УДК 669.539.219.3

ДИФФУЗИОННЫЕ МОДЕЛИ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

БОЛЬШАКОВ В. И.[1], *д. т. н., проф.*,
БОБЫРЬ С. В. [2*], *д. т. н., с. н. с.*
[1]Кафедра материаловедения и обработки материалов, Государственное высшее учебное заведение «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», ул. Чернышевского, 24-а, 49600, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 745-23-72, e-mail: ldv@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-0790-6473
[2*]Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. акад. Стародубова,1, 49000, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 776-16-08, e-mail: office.isi@nas.gov.ua, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

Аннотация. ***Постановка проблемы***. В углеродистых сталях кинетика превращения аустенита, за исключением мартенситного превращения, во-многом определяется диффузией углерода, что позволяет их отнести к превращениям контролируемым диффузией. ***Цель статьи*** – выполнить обзор развиваемых авторами диффузионных моделей распада аустенита в сравнении с ранее существующими моделями. Зенер предложил соотношение между межпластиночным расстоянием и величиной переохлаждения стали $S_0 \sim \Delta T^{-1}$. Экспериментальные результаты показывают, однако, что измеренные значения межпластиночного расстояния перлита значительно больше тех значений, которые дает модель Зенера. Авторами найдена температурная зависимость межпластиночного расстояния перлита от величины переохлаждения сплава в виде $S_0 \sim \sqrt{D_x / \Delta T}$, в большей степени соответствующая экспериментальным данным. Важной кинетической характеристикой процесса превращения аустенита является скорость роста перлита *v*. Величина скорости роста была получена Мейлом в виде: $v = KS_0^{-1}$. В последующих работах учеными найдены различные решения уравнения диффузии углерода в аустените, позволяющие определить величину коэффициента K и учесть влияние дополнительных факторов – структурных напряжений (Б.Я. Любов), количества неметаллических включений (В. Е. Ольшанецкий), что повышает точность расчетов. ***Выводы.*** Разработанная авторами диффузионная модель превращения аустенита позволила объяснить образование перлита и бейнита в углеродистых сталях в одном интервале температур. Теоретически найдена температурная зависимость скорости роста α-фазы от величины переохлаждения стали в виде $v \sim \Delta T \; exp(-Q / 2RT)$.

Ключевые слова*:* *диффузионная модель****,*** *превращение аустенита, межпластиночное расстояние, скорость роста перлита, бейнит.*

ДИФУЗІЙНІ МОДЕЛІ ПЕРЕТВОРЕННЯ АУСТЕНІТУ У ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ

БОЛЬШАКОВ В. І.[1*], д. т. н., проф.,
БОБИРЬ С. В. [2*], д. т. н., с.н.с.
1* Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Чернишевського, 24-а, 49600, Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 745-23-72, e-mail: ldv@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-0790-6473
2* Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. акад.Стародубова, 1 49000, Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 776-16-08, e-mail: office.isi@nas.gov.ua, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

Анотація. ***Постановка проблеми.*** У вуглецевих сталях кінетика перетворення аустеніту, за винятком мартенситного перетворення, визначається дифузією вуглецю, що дозволяє їх віднести до перетворень контрольованих дифузією. ***Мета статті*** - виконати огляд розвинутих авторами дифузійних моделей розпаду аустеніту порівняно з раніше існуючими моделями. Зенер запропонував співвідношення для міжпластинкової відстані перліту як функції величини переохолодження сталі у вигляді $S_0 \sim \Delta T^{-1}$. Експериментальні результати демонструють, однак, що виміряні значення міжпластинкової відстані перліту є набагато більші за ті, що пропонує модель Зенера. Автори знайшли температурну залежність для міжпластинкової відстані перліту, як функції величини переохолодження сталі, у вигляді $S_0 \sim \sqrt{D_x / \Delta T}$, що більшою мірою відповідає експериментальним даним. Важливою кінетичною характеристикою перетворення аустеніту є швидкість росту перліту *v*. Величину швидкості росту отримав Мейл у вигляді: $v = KS_0^{-1}$. В наступних працях вченими віднайдено різні розв'язки рівняння дифузії вуглецю в аустеніті, які дозволили встановити значення коефіцієнта K та врахувати вплив додаткових факторів – структурних напружень (Б. Любов), неметалевих включень (В. Ольшанецький), що підвищує точність розрахунків. ***Висновок.*** Розроблена авторами дифузійна модель дифузійного перетворення аустеніту дозволила пояснити утворення перліту та бейніту в залізовуглецевих сплавах в одному інтервалі температур. Теоретично знайдено температурну залежність швидкості росту α-фази від величини переохолодження сталі у вигляді $v \sim \Delta T \; exp(-Q/2RT)$.

Ключові слова: *дифузійна модель, перетворення аустеніту, міжпластинкова відстань, швидкість росту перліту, бейніт.*

DIFFUSION MODEL OF TRANSFORMATION OF AUSTENITE IN CARBON STEELS

BOLSHAKOV V. I.[1*] *Dr. Sc. (Tech.), Prof.,*
BOBYR S.V. [2*], *Dr. Sc. (Tech.), Senior Research Fellow*
[1*] Department of Materials and Materials Processing, State Higher Educational Institution «Dnieper State Academy of Construction and Architecture», st. Chernyshevsky, 24-A, 49600, Dnipropetrovsk, Ukraine Tel. +38 (056) 745-23-72, e-mail: ldv@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0003-0790-6473
[2*] Institute of Ferrous Metallurgy. ZI Nekrasov NAS Square. ak.Starodubova, 1 49000, Dnipropetrovsk, Ukraine Tel. +38 (056) 776-16-08, e-mail: office.isi@nas.gov.ua, ORCID ID: 0000-0001-6816-1554

Abstract. ***Raising of problem.*** In the carbon steel transformation kinetics of austenite, except martensitic transformation, in many ways determined by the diffusion of carbon, which allows them to be attributed to the transformations controlled by diffusion. ***The purpose*** - to provide an overview of the diffusion model developed by the authors of the decomposition of austenite in comparison with the previously existing models. Zeener has offered a ratio between between-plates distance and size of overcooling of steel $S_0 \sim \Delta T^{-1}$. The experimental results show, however, that the measured meanings of between-plates distance of perlite much more those meanings, which are given by model Zeener. The authors find temperature dependence of between-plates distance of perlite from size of overcooling of an alloy as $S_0 \sim \sqrt{D_x / \Delta T}$, precisely enough appropriate to experimental data. Important by the kinetic characteristic of process the transformation of austenite is the growth rate of perlite *v*. The size of growth rate was received Mehl as: $v = KS_0^{-1}$.In the subsequent works the scientists find the various decisions of the equation the diffusion of carbon in austenite, allowing to define size of factor K and to take into account influence of the additional factors - structural pressure (B. Ljubov), quantity of not metal inclusions (V. Olschanetskij), that raises accuracy of accounts. ***Conclusion.*** Developed by the authors diffusion model of faltering transformation austenite in iron-carbon alloys has allowed to explain formation of perlite and beinite in the interval of temperatures. Became theoretically found temperature dependence of growth rate of α-phase on size of overcooling as $v \sim \Delta T \; exp(-Q/2RT)$.

Key words: *diffusion model, transformation of austenite, growth speed of perlite, beinite.*

Постановка проблемы. Структура углеродистых сталей в значительной степени определяется кинетическими параметрами превращения аустенита. Поэтому изучение основных закономерностей превращения и теоретическое описание этих процессов имеет большое значение в физическом металловедении.

Полиморфное превращение в нелегированном железе ниже критической точки происходит с большой скоростью и не связано с концентрационными изменениями [18]. В сталях и чугунах кинетика превращения аустенита, за исключением мартенситного превращения, во-многом определяется диффузией углерода, что позволяет их отнести к превращениям контролируемым диффузией [2;18]. Следовательно, применяемые для описания распада аустенита теоретические модели с необходимостью должны учитывать диффузию углерода.

Цель работы – выполнить обзор развиваемых авторами диффузионных моделей распада аустенита в сравнении с ранее существующими моделями. Основное внимание будет уделено эвтектоидному распаду аустенита, другие превращения будут рассмотрены кратко.

Авторы считают, что данная работа может быть полезна металловедам и металлофизикам в плане понимания сущности происходящих превращений и для практического использования имеющихся соотношений.

Изложение основного материала.

1. Диффузионные модели эвтектоидного превращения.

Одним из наиболее изученных диффузионых превращений является эвтектоидное превращение аустенита. При эвтектоидном распаде аустенита выигрыш в свободной энергии вследствие превращения аустенита в перлит должен быть достаточен для покрытия затрат на образование развитой поверхности раздела между ферритом и цементитом.

Исходя из этого, Зенер вывел соотношение [25]:

$$S_0 = 2T\sigma/\rho Q\Delta T, \qquad (1)$$

где Q – тепловой эффект при превращении единицы массы аустенита;

Т – температура эвтектоидного превращения; σ – удельная энергия поверхности раздела фаз в эвтектоиде; ρ – плотность сплава.

Это соотношение, в той или иной форме, используется во многих последующих моделях аустенито-перлитного превращения.

Важной кинетической характеристикой процесса превращения является скорость роста перлита *v*, экспериментальное определение которой выполнено И.Л. Миркиным в работе [15] (рис. 1). Последующие теоретические модели стремились объяснить эту экспериментальную зависимость, ограничиваясь рассмотрением торцевого роста перлита [14].

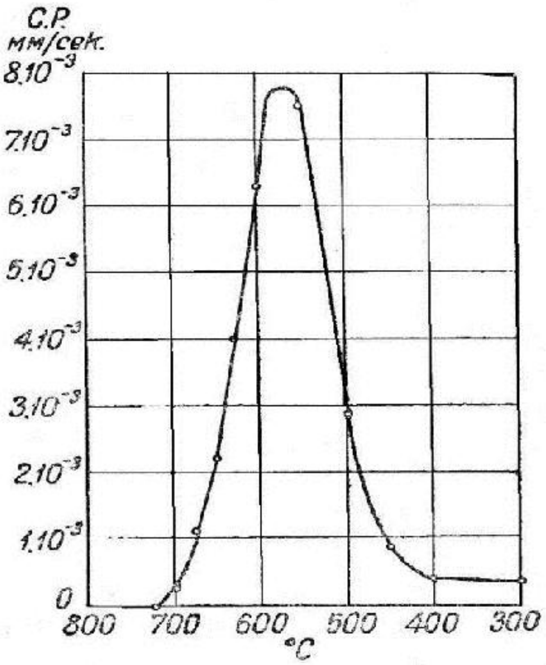

Рис. 1. Экспериментальная зависимость скорости роста перлита (с. р.) от степени переохлаждения после нагрева до 850 °С [15]

Мейл также высказал предположение, что скорость роста зависит от градиента концентрации углерода, определяемого разностью концентраций в аустените на движущейся поверхности раздела, межпластинчатым расстоянием и скоростью диффузии углерода в аустените [14]. Благодаря тому, что состав аустенита на небольшом расстоянии от движущейся поверхности перлита не изменяется, процесс является стационарным, что обеспечивает независимость скорости роста от времени.

Большинство авторов предполагают при этом [14-16], что разность концентраций на движущейся поверхности раздела фаз может быть определена экстраполяцией до температур превращения γ-фазы.

При такой экстраполяции величину скорости роста можно представить, следуя Мейлу [14], соотношением:

$$v = KD^{\gamma}_{C}/S_0, \qquad (2)$$

где D^{γ}_{C} – коэффициент диффузии в γ-фазе; S_0 - межпластинчатое расстояние; К – коэффициент пропорциональности, в который входит разность концентраций Сф-Сц.

В этой модели совершенно не учитывается градиент концентрации углерода вблизи растущей поверхности.

Для определения коэффициента К в уравнении (2) Брандт [20] решил уравнение диффузии углерода в аустените:

$$D_{\gamma}\,(\partial^2 C/\partial X^2 + \partial^2 C/\partial Z^2) + v\,\partial C/\partial Z = 0, \qquad (3)$$

где С – концентрация углерода в аустените; D_{γ} - коэффициент диффузии углерода в аустените; X и Z – оси координат.

При продвижении поверхности раздела вдоль оси Z система координат перемещается вместе с ней со скоростью *v*. Распределение концентрации углерода в системе аустенит-перлит приведено на рисунке 2.

Решение уравнения (3) может быть записано в виде бесконечного ряда:

$$C - C_s = \sum_{n=0}^{\infty} B_n \exp(\lambda_n Z)\cos(\sim_n X), \qquad (4)$$

где Cs – концентрация углерода в аустените вдали от движущейся поверхности.

Используя первые два члена ряда в разложении (4), Брандт получил выражение, по виду совпадающее с (1), где K, однако, имело более сложное представление:

$$K = 4\pi(P^2-1)^{1/2}, \qquad (5)$$

где P – сложная функция концентраций, определяемая из трансцендентного уравнения.

Б. Я. Любов нашел более точное решение уравнение диффузии (4), представив распределение углерода в перлите в виде бесконечного ряда Фурье [13]. Он также в конечном результате получил зависимость вида (1), где коэффициент K имеет значение:

$K = 4\pi/\alpha_0$, а α_0 находится из решения трансцендентного уравнения.

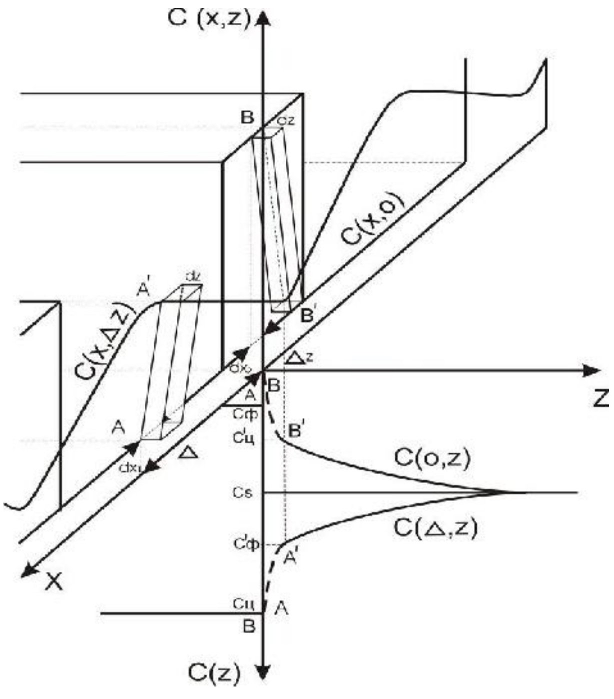

Рис. 2. Распределение углерода в системе аустенит – перлит [8]

В работе [7] одним из авторов найдено решение диффузионного уравнения стационарного роста перлита с учетом отличия коэффициентов диффузии вдоль осей X и Z:

$$D_x\, \partial^2C/\partial X^2 + D_z\, \partial^2C/\partial Z^2 + v\, \partial C/\partial Z = 0, \qquad (6)$$

где D_x и D_z – коэффициенты диффузии углерода вдоль осей X и Z соответственно; v – скорость движения границы раздела.

В отличие от классической модели, концентрационная волна на на фронте границы раздела (см. рис. 2) была представлена в виде начальных условий [7]:

$$C(X, \Delta Z) - C_s = B_0 + B_1\cos(\pi X/\Delta),$$

где $B_0 = (C'_ц + C'_ф)/2 - C_s$, $B_1 = (C'_ц - C'_ф)/2$.

В этой модели перлитного превращения решение уравнения диффузии получено в виде:

$$C(X,Z') - C_s = B_0\exp(\lambda_0 Z') + B_1\exp(\lambda_1 Z')\cos(\pi X/\Delta), \qquad (7)$$

где $Z' = Z - \Delta Z$, $\lambda_0 = -v/D_z$;

$\lambda_1 = -v/2D_z - \sqrt{(v/2D_z)^2 + \pi^2/\Delta Z^2}$,

$\Delta Z^2 = D_z\,\Delta^2/D_x$, $\Delta = S_0/2$.

Однако в этой модели значения для S_0 и v могут быть получены только с учетом дополнительных предположений, изложенных ниже.

Зенер получил выражение для скорости роста перлита основываясь, главным образом, на соображениях размерности и некоторых физико-химических принципах [25]. Им была обоснована наиболее общая зависимость скорости роста перлита от температуры:

$$v \sim \Delta T^2 exp(-Q/RT) \qquad (8)$$

Развитие модели Зенера было выполнено Хиллертом с учетом условий равновесия, определяемых поверхностной свободной энергией [21].

Экспериментальные результаты показывают, однако, что измеренные значения межпластиночного расстояния перлита значительно больше тех значений, которые дают модели Зенера и Хиллерта [14].

Исходя из этого Онзагер выдвинул предположение, что фактором, определяющим скорость роста перлита, является диффузия в ферритной фазе, а Тарнбалл рассматривал диффузию по границам колоний.

Кан установил, что при этом нельзя достичь равновесного перераспределения компонентов в перлите, однако можно рассчитать скорость роста и степень перераспределения компонентов, если известно расстояние между пластинами [17]. Однако требуется еще какой-либо физический принцип, чтобы зафиксировать это расстояние.

В работах авторов [7;8] в качестве такого принципа был использован закон сохранения энергии при превращении аустенита и диффузионного баланса углерода. В результате получено характеристическое уравнение второй степени относительно толщины перлита $\Delta = S_0/2$:

$$(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_x/\Delta^2 = \alpha\,(T - T_c) - C\gamma dT/dt\,. \quad (9)$$

Из уравнения (9) вытекает выражение, характеризующее межпластиночное расстояние перлита

$$S_0 = 2\sqrt{[(\sim_1 + \sim_2)q¥D_x]/(\sim\Delta T)} \quad (10)$$

где $\Delta T = T - T_c$ - разность температур образца и среды; $dT/\ dt$ – скорость охлаждения образца; α – коэффициент теплопередачи; q – удельное количество теплоты, выделяемое при образовании перлита; γ – плотность железоуглеродистого сплава; α_1 и α_2 – концентрационные коэффициенты.

Из уравнения (10) следует, что межпластиночное расстояние зависит от коэффициента диффузии углерода вдоль оси X, переохлаждения сплава ΔT и концентрационных коэффициентов α_1 и α_2.

Окончательное расчетное выражение для межпластиночного расстояния имеет вид:

при $\Delta T > \Delta T_0$

$$\lg S_0 = K_1 - 0{,}5 \lg \Delta T - 0{,}4343Q/2RT;$$

при $\Delta T \le \Delta T_0$

$$\lg S_0 = K_2 - 0{,}4343Q/2RT, \quad (11)$$

где K_1 и K_2 – некоторые постоянные величины ($K_2 = K_1 - 0{,}5 \lg \Delta T_0$);

ΔT_0 – точка “сшивки” уравнений.

Расчетная зависимость и экспериментальные значения величины межпластиночного расстояния перлита от степени переохлаждения сталей с 0,78 и 0,8 %C при эвтектоидном превращении по данным работ [7;8] приведены на рисунке 3.

Наблюдается достаточное совпадение расчетных данных с экспериментальными, что свидетельствует об адекватности предложенной авторами расчетной модели образования перлита.

В этой же работе получено следующее выражение для скорости роста перлита:

$$v = \sqrt{\sim(\sim_1 + \sim_2)\Delta T D_z / q¥} \quad (12)$$

После подстановки выражения для коэффициента диффузии, как функции температуры, температурная зависимость для скорости роста перлита найдена в виде:

$$v = \Delta T\sqrt{\sim\sim' A\exp(-Q/R(T_э - \Delta T))/q¥}, \quad (13)$$

где учтено, что диффузия углерода происходит в изотермических условиях при температуре $T_э - \Delta T$ [здесь $T_э$ = 996 K – равновесная температура эвтектоидного превращения, R = 8,314 Дж/(моль·К)].

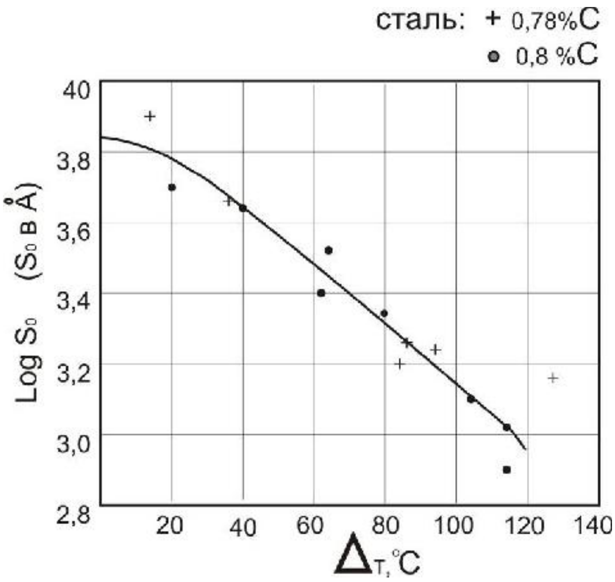

Рис. 3. Зависимость межпластиночного расстояния So от степени переохлаждения ΔT эвтектоидной стали [8]

Согласно построенной авторами модели, скорость роста перлита в направлении оси X имеет максимальное значение при переохлаждении ΔT = 149,3 ºC, если считать, что диффузия углерода происходит в феррите. В направлении оси Z скорость роста перлита имеет теоретически максимальное значение при переохлаждении ΔT = 99,6 ºC, если рассматривать диффузию в аустените.

Отметим, что максимум на экспериментальной зависимости скорости роста перлита с большей степенью точности описывается диффузией углерода в феррите, чем в аустените, что соответствует гипотезе Онзагера.

Дальнейшее развитие диффузионных моделей перлитного превращения предполагает оценку влияния легирующих элементов и перекрестных коэффициентов в уравнениях диффузии и баланса энергии на параметры процесса.

2. Диффузионные модели распада аустенита, учитывающие образование бейнита

Обычно в литературе рассматривались диффузионные модели эвтектоидного превращения аустенита. Вместе с тем известно промежуточное превращение аустенита в углеродистой стали, приводящее к образованию новой структурной составляющей – бейнита [18].

На диаграммах превращения аустенита в углеродистых сталях не наблюдается разделения областей – перлитной и промежуточной, но бейнит обнаруживается по характерной микроструктуре и свойствам продуктов превращения [1; 19].

Низкие значения скорости роста кристаллов α-фазы и их зависимость от температуры свидетельствуют о том, что скорость роста контролируется диффузионным отводом углерода в аустенит [1], т.е. образование бейнита происходит в результате диффузионного распада аустенита. Л. Н. Александровым и Б. Я. Любовым построена модель роста кристаллов бейнита с учетом диффузии углерода в поле структурных напряжений [1]. На основании выполненных расчетов авторы делают вывод, что верхний бейнит образуется при лимитирующей роли преимущественно диффузии, а нижний - при превалирующей роли дрейфа. Однако построенная ими модель не объясняет существование двух структурных составляющих – перлита и бейнита – в одном интервале температур.

В работах [5; 9] авторами разработана диффузионная модель превращения аустенита в железоуглеродистом сплаве эвтектоидного состава, учитывающая величину энергии расходуемой на образование межфазовых границ раздела α-фаза – цементит.

Часть энергии, затрачиваемой на образование межфазовой границы, была представлена в виде [5; 9]:

$dWm = \sigma\,\Delta\,dZ$,где σ – свободная энергия единицы поверхности раздела фаз.

В этом случае характеристическое уравнение системы имеет следующий вид:

$$(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_x/\Delta - \sigma(\alpha_1 + \alpha_2)D_x/\Delta^2 - \Delta\alpha\Delta T = 0.(14)$$

Уравнение (14) было представлено в виде:

$$\Delta^3 - \Delta_0^2\Delta + \Delta_0^2\Delta m = 0, \qquad (15)$$

где $\Delta_0 = \sqrt{(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_x]/\alpha\Delta T} = S_0/2$;

$\Delta m = \sigma/q\gamma$ – характерный размер диффузионного межфазового расстояния.

При $\Delta m \to 0$, как и следует ожидать, решение уравнения (15) $\Delta = \Delta_0$. Получаем решение для перлитного превращения аустенита. Если $\Delta m \neq 0$, необходимо искать корни уравнения (15) 3-й степени.

Решая уравнение состояния (15) авторы установили, что в рассматриваемой системе возможно протекание двух диффузионных превращений аустенита: одного с межпластинчатым расстоянием, близким к Δ_0 – перлитное превращение. Второе диффузионное превращение идет с путями диффузии, близкими к Δm, и может быть трактовано как бейнитное превращение [9].

В работе [5] оценено количество перлита и бейнита в структуре сплава.

Образование нижнего бейнита, в соответствии с данной моделью, идет в интервале температур 74,7 ºС и при 377,1 ºС его количество достигает наибольшего значения.

Основываясь на результатах, полученных в работах [20-24], можно сделать вывод, что перлит и верхний бейнит образуются в результате прерывистого распада аустенита. Нижний бейнит представляет собой структурную составляющую, в которой прерывистый распад аустенита подавлен, а диффузия углерода происходит на расстояния менее Δm – характерного размера диффузионного межфазового расстояния.

Дальнейшее развитие этой модели позволило авторам теоретически описать превращение аустенита в железоуглеродистых сплавах, состав которых отличается от эвтектоидного.

В работах [3; 4] авторами теоретически рассмотрен процесс $\gamma \to \alpha$-превращения доэвтектоидной стали. Температурный интервал, при котором происходит превращение, зависит от содержания углерода в сплаве и величины переохлаждения ($\Delta T_п$) аустенита ниже температуры Ac_3 на линии *GS* диаграммы состояния системы Fe – C (рис. 4).

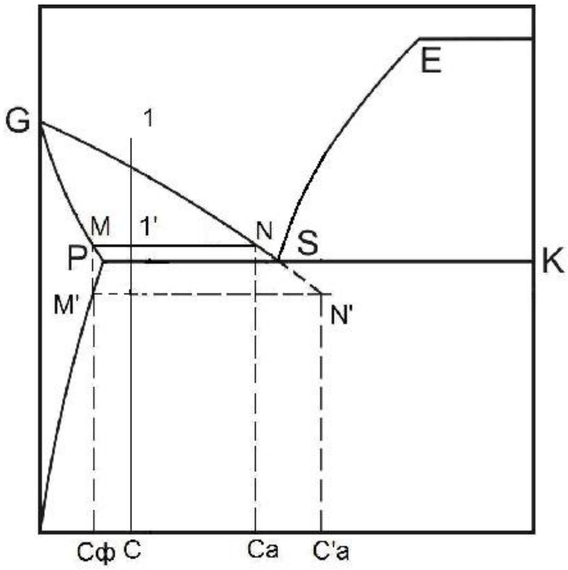

Рис. 4. Схема γ→α-превращения в доэвтектоидной стали x3z

Для такой системы была применена разрабатываемая авторами методика анализа диффузионных превращений. Характеристическое уравнение, описывающее γ→α-превращение, получено в виде:

$$\Delta^3(\alpha\Delta T - C\gamma dT/dt) - \alpha_1 q\gamma D_x\Delta + \sigma\alpha_1 D_x = 0 \quad (16)$$

Из него следует, что размер ферритных частиц D = 2Δ зависит от разности температур Δ*T* и скорости охлаждения сплава *dT/dt*, т.е. изменяется во времени. Решая уравнение (17), авторы сделали вывод, что в рассматриваемой системе возможно образование двух продуктов превращения аустенита в феррит: одного с размером частиц, близким к a_0 – обычный, а также видманштеттовый феррит. Второй продукт превращения образуется в результате диффузионного процесса с малыми путями диффузии, близкими к а*m* (см. уравнение 15), и представляет собой низкоуглеродистый бейнит (или игольчатый феррит) [24].

В работе [3] были найдены теоретические зависимости кинетических параметров *dX/dt* и a_0 от величины переохлаждения:

$$dX/dt = \Delta T\sqrt{\sim\sim' A\exp(-Q/R(T_э - \Delta T)/q¥)}, \quad (17)$$

где учтено, что диффузия углерода происходит в при температуре $T_э - \Delta T$ [здесь $T_э$–равновесная температура γ→α-превращения].

Уравнение (17) описывает температурную зависимость скорости роста продуктов превращения от величины переохлаждения сплава.

Согласно построенной модели, скорость роста α-фазы при γ→α-превращении имеет максимальное значение при переохлаждении Δ*T* ≈ *200 ºС*, если считать, что диффузия углерода происходит в α-фазе (рис. 5).

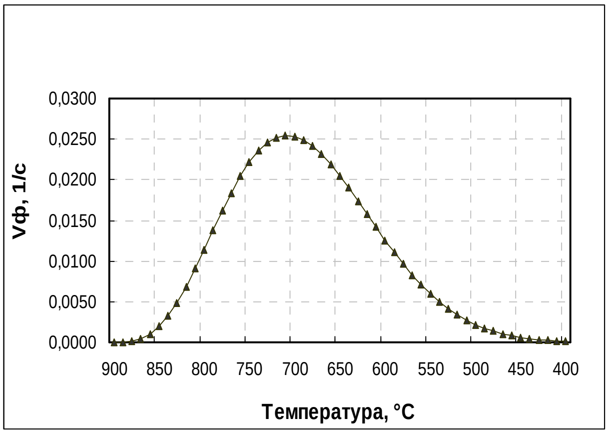

Рис 5. Расчетная зависимость скорости роста α-фазы Vф от температуры стали с 0,13 % С

Уравнение (17) в большей степени соответствует модели Уэрта-Зенера (переохлаждение Δ*T* в степени n=1), чем моделям Кана и Хиллерта для роста видманштеттова феррита (n = 2) [11; 21]. Существенное отличие состоит в том, что энергия активации превращения равна фактически половине энергии активации диффузии углерода. В работе [3] авторы оценили количество и размер структурных составляющих образующихся при переохлаждении стали.

В точке конца ферритного превращения Δm = 0,384 Δ'_0, где Δ'_0 – толщина пластин верхнего бейнита при этой температуре:

Δ'_0 =777,6 нм; S'_0= 1,56 мкм.

Такой толщине пластин бейнита соответствует температура превращения:

$T_{Фк}$ = 856,0 ºK ≈ 583,8 ºC.

При Δm = 0,1Δ_0 в структуре стали образуется примерно 1,0 % бейнита, чему соответствует расчетная температура:

$T_{Бв}$ = 917 ºK ≈ 644,8 ºC.

Это соответствует экспериментальным данным, полученным для низкоуглеродистых сталей [19; 24].

Следовательно, развиваемая авторами диффузионная модель превращения аустенита позволила объяснить образование различных структурных составляющих в сталях в интервале температур [2].

Выводы.

1. Важной кинетической характеристикой процесса превращения аустенита является скорость роста перлита *v*. Величина скорости роста была получена Мейлом [14] в виде: $v = KS_0^{-1}$. В работах [7; 14; 20] получены решения уравнения диффузии углерода в аустените, позволяющие определить величину коэффициента K с разной степенью точности.

2. В работах [7;8] найдена расчетная зависимость $S_0 \sim \sqrt{D_x / \Delta T}$, которая совпадает с достаточной точностью с экспериментальными значениями величины межпластиночного расстояния перлита.

3. В публикациях [5;9] авторами разработана диффузионная модель превращения аустенита в железоуглеродистом сплаве эвтектоидного состава, объясняющая существование двух структурных составляющих – перлита и бейнита – в одном промежуточном интервале температур.

4. Основываясь на результатах, полученных в работах [20-23], можно сделать вывод о том, что верхний бейнит образуется в результате прерывистого распада аустенита в промежуточной области температур. Нижний бейнит представляет собой структурную составляющую, в которой прерывистый распад аустенита подавлен, а диффузия углерода происходит на расстояния менее Δm – характерного размера диффузионного межфазового расстояния [5].

5. В развитие этих представлений авторами в даннной статье предложена диффузионная модель $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения в доэвтектоидной стали, которая описывает образование первичного феррита а также верхнего и нижнего бейнита в структуре стали. Теоретически найдена температурная зависимость скорости роста α-фазы от величины переохлаждения стали $v \sim \Delta T \; exp(-Q / 2RT)$, имеющая максимум при переохлаждении около 200 ºC .

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Александров Л. Н. Рост кристаллов бейнита / Л. Н. Александров, Б. Я. Любов // Доклады АН СССР. – 1963. – Т. 151. – № 3. – С. 552-556.
2. Бобырь С. В. Модели и характеристики прерывистого превращения аустенита в железоуглеродистых сплавах / С. В. Бобырь, В. И. Большаков // Успехи физики металлов. – 2014. – Т. 15. – № 3. – С. 145-172. – Библиогр. : 41 назв.
3. Бобырь С. В. Диффузионная модель аустенито-ферритного превращения в низкоуглеродистой стали / С. В. Бобырь, В. И. Большаков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. – № 1. – С. 21-26.
4. Бобырь С. В. Диффузионная модель превращения аустенита в феррит в доэвтектоидной стали в изотермических условиях / С. В. Бобырь // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : сб. науч. тр. / ІЧМ НАН України. – Вып. 18. – Дніпропетровськ, 2008. – С. 257-265.
5. Бобырь С. В. Механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения эвтектоидного состава железоуглеродистого сплава в изотермических условиях / С. В. Бобырь // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : сб. науч. тр. / ІЧМ НАН України. – Вып. 13. – Днепропетровск, 2006 – С. 241-249.
6. Бобырь С. В. Простая диффузионная модель эвтектоидного превращения аустенита в пластинчатый перлит // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. / ГВУЗ «Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры». – Днепропетровск, 2003. – Вып. 22, Ч. 2. – С. 60-64.
7. Бобырь С. В. Точное решение дифузионной задачи по образованию пластинчатого перлита в железоуглеродистых сплавах / С. В. Бобырь // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб.

науч. тр. / ГВУЗ «Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры» – Днепропетровск, 2004. – Вып. 26, Ч. 1. – С. 363-367.
8. Большаков В. И. Кинетические параметры образования перлита в железоуглеродистых сплавах / В. И. Большаков, С. В. Бобырь // Металознавство та термічна обробка металів : науков. та інформ. бюл. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2004. – № 8. – С. 11-15.
9. Большаков В. И. Теоретическое исследование $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в железоуглеродистом сплаве эвтектоидного состава в изотермических условиях / В. И. Большаков, С. В. Бобырь // Металознавство та термічна обробка металів : науков. та інформ. бюл. – Дніпропетровськ : ПДАБА, 2005. – № 2. – С. 27-33.
10. Большаков В. И. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности / В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин. – Москва : Металлургия, 1977. – 200 с. – Библиогр. : С. 194.
11. Кристиан Дж. Фазовые превращения / Дж. Кристиан // Физическое металловедение. Вып. 2. Фазовые превращения. Металлография. – Москва : Мир, 1968. – С. 227-346.
12. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – Москва : Наука, 1977. – 236 с.
13. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений / Б. Я. Любов. – Москва : Металлургия, 1969. – 263 с.
14. Мейл Р. Ф. Аустенитно-перлитное превращение / Роберт Ф. Мейл, Уильям К. Хагель // Успехи физики металлов. Т. 3. – Москва : Металлургиздат, 1960. – С. 88-156.
15. Миркин И. Л. Исследование эвтектоидной кристаллизации стали / И. Л. Миркин // Структура и свойства сталей и сплавов : XVIII сб. тр. Моск. ин-та стали им. И. В. Сталина. – Москва : Оборонгиз, 1941. – С. 5-158.
16. Перлит в углеродистых сталях / В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, К. Ю. Окишев, Т. И. Табатчикова, Ю. В. Хлебникова. – Екатеринбург : УрО РАН, 2006. – 311 с.
17. Счастливцев, В. М. Структура термически обработанной стали / В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева. – Москва : Металлургия, 1994. – 288 с.
18. Уманский Я. С. Физика металлов. Атомное строение металлов и сплавов : учебник / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков. – Москва : Атомиздат, 1978. – 352 с. : рис., табл.
19. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали / Р. И. Энтин. – Москва : ГНТИ, 1960. – 252 с.
20. Brandt W. H. Solution of the Diffusion Equation Applicable to the. Edgewise Growth of Pearlite / W. H. Brandt // Journal of Applied Physics. – 1945. – Vol. 16. – Issue 3. – P. 139-146.
21. Hillert M. Role of interfacial energy during solid-state phase transformations / M. Hillert // Jernkontorets Annaler. – 1957. – Vol. 41. – № 11. – P. 757-789.
22. Hull F. C. The structure of pearlite / F.C. Hull, Robert F. Mehl // Trans Am. Soc. Met. – 1942. – Vol. 30. – P. 380-425.
23. Mehl R. F. The physics of hardenability. The mechanism and rate of decomposition of austenite / Robert F. Mehl // Hardenability of Alloy Steels : ASM symposium. – Cleveland, Ohio, 1938. – P. 1-65.
24. Effect of cooling rate on the microstructure of C-Mn steel inoculated by Al-Ti-N / D. Zotov, O. Uzlov, V. Bolshakov, A. Weiss, P. R. Sheller // Proceeding of Proc. Of he 59th Int. Confreiberger Forschungsforum Berg- und Hüttenmännischer Tag, Germany, 11-13 July, 2008. – Freiberg, 2008. – P. 238-246.
25. Zener C. Kinetics of decomposition of Austenite / Clarence M. Zener // Trans. AIME. – 1946. – Vol. 167. – P. 550-595.

REFERENCES

1. Aleksandrov L. N., Lyubov B. Ya. *Rost kristallov beynita* [Growth of crystals of bainite]. *Doklady AN SSSR* – Reports of AS USSR. 1963, vol. 151, no. 3, pp. 552-556. (in Russian).
2. Bobyr' S. V., Bol'shakov V. I. *Modeli i kharakteristiki preryvistogo prevrascheniya austenita v zhelezouglerodistykh splavakh* [Models and characteristics of discontinuous transformation of austenite into zhelezouglerodistyh alloys]. *Uspekhi fiziki metallov* – The success of Metal Physics. 2014, vol. 15, no. 3, pp. 145-172. (in Russian).
3. Bobyr' S. V., Bol'shakov V. I. *Diffuzionnaya model' austenito-ferritnogo prevrascheniya v nizkouglerodistoj stali* [Diffusion model of austenite-ferrite transformation in low carbon steel]. *Novi materiali i tekhnologiї v metalurgiї ta mashinobuduvanni* – New materials and technologies in metallurgy and machine building. 2012, no. 1. pp. 21-26. (in Russian).
4. Bobyr' S. V. *Diffuzionnaya model' prevrascheniya austenita v ferrit v doevtektoidnoj stali v izotermicheskikh usloviyakh* [Diffusion model of transformation of austenite to ferrite in doevtektoidnoy steel under isothermal conditions]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii* - Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. IChM NAN Ukrainy - IFM NAS of Ukraine. Dnipropetrovsk, 2008, no. 18, pp. 257-265. (in Russian).
5. Bobyr' S. V. *Mekhanizm $\gamma \rightarrow \alpha$ prevrascheniya evtektoidnogo sostava zhelezouglerodistogo splava v izotermicheskikh usloviyakh* [Mechanism $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation of eutectoid composition of the iron-carbon alloy in isother-

mal conditions]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii*- Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy. IChM NAN Ukrainy - IFM NAS of Ukraine. Dnepropetrovsk, 2008, no. 13, pp. 241-249. (in Russian).

6. Bobyr' S. V. *Prostaya diffuzionnaya model' evtektoidnogo prevrascheniya austenita v plastinchaty perlit* [Simple diffusion model of eutectoid transformation of austenite into perlite plate]. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie* – Construction, materials science, mechanical engineering, PGASA. Dnepropetrovsk, 2003, no. 22, pp. 60-64. (in Russian).
7. Bobyr' S. V. *Tochnoe reshenie difuzionnoy zadachi po obrazovaniyu plastinchatogo perlita v zhelezouglerodistykh splavakh* [Exact solution of diffusive problem of the formation of lamellar pearlite in the iron-carbon alloys]. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie* – Construction, materials science, mechanical engineering, PGASA. Dnepropetrovsk, 2004, no. 26, pp. 363-367. (in Russian).
8. Bol'shakov V. I., Bobyr' S. V. *Kineticheskie parametry obrazovaniya perlita v zhelezouglerodistykh splavakh* [Kinetic parameters of pearlite formation in iron-carbon alloys]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* – Metallurgy and heat treatment of metals. Dnipropetrovsk, PDABA, 2004, no. 8, pp. 11-15. (in Russian).
9. Bol'shakov V. I., Bobyr' S. V. *Teoreticheskoe issledovanie γ → α prevrascheniya v zhelezouglerodistom splave evtektoidnogo sostava v izotermicheskikh usloviyakh* [Theoretical study of γ → α transformation in iron-carbon alloys eutectoid structure in isothermal conditions]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* - Metallurgy and heat treatment of metals. Dnipropetrovsk, PDABA, 2005, no. 2, pp. 27-33. (in Russian).
10. Bol'shakov V. I., Starodubov K. F., Tylkin M. A. *Termicheskaya obrabotka stroitel'noy stali povyshennoj prochnosti* [Thermal processing of construction high-strength steel]. *Metallurgiya*- Metallurgy. 1977. 200 p. (in Russian).
11. Kristian Dzh. *Fazovye prevrascheniya* [Phase transformations]. *Fizicheskoe metallovedenie* - Physical metallurgy. No. 2, *Fazovye prevrascheniya. Metallografiya* – Phase transformations. Metallography. Moskow, Mir, 1968, pp. 227-346. (in Russian).
12. Kurdyumov G. V., Utevskiy L. M., Entin R. I. *Prevrascheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moskow, Nauka, 1977. 236 p. (in Russian).
13. Lyubov B. YA. *Kineticheskaya teoriya fazovykh prevrascheniy* [Kinetic theory of phase transitions]. Moskow, Metallurgiya, 1969. 263p. (in Russian).
14. Meyl R. F., Khagel' U. K. *Austenitno-perlitnoe prevraschenie* [Austenitic-pearlite transformation]. *Uspekhi fiziki metallov* - The success of Metal Physic. Moskow, Metallurgizdat, 1960, pp. 88-156. (in Russian).
15. Mirkin I. L. *Issledovanie evtektoidnoy kristallizatsii stali* [Research of eutectoid steel crystallization]. *Struktura i svojstva staley i splavov* – The structure and properties of steels and alloys. XVIII sb. tr. Mosk. in-ta stali im. I. V. Stalina. – XVIII Collection of papers of MIS named after I.V. Stalin. Moskow, Oborongiz, 1941, pp. 5-158. (in Russian).
16. Schastlivtsev V. M., Mirzaev D. A., Yakovleva I. L., Okishev K. Yu., Tabatchikova T. I., Khlebnikova Yu. V. *Perlit v uglerodistykh stalyakh* [Perlite in carbon steels]. Ekaterinburg, UrO RAN, 2006. 311 p. (in Russian).
17. Schastlivtsev V. M., Mirzaev D. A., Yakovleva I. L. *Struktura termicheski obrabotannoy stali* [Structure of thermally treated steel]. Moskow, Metallurgiya, 1994. 288 p. (in Russian).
18. Umanskiy Ya. S., Skakov Yu. A. *Fizika metallov. Atomnoe stroenie metallov i splavov* [Physics of metals. The atomic structure of metals and alloys]. Uchebnik-Manual. Moskow, Atomizdat, 1978. 352 p. (in Russian).
19. Entin R. I. *Prevrascheniya austenita v stali* [Transformation of austenite in steels]. Moskow, GNTI, 1960. 252 p.
20. Brandt W. H. Solution of the Diffusion Equation Applicable to the. Edgewise Growth of Pearlite .Journal of Applied Physics. 1945, vol. 16, no. 3, pp. 139-146.
21. Hillert M. Role of interfacial energy during solid-state phase transformations. Jern-kontorets Annaler. 1957, vol. 41, no. 11, pp. 757-789.
22. Hull F. C. Robert F. Mehl The structure of pearlite. Trans Am. Soc. Met. 1942. vol. 30, pp. 380-425.
23. Mehl R. F. The physics of hardenability. The mechanism and rate of decomposition of austenite / Robert F. Mehl // Hardenability of Alloy Steels : ASM symposium. Cleveland, Ohio, 1938, pp. 1-65.
24. Zotov D., Uzlov O., Bolshakov V., Weiss A., Sheller P. R. Effect of cooling rate on the microstructure of C-Mn steel inoculated by Al-Ti-N .Proceeding of Proc. Of he 59th Int. Confreiberger For-schungsforum Berg-und Hüttenmännischer Tag, Germany, 11-13 July, 2008. Freiberg, 2008, pp. 238-246.
25. Zener C. M. Kinetics of decomposition of Austenite Trans. AIME. 1946, vol. 16, pp. 550-595.

Статтья рекомендована до друку: 06.07.2015 р.
Рецензент д. фіз-мат. н. Башев В. Т.
Поступила в редколегію: 21.06.2015 р. Принята к печати: 25.06.2015 р.