верхнего и нижнего бейнита в структуре стали.

2. Теоретически найдена температурная зависимость скорости роста феррита от величины переохлаждения сплава, описываемая кривой с максимумом при переохлаждении.

3. Теоретически рассчитаны температурные границы областей существования первичного и видманштеттового феррита, а также бейнита для низкоуглеродистой стали с 0,13 % С и определены относительные количества фаз при разной температуре превращения аустенита.

Список литературы

1. Zener C. Kinetics of Decomposition of Austenite / Zener C. // Trans. AIME, 1946. – Vol. 167. – 550 p.
2. Hillert M. Decomposition of Austenite / Hillert M. // AIME Symposium on Decomposition of Austenite by Diffusional Processes. – New York : Intersci. Publ., 1962. – 197 p.
3. Ольшанецкий В. Е. Об ориентированном росте однофазных и двухфазных структур колониального типа / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2002. – № 1. – С. 14–22.
4. Физическое металловедение. Вып. 2. Фазовые превращения. Металлография / Под ред. Р. Кана – М. : Мир, 1968. – С. 264–270.
5. Превращения в железе и стали / Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. – М. : Наука, 1977. – 238 с.
6. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали / Энтин Р. И. – М. : ГНТИ, 1960. – 252 с.
7. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений / Б. Я. Любов. – М. : Metallurgia, 1969. – 263 с.
8. Большаков В. И. Теоретическое исследование $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в железоуглеродистом сплаве эвтектоидного состава в изотермических условиях / Большаков В. И., Бобырь С. В. // Металознавство та термічна обробка металів : науков. та інформ. бюл.– Д. : ПДАБА, 2005. – № 2. – С. 27–33.
9. Цыпкин А. Г. Справочник по математике : для средних учебных заведений / Цыпкин А. Г. – М. : Наука, 1988. – 432 с.
10. Зотов Д. С. Дослідження кінетики розпаду переохлажденного аустеніту конструкційної сталі, модифікованої нітридоутворюючими елементами / Д. С. Зотов. – Д. : ПДАБА, 2008. – 118 с. – (Серія: Роботи бакалаврів та магістрів).
11. Bramfit B.L. A perspective on the morphology of bainite / Bramfit B. L., Speer I. G. // Metal. Trans. – 1990. – Vol. 21 A. – P. 817–829.
12. Попов А. А. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита / Попов А. А., Попова Л. Е. – Москва-Свердловск : Машиностроительная литература, 1961. – 430 с.
13. Большаков В.И. Кинетические параметры образования перлита в железоуглеродистых сплавах / В. И. Большаков, С. В. Бобырь // МиТОМ. – 2004. – № 8. – С. 11–15.

Одержано 10.11.2011

Бобир С.В., Большаков В.И. Дифузійна модель аустенітно-феритного перетворення в низьковуглецевій сталі

Запропоновано просту дифузійну модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення в доевтектоїдній сталі при охолодженні. Встановлено теоретичні залежності швидкості росту α -фази та товщини пластин бейніту від величини переохладження сталі.

Ключові слова: аустеніт, ферит, цементит, бейніт, низьковуглецева сталь, $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, швидкість росту α -фази.

Bodyr' S., Bol'shakov V. Diffusion model of austenite-ferrite transforming at the low-carbon steel

The simple diffusion model of $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation in hypoeutectoid steel during cooling has been proposed. Theoretical dependences of growth rate of α -phase and thickness of bainite ferritic plates on the value of undercooling have been established.

Key words: austenite, ferrite, cementite, bainite, low-carbon steel, $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation, growth speed of α -phase.