

PACS numbers: 05.70.Ce, 05.70.Ln, 64.60.Ej, 64.70.kd, 64.75.Op, 66.30.J-, 81.10.Jt

Модели и характеристики прерывистого превращения аустенита в железоуглеродистых сплавах

С. В. Бобырь, В. И. Большаков*

*Институт чёрной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины,
пл. Акад. Стародубова, 1,
49050 Днепропетровск, Украина
*Приднепровская государственная академия строительства
и архитектуры,
ул. Чернышевского, 24^а,
49050 Днепропетровск, Украина*

Анализ значительного количества работ, посвящённых прерывистому превращению аустенита, позволяет определить основные характеристики такого превращения. Формирующаяся при прерывистом распаде аустенита пластинчатая структура (перлит) является термодинамически неустойчивой, так как имеет очень большую протяжённость межфазных границ. Перлит образуется в виде отдельных колоний, т.е. областей, в которых пластины α -железа и цементита приблизительно параллельны и в которых межпластинчатое расстояние (S_0) зависит от скорости охлаждения. Зенер предложил соотношение между межпластинчатым расстоянием и величиной переохлаждения стали $S_0 \propto \Delta T^{-1}$. Экспериментальные результаты показывают, однако, что измеренные значения межпластинчатого расстояния перлита значительно больше тех значений, которые даёт модель Зенера. Авторами найдена температурная зависимость межпластинчатого расстояния перлита от величины переохлаждения сплава в виде $S_0 \propto (D/\Delta T)^{1/2}$, 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 учёными 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 расчётов. Разрабатываемая авторами диффузионная модель прерывистого превращения аустенита позволила объяснить образование перлита и бейнита в железоуглеродистых сплавах в одном и том же интервале температур. Тео-

ретически найдена зависимость скорости роста α -фазы от величины переохлаждения стали в виде $v \propto \Delta T \exp\{-Q/(2RT)\}$.

Аналіза значної кількості праць, яких присвячено переривчастому перетворенню аустеніту, уможливорює визначити основні характеристики такого перетворення. Пластинчаста структура, що формується при переривчастому перетворенні аустеніту (перліт) є термодинамічно нестійкою, тому що має дуже значну протяжність міжфазних меж. Перліт утворюється у вигляді окремих колоній, тобто ділянок, в яких платівки α -заліза та цементиту приблизно паралельні та в яких міжплатівкова відстань (S_0) залежить від швидкості охолодження. Зенер запропонував співвідношення для міжплатівкової відстані, як функції величини переохладження криці у вигляді $S_0 \propto \Delta T^{-1}$. Експериментальні результати демонструють, однак, що виміряні значення міжплатівкової відстані перліту є значно більшими за тих, що пропонує Зенерів модель. Авторами знайдено температурну залежність для міжплатівкової відстані перліту, як функції величини переохладження стопу, у вигляді $S_0 \propto (D/\Delta T)^{1/2}$, що відповідає експериментальним даним. Важливою кінетичною характеристикою перетворення аустеніту є швидкість росту перліту v . Величину швидкості росту було одержано Мейлом у вигляді $v = KS_0^{-1}$. У наступних роботах вченими віднайдено різні розв'язки рівняння дифузії Карбону в аустеніті, які уможливили встановити значення коефіцієнту K та врахувати вплив додаткових факторів — структурних напружень (Б. Я. Любов), кількості неметалевих включень (В. Є. Ольшанецький), що підвищує точність розрахунків. Розроблений авторами дифузійний модель переривчастого перетворення аустеніту уможливив пояснити утворення перліту та бейніту в залізо-вуглецевих стопах в одному й тому ж інтервалі температур. Теоретично знайдено залежність швидкості росту α -фазы від величини переохладження криці у вигляді $v \propto \Delta T \exp\{-Q/(2RT)\}$.

The analysis of significant amount of works dealing with intermittent transformation of austenite allows determining the following basic characteristics of such transformation. The lamellar structure of perlite formed at intermittent transformation of austenite is thermodynamically unstable, since it has the very large extent of interphase boundaries. Perlite is formed as the separate colonies, *i.e.* areas, where α -iron and cementite plates are approximately parallel and interplate (interlamellar) distance (S_0) depends on cooling speed. Zener has suggested a relation for the interlamellar distance as a function of the steel overcooling value, $S_0 \propto \Delta T^{-1}$. The experimental results demonstrate, however, that the measured values of interlamellar distance of perlite are much larger than the values, which are proposed within the Zener model. The authors found the temperature dependence of interlamellar distance of perlite as a function of the overcooling value of alloy, $S_0 \propto (D/\Delta T)^{1/2}$, that is in agreement with experimental data. The growth rate of perlite v is an important kinetic characteristic of austenite transformation process. The value of the growth rate has been obtained by Mehl as $v = KS_0^{-1}$. In the subsequent works, the scientists found various solutions of equation for carbon diffu-

sion in austenite, which allow determining the value of the K -coefficient and to take into account effects of additional factors—structural strains (B. Ya. Lyubov), non-metallic inclusions (V. E. Ol'shanetskiy), herewith improving the accuracy of calculations. The authors develop the diffusion model of intermittent transformation of austenite, which allows explaining the formation of perlite and bainite in iron-carbon alloys in the same temperature interval. The temperature dependence of the growth rate of α -phase on the steel overcooling value is found theoretically as $v \propto \Delta T_{\text{exp}}\{-Q/(2RT)\}$.

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

(Получено 4 августа 2014 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Структура железоуглеродистых сплавов в значительной степени определяется кинетическими параметрами превращения аустенита. Поэтому изучение основных закономерностей превращения и теоретическое описание этих процессов имеет существенное значение в физическом металловедении.

Полиморфное превращение в нелегированном железе ниже критической точки происходит с большой скоростью и не связано с концентрационными изменениями [1]. 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, 3]. Следовательно, применяемые для описания распада аустенита теоретические модели с необходимостью должны учитывать диффузию углерода.

Известны два типа превращений, контролируемых диффузией: непрерывное и прерывистое (или ячеистое) превращения [3]. Прерывистое превращение связано с резким изменением состава фаз и образованием колоний или агрегатов из двух фаз.

Цель настоящей работы — выполнить обзор диффузионных моделей прерывистого превращения аустенита и определить его основные характеристики. Основное внимание будет уделено эвтектоидному распаду аустенита, другие превращения будут рассмотрены кратко.

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

При написании обзора авторы руководствовались определением ученика Г. В. Курдюмова известного металлофизика А. Л. Ройт-

бурда: «Отличительной особенностью научного поиска служит понимание сущности явления, которое может и должно быть выражено ясно и в простой форме» [4].

Авторы не претендуют на полноту обзора и готовы принять критические замечания в свой адрес.

2. ЭВТЕКТОИДНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА. БАЗОВЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Одним из наиболее изученных диффузионных превращений по прерывистому механизму является эвтектоидное превращение аустенита. Разработка теоретических основ эвтектоидного превращения аустенита была выполнена в работах К. Зенера и Хиллберта, Р. Ф. Мейла и У. К. Хагеля, Б. Я. Любова в 40-е–60-е годы XX-го столетия, а экспериментальные результаты приведены в классических работах И. Л. Миркина, Г. В. Курдюмова и Р. Ф. Мейла с сотрудниками. Эти исследования стали важным вкладом в новую отрасль знаний — физики металлов, которая за рубежом получила название физической металлургии.

Эвтектоидное превращение аустенита является одним из важнейших фазовых превращений, определяющих структуру и свойства сплавов на основе железа. При малом переохлаждении аустенита ниже температуры A_{c1} кристаллы феррита и цементита могут расти отдельно, образуя вырожденную структуру (анормальное превращение аустенита). Однако при увеличении переохлаждения возникают колонии перлита — пластинчатые феррито-цементитные агрегаты, структура которых обеспечивает, несмотря на проигрыш в свободной энергии (сильно развитая поверхность), большую скорость превращения благодаря сокращению путей диффузии при разделении концентраций [1].

Следует отметить, что формирующаяся при этом пластинчатая структура является термодинамически неустойчивой, так как имеет очень большую протяжённость межфазных границ [2].

Н. И. Беляев установил, что перлит образуется в виде отдельных колоний, т.е. областей, в которых пластины α -железа и цементита приблизительно параллельны и в которых межпластинчатое расстояние (S_0) зависит от скорости охлаждения [5].

В работах [6, 7] было показано, что перлит представляет собой бикристалл, образовавшийся в результате совместного (кооперативного) роста кристаллов феррита и цементита.

Величина S_0 перлита является наиболее важным его параметром, для большинства сталей не зависит от величины зерна аустенита и изменяется в пределах от 1000 до 100 нм (рис. 1) [1, 8].

При эвтектоидном распаде аустенита выигрыш в свободной энергии вследствие превращения аустенита в перлит должен

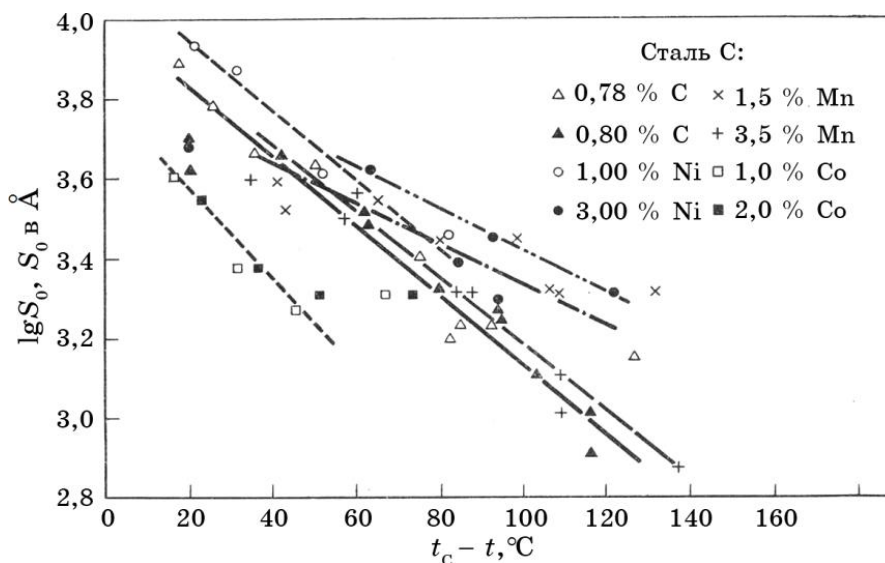


Рис. 1. Зависимость среднего межпластинчатого расстояния перлита от величины переохлаждения для сталей различного состава [1, 8].

быть достаточен для покрытия затрат на образование развитой поверхности раздела между ферритом и цементитом.

Исходя из этого, Зенер вывел соотношение:

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

где Q — тепловой эффект при превращении единицы массы аустенита; T — 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.

Как показано ещё в работе [9], кинетика перлитного превращения, как и других фазовых превращений, определяется скоростью зарождения центров превращения (с.з.ц. — n) и скоростью их роста (с.р. — ν) при данном переохлаждении. И. Л. Миркин установил связь между с.з.ц. и с.р., с одной стороны, и количеством превратившегося аустенита, с другой:

$$f(\tau) = 1 - \exp(-\pi n \nu^3 \tau^4 / 3), \quad (2)$$

где $f(\tau)$ — доля превратившегося аустенита; n — скорость зарождения центров; ν — скорость роста перлита; τ — время.

Важной кинетической характеристикой процесса превращения

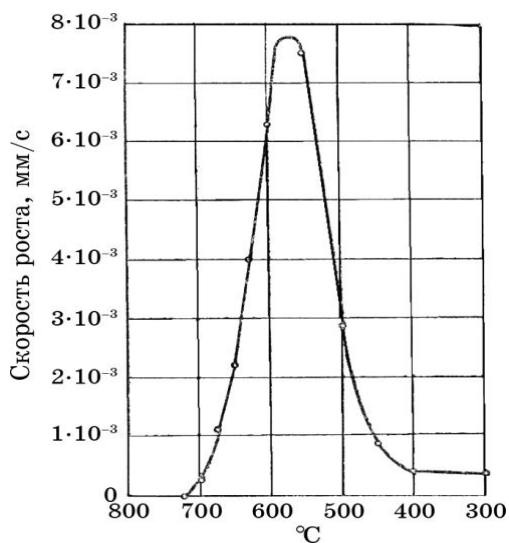


Рис. 2. Экспериментальная зависимость скорости роста перлита от степени переохлаждения после нагрева до 850°C [9].

является скорость роста перлита v , экспериментальное определение которой выполнено И. Л. Миркиным в работе [9] (рис. 2).

Последующие теоретические модели стремились объяснить эту экспериментальную зависимость, ограничиваясь рассмотрением торцевого роста перлита [8]. Хэлл и Мейл указали, что фактором, определяющим скорость роста в перпендикулярном направлении, являются скорости зарождения и роста параллельных пластин феррита и цементита [10], поэтому является вполне обоснованным положение, что скорости торцевого и бокового роста перлита

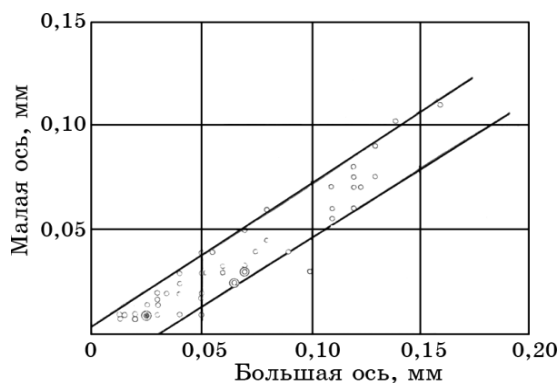


Рис. 3. Зависимость между торцевым и боковым ростом перлита. Большая ось направлена вдоль пластин перлита [8].

мало отличаются, так как колонии имеют почти равноосную форму (рис. 3) [8].

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 [11]. 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 [8, 11], что разность концентраций на движущейся поверхности раздела фаз может быть определена экстраполяцией до температур превращения γ -фазы (рис. 4).

При такой экстраполяции величину скорости роста можно представить, следуя Мейлу [8], соотношением:

$$v = KD_{\gamma C}/S_0, \tag{3}$$

где $D_{\gamma C}$ — коэффициент диффузии в γ -фазе; S_0 — межпластинчатое расстояние; K — коэффициент пропорциональности, в который входит разность концентраций $C'_\phi - C'_\psi$. C'_ψ — содержание углерода в аустените на границе с цементитом (точка пересечения продолжения линии SE с линией температуры превращения при переохлаждении), а на границе с ферритом — C'_ϕ (точка пересечения продолжения линии GS с линией температуры превращения при переохлаждении). Разность между этими концентрациями тем больше, чем ниже температура превращения сплава.

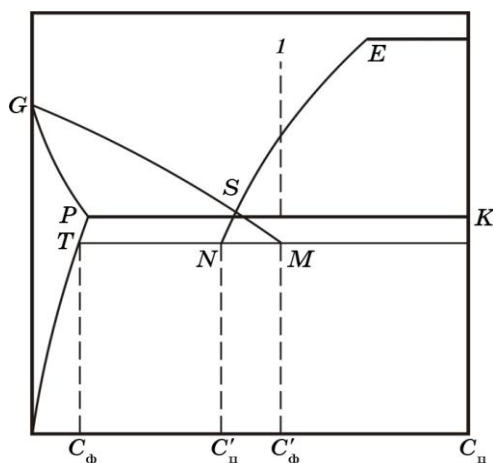


Рис. 4. Схема эвтектоидного превращения стали состава 1.

В этой модели совершенно не учитывается градиент концентрации углерода вблизи растущей поверхности. Более точные модели основаны на различных решениях уравнения диффузии углерода в аустените.

3. ДИФФУЗИОННЫЕ МОДЕЛИ ЭВТЕКТОИДНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Для более точного определения коэффициента K в уравнении (3) Брандт [12] решил уравнение диффузии углерода в аустените:

$$D_{\gamma C}(\partial^2 C / \partial X^2 + \partial^2 C / \partial Z^2) + v \partial C / \partial Z = 0, \quad (4)$$

где C — концентрация углерода в аустените; $D_{\gamma C}$ — 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 рис. 5.

Решение уравнения (4) может быть записано в виде бесконеч-

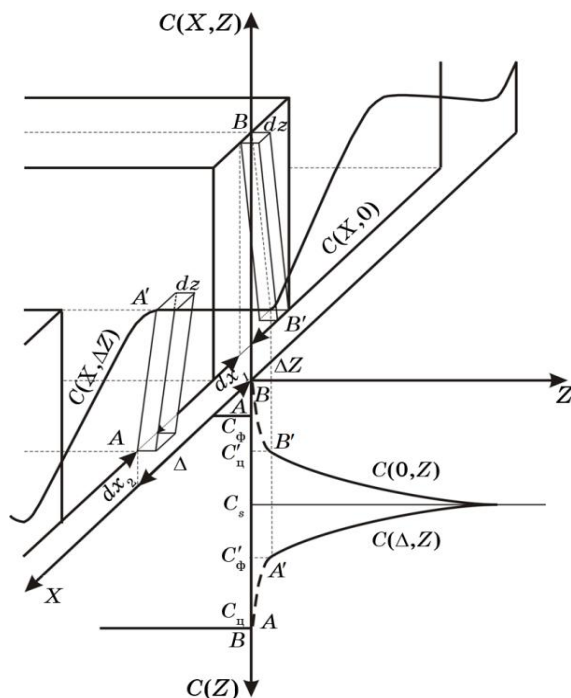


Рис. 5. Распределение углерода в системе аустенит–перлит.

ного ряда:

$$C - C_s = \sum_{n=0}^{\infty} B_n \exp(\lambda_n Z) \cos(\alpha_n X), \quad (5)$$

где C_s — концентрация углерода в аустените вдали от движущейся поверхности.

Используя первые два члена ряда в разложении (5), Брандт получил выражение, по виду совпадающее с (3), где K , однако, имело более сложное представление:

$$K = 4\pi(P^2 - 1)^{1/2}, \quad (6)$$

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

Б. Я. Любов нашёл более точное решение уравнение диффузии (4), представив распределение углерода в перлите в виде бесконечного ряда Фурье [2]. Он также в конечном результате получил зависимость вида (3), где коэффициент K имеет значение:

$$K = 4\pi/\alpha_0, \quad (7)$$

а α_0 находится из решения трансцендентного уравнения.

В работе [13] найдено решение диффузионного уравнения стационарного роста перлита с учётом отличия коэффициентов диффузии вдоль осей X и Z :

$$D_{xс} \partial^2 C / \partial X^2 + D_{zс} \partial C / \partial Z + v \partial C / \partial Z = 0, \quad (8)$$

где $D_{xс}$ и $D_{zс}$ — коэффициенты диффузии углерода вдоль осей X и Z соответственно; v — скорость движения границы раздела.

В отличие от классической модели, концентрационная волна на фронте границы раздела (см. рис. 5) была представлена в виде начальных условий [13, 14]:

$$C(X, \Delta Z) - C_s = B_0 + B_1 \cos(\pi X / \Delta), \quad (9)$$

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:

$$C(X, Z') - C_s = B_0 \exp(\lambda_0 Z') + B_1 \exp(\lambda_1 Z') \cos(\pi X / \Delta), \quad (10)$$

где $Z' = Z - \Delta Z$, $\lambda_0 = -v / D_{zс}$; $\lambda_1 = -v / 2D_{zс} - [\{v / (2D_{zс})\}^2 + \pi^2 / \Delta Z^2]^{1/2}$, $\Delta Z^2 = D_{zс} \Delta^2 / D_{xс}$, $\Delta = S_0 / 2$.

Однако в этой модели значения для S_0 и v могут быть получены только с учётом дополнительных предположений, изложенных ниже [15].

Зенер получил выражение для скорости роста перлита, основываясь, главным образом, на соображениях размерности и некоторых физико-химических принципах [16]. Им была обоснована наиболее общая зависимость скорости роста перлита от температуры:

$$v \cong \Delta T^2 \exp\{-Q/(RT)\}. \quad (11)$$

Развитие модели Зенера было выполнено Хиллертом с учётом условий равновесия, определяемых свободной поверхностной энергией [17].

Расчёты Хиллerta основаны на уточнённом в сравнении с представлениями Зенера подходе к оценке распределения атомов углерода вдоль фронта продольного роста перлитной колонии. Им была предложена следующая формула для расчёта скорости роста перлита:

$$v = \frac{D(c_0^{\gamma\alpha} - c_0^{\gamma\text{cem}})(S - S^c)}{aS^\alpha S^{\text{cem}}(c_{\text{cem}} - c_\alpha)}, \quad (12)$$

где параметры $c_0^{\gamma\alpha}$, $c_0^{\gamma\text{cem}}$ — равновесные концентрации углерода в аустените у поверхности раздела фаз аустенит/феррит и аустенит/цементит соответственно ($c_0^{\gamma\alpha} = 0,8 + 0,013(1000 - T)$, $c_0^{\gamma\text{cem}} = 0,8 - 0,002(1000 - T)$); a — коэффициент, равный 0,72; S^c — некоторая функция, зависящая от параметров границы (величин углов сопряжения и значений поверхностной энергии). При максимальной скорости роста при каждой температуре превращения $S^c = S/2$; S^α и S^{cem} — толщины пластинок феррита и цементита в перлите; c_{cem} та c_α — соответственно содержание углерода в цементе (6,67%) и феррите (0,02%) при 727°C.

Экспериментальные результаты показывают, однако, что измеренные значения межпластинчатого расстояния перлита значительно больше тех значений, которые дают модели Зенера и Хиллerta [18].

Исходя из этого Онзагер [19] выдвинул предположение, что фактором, определяющим скорость роста перлита, является диффузия в ферритной фазе, а Тарнбалл рассматривал диффузию по границам колоний [20]. Он предложил для скорости роста выражение следующего вида:

$$v = \frac{2D_r(c_0 - c_e)\lambda}{c_0 S^2}, \quad (13)$$

где D_r — коэффициент пограничной диффузии; c_0 — исходная концентрация легирующего элемента; c_e — равновесная концентрация; λ — толщина граничной прослойки.

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 [18]. Однако требуется ещё какой-либо физический принцип, чтобы зафиксировать это расстояние.

В работах [13, 21] 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 $\Delta = S_0/2$:

$$(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_{xc}/\Delta^2 = \alpha(T - T_c) - C\gamma dT/dt. \quad (14)$$

Из уравнения (14) вытекает выражение, характеризующее межпластинчатое расстояние перлита при неравновесном $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Ц}$ -превращении (Ц — цементит):

$$S_0 = 2\sqrt{[(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_{xc}]/[\alpha(T - T_c) - C\gamma dT/dt]}, \quad (15)$$

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.

Если превращение аустенита происходит в изотермических условиях, можно положить, что $dT/dt = 0$. В этом случае уравнение (13) приобретает следующий простой вид:

$$S_0 = 2\sqrt{[(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_{xc}]/(\alpha\Delta T)}. \quad (16)$$

Из уравнения (14) следует, что межпластинчатое расстояние зависит от коэффициента диффузии углерода вдоль оси X , переохладения сплава ΔT и концентрационных коэффициентов α_1 и α_2 . Сами же концентрационные коэффициенты также зависят от переохладения ΔT . При $\Delta T = 0$, $\alpha_1 + \alpha_2 = 0$. При увеличении переохладения концентрационные коэффициенты возрастают. Максимально возможное значение коэффициентов $\alpha_1 = 1$ и $\alpha_2 = 1$.

При малых ΔT можно записать приближённо:

$$\alpha_1 + \alpha_2 = \alpha'\Delta T, \quad (17)$$

где α' — некоторая постоянная величина.

Тогда при малом переохлаждении сплава ΔT :

$$S_0 = \sqrt{\alpha' q \gamma D_{xc} / \alpha}. \quad (18)$$

При большом переохлаждении $\alpha_1 + \alpha_2 \cong 2$ и $S_0 \propto (D_{xc} / \Delta T)^{1/2}$.

Окончательное расчётное выражение для межпластинчатого расстояния имеет вид:

$$\begin{aligned} \lg S_0 &= K_1 - 0,5 \lg \Delta T - 0,4343 Q / (2RT) \quad (\text{при } \Delta T > \Delta T_0), \\ \lg S_0 &= K_2 - 0,4343 Q / (2RT) \quad (\text{при } \Delta T \leq \Delta T_0), \end{aligned} \quad (19)$$

где K_1 и K_2 — некоторые постоянные величины ($K_2 = K_1 - 0,5 \lg \Delta T_0$); ΔT_0 — точка «сшивки» уравнений.

Расчётная зависимость и экспериментальные значения величины межпластинчатого расстояния перлита от степени переохлаждения сталей с 0,78% и 0,8% С при эвтектоидном превращении по данным работ [8, 21] приведены на рис. 6.

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

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

$$v = \sqrt{\alpha(\alpha_1 + \alpha_2) \Delta T D_{zc} / q \gamma}. \quad (20)$$

После подстановки выражения для коэффициента диффузии,

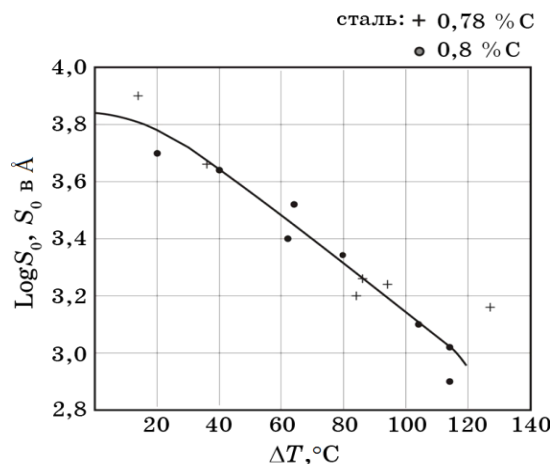


Рис. 6. Зависимость межпластинчатого расстояния S_0 от степени переохлаждения сплава ΔT [21].

как функции температуры, температурная зависимость для скорости роста перлита найдена в виде:

$$v = \Delta T \sqrt{\alpha \alpha' A \exp\{-Q/[R(T_0 - \Delta T)]\}/(q\gamma)}, \quad (21)$$

где учтено, что диффузия углерода происходит в изотермических условиях при температуре $T_0 - \Delta T$ (здесь $T_0 = 996 \text{ К}$ — равновесная температура эвтектоидного превращения, а универсальная газовая постоянная $R = 8,314 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$).

Согласно построенной авторами модели, скорость роста перлита в направлении оси X имеет максимальное значение при переохлаждении $\Delta T = 149,3^\circ\text{C}$, если считать, что диффузия углерода происходит в феррите. В направлении оси Z скорость роста перлита имеет теоретически максимальное значение при переохлаждении $\Delta T = 99,6^\circ\text{C}$, 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 [19].

В работах [23, 24] В. Е. Ольшанецкий разработал новую модель с учётом влияния свободной межкристаллитной энергии на скорость роста пластинчатых структур. Автором была создана теоретическая модель из двух типов зёрен, которые образовались в результате твёрдого двухфазного превращения матричной фазы. Кооперативный рост кристаллов такой двухфазной колонии представляет собой последовательную реализацию двух режимов: нестационарного (т.е. стадия искривления начальных круговых сегментов фаз фронта роста) и стационарного (когда весь составной фронт двухфазной колонии движется как одно целое).

Соответствующая расчётная формула для стационарного процесса имеет вид:

$$v = \frac{1}{3} m \left(P - \frac{2\gamma_{\text{ФЦ}}}{L} \right), \quad (22)$$

где m — микроскопическая подвижность фронта роста перлитной колонии, оценённая по Тарнбаллу [25]; P — движущая сила процесса, связанная с перекристаллизацией аустенита в фазовую смесь и меняющаяся с температурой [26]; $\gamma_{\text{ФЦ}}$ — удельная свободная энергия межфазной границы раздела феррит/цементит, которая с учётом определённой кристаллогеометрической связи этих фаз составляет приблизительно $2,38 \cdot 10^{-7} \text{ кал}/\text{см}^2$ [27], а L — характерное расстояние в перлите, которое по смыслу является в два раза меньшим, чем величина S_0 ($L = 1/2S_0$).

Данные по оценке скорости роста перлита, полученные экспе-

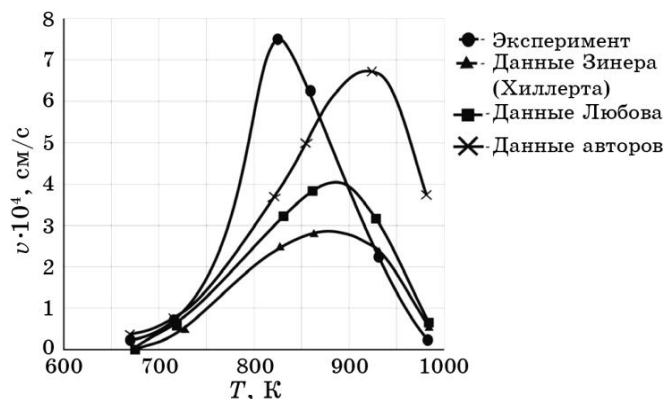


Рис. 7. Экспериментальные и расчётные скорости роста перлита в эвтектоидной стали [28].

риментальным путём [9], по формулам Любова (7), Хиллерта (12), и авторами работы [28], приведены на рисунке 7.

Анализ приведённых на рис. 7 результатов позволяет сделать вывод о том, что предложенные различными авторами методика расчёта скорости роста перлитных колоний требуют учёта дополнительных факторов.

Б. Я. Любов в качестве такого дополнительного фактора учёл влияние концентрационных напряжений, возникающих перед фронтом перлитного превращения [2]. Учёт влияния концентрационных напряжений значительно увеличивает расчётное значение скорости бокового роста перлитной колонии и приближает его к экспериментальному значению для высокочистой заэвтектоидной стали [29].

В работе [28] была предложена оценка скорости продольного роста перлита с учётом наличия подвижных и неподвижных частиц первичных неметаллических включений, которые присутствуют в любой углеродистой стали, например в эвтектоидной стали У8, на основе модели работы [24]. Авторами отмечено, что удельная свободная энергия границы раздела феррит/цементит является очень низкой (10 эрг/см²) по сравнению с энергиями границ раздела феррит/аустенит (550 эрг/см²) и цементит/аустенит (25 эрг/см²) [27]. Указанная значительная разница между энергиями $\gamma_{\text{ФЦ}}$ и $\gamma_{\text{ФА}}$ объясняется, скорее всего, более лучшим кристаллографическим сопряжением решёток на границе феррит–цементит (пластины феррита и цементита сопрягаются гранями (101)Ц и {112}Ф или (001)Ц и {125}Ф; соответствующие кристаллографические плоскости в решётках феррита и цементита имеют очень близкое строение). Это приводит к тому, что все включения первичной фазы должны располагаться преимущественно на гра-

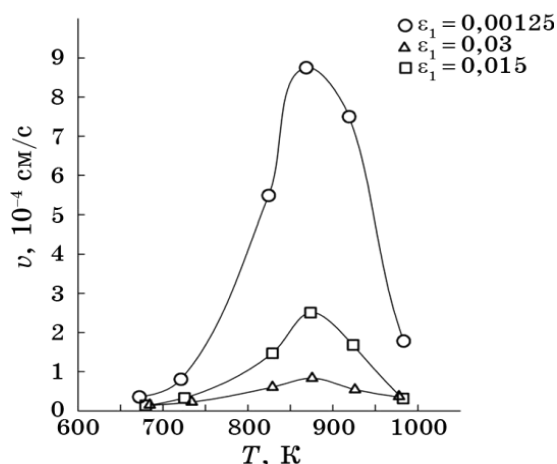


Рис. 8. Скорости роста перлитной колонии при наличии подвижных частиц на границах раздела Ф/А и Ц/А в зависимости от степени переохлаждения и величины фактора ε_1 [28].

ницах раздела цементит/аустенит и феррит/аустенит.

Влияние количества частиц (фактора ε_1) на скорость роста перлита приведено на рис. 8.

Учёт влияния частиц включений на скорость роста перлитной колонии позволил авторам работы [28] объяснить наличие резкого пика скорости на экспериментальной кривой. Однако величина переохлаждения, при которой наблюдается максимум скорости, в этой модели не соответствует экспериментальным данным (см. рис. 7).

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

4. ДИФФУЗИОННЫЕ МОДЕЛИ РАСПАДА АУСТЕНИТА, УЧИТЫВАЮЩИЕ ОБРАЗОВАНИЕ БЕЙНИТА

До сих пор рассматривались диффузионные модели эвтектоидного превращения аустенита. Вместе с тем известно промежуточное превращение аустенита в углеродистой стали, приводящее к образованию новой структурной составляющей — бейнита [22].

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, 35] (рис. 9, [30]).

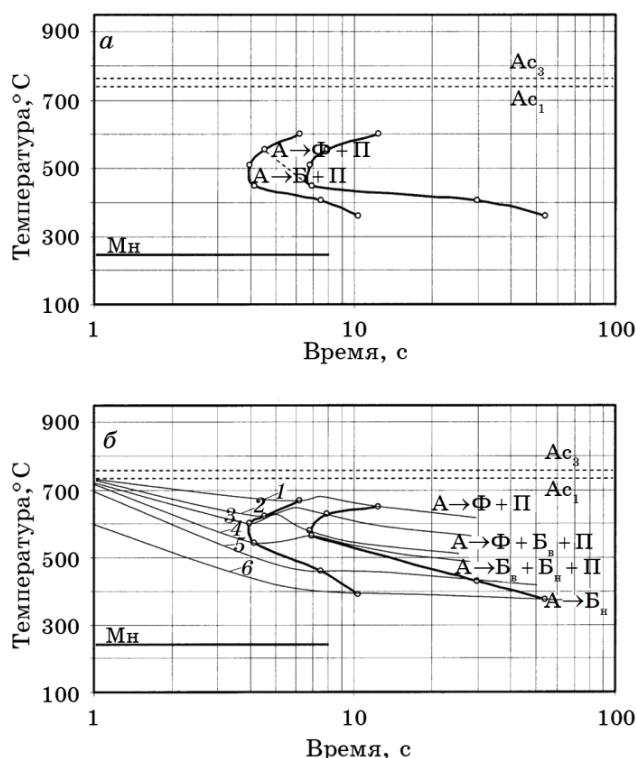


Рис. 9. Диаграммы распада аустенита углеродистой стали с 0,77% углерода, построенные без учёта (*a*) и с учётом (*б*) фактической температуры превращений [30]: 1 — 600°C; 2 — 550°C; 3 — 500°C; 4 — 450°C; 5 — 400°C; 6 — 350°C.

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. Любковым построена модель роста кристаллов бейнита с учётом диффузии углерода в поле структурных напряжений [31]. На основании выполненных расчётов авторы делают вывод о том, что верхний бейнит образуется при лимитирующей роли преимущественно диффузии, а нижний — при преобладающей роли дрейфа. Однако построенная ими модель не объясняет существование двух структурных составляющих — перлита и бейнита — в одном интервале температур.

В работах [32, 33] 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 [22, 32]:

$$dWm = \sigma\Delta dZ, \quad (23)$$

где σ — свободная энергия единицы поверхности раздела фаз.

В этом случае характеристическое уравнение системы имеет следующий вид:

$$(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_{xc}/\Delta - \sigma(\alpha_1 + \alpha_2)D_{xc}/\Delta^2 - \Delta\alpha\Delta T = 0. \quad (24)$$

Уравнение (24) было представлено в виде:

$$\Delta^3 - \Delta_0^2\Delta + \Delta_0^2\Delta m = 0, \quad (25)$$

где

$$\Delta_0 = \sqrt{(\alpha_1 + \alpha_2)q\gamma D_{xc}} / \alpha\Delta T = S_0/2; \quad (26)$$

$$\Delta m = \sigma/q\gamma \quad (27)$$

— характерный размер диффузионного межфазового расстояния.

При $\Delta m \rightarrow 0$, как и следует ожидать, решение уравнения (25)

— $\Delta = \Delta_0$.

Получаем решение для перлитного превращения аустенита.

Если $\Delta m \neq 0$, необходимо искать корни уравнения (25) третьей степени.

Решая уравнение состояния (25) авторы установили, что в рассматриваемой системе возможно протекание двух диффузионных превращений аустенита. Первое — перлитное превращение, с близким к Δ_0 межпластинчатым расстоянием. Второе диффузионное превращение идёт с близкими к Δm путями диффузии и может быть трактовано как бейнитное превращение [22].

В работе [33] оценено количество перлита и бейнита в структуре сплава.

С увеличением переохлаждения сплава, при котором $\Delta m = 0,2\Delta_0$, структура сплава состоит из $\cong 95,7$ частей перлита и $\cong 4,3$ частей верхнего бейнита. Дисперсность перлита возрастает (сорбитообразная структура), одновременно несколько увеличивается размер частиц бейнита.

Дальнейшее понижение температуры превращения приводит к увеличению доли бейнита в составе сплава; одновременно уменьшается межпластинчатое расстояние и количество перлита (троостита) в структуре сплава.

При $\Delta m \in [0,35\Delta_0; 0,38\Delta_0]$ в сплаве существует состояние из

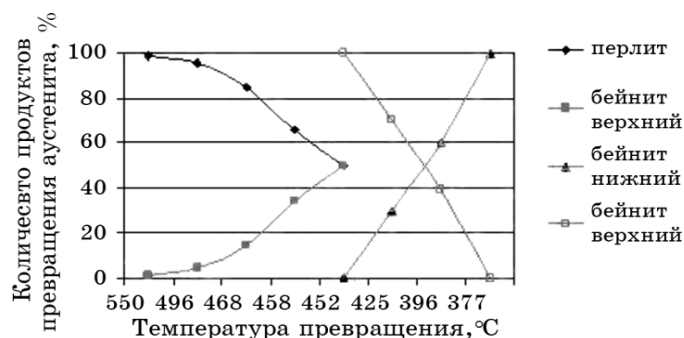


Рис. 10. Расчётная зависимость количества продуктов превращения аустенита от температуры в эвтектоидной стали [33].

двух дисперсных фаз с разной толщиной пластин. Это полностью подтверждают экспериментальные результаты (см. рис. 9), а также [34, 35] (область перлит + бейнит).

Дальнейшее понижение температуры превращения аустенита приводит к переходу в точке $\Delta t = 0,384\Delta_0$ в область превращения, при котором атомы перемещаются на расстояния $< \Delta_0$ и Δt , что характеризует нижний бейнит [35].

При снижении температуры превращения до значений, при которых $\Delta t \cong 1,4\Delta_0$, количество верхнего бейнита $C_{бв} = 0$, структура сплава состоит из нижнего бейнита и остаточного аустенита, тем самым определяя точку конца бейнитного и начала мартенситного превращения [35].

Образование нижнего бейнита, в соответствии с данной моделью, происходит в интервале температур $74,7^\circ\text{C}$, и при $377,1^\circ\text{C}$ его количество достигает наибольшего значения (рис. 10).

Приведённые на рис. 10 расчётные данные с достаточной степенью точности соответствуют экспериментальным, приведённым в работах [30, 34, 35].

Основываясь на результатах, полученных в работах [30–35], можно сделать вывод о том, 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 Δt — характерного размера диффузионного межфазового расстояния [32, 33].

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

В работах [36, 37] теоретически рассмотрен процесс $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения доэвтектоидной стали. Температурный интервал, при котором происходит превращение, зависит от содержания

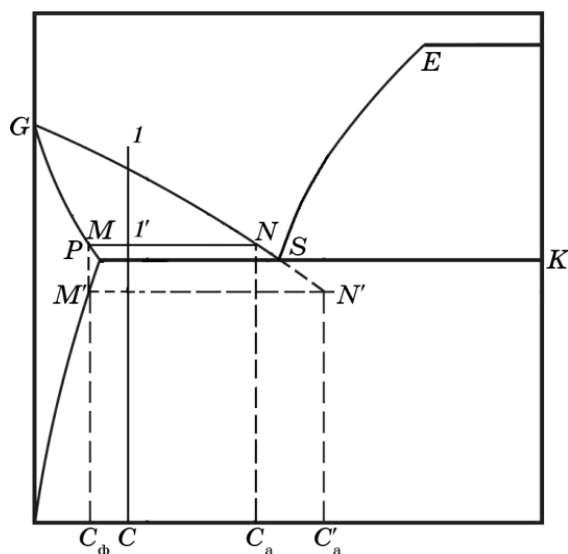


Рис. 11. Схема $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали [37].

углерода в сплаве и величины переохлаждения (ΔT_n) аустенита ниже температуры A_{c3} на линии GS -диаграммы состояния системы Fe-C (рис. 11).

Для теоретического анализа такой системы применена разрабатываемая авторами методика анализа прерывистых превращений. Характеристическое уравнение, описывающее $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, получено в виде:

$$\Delta^3(\alpha\Delta T - C\gamma dT/dt) - \alpha_1 q \gamma D_{xc} \Delta + \sigma \alpha_1 D_{xc} = 0. \quad (28)$$

Из него следует, что размер ферритных частиц $D = 2\Delta$ зависит от разности температур ΔT и скорости охлаждения сплава dT/dt , т.е. изменяется во времени.

Решая уравнение (26), авторы сделали вывод о том, что в рассматриваемой системе возможно образование двух продуктов превращения аустенита в феррит: одного с размером частиц, близким к Δ_0 — обычный, а также видманштеттовский феррит. Второй продукт превращения образуется в результате диффузионного процесса с малыми путями диффузии, близкими к Δm (см. (27)), и представляет собой низкоуглеродистый бейнит (или игольчатый феррит) [39].

В работе [36] были найдены теоретические зависимости кинетических параметров dX/dt и Δ_0 от величины переохлаждения.

$$dX/dt = \Delta T \sqrt{\alpha\alpha' A \exp\{-Q / [R(T_s - \Delta T)]\}} / (q\gamma), \quad (29)$$

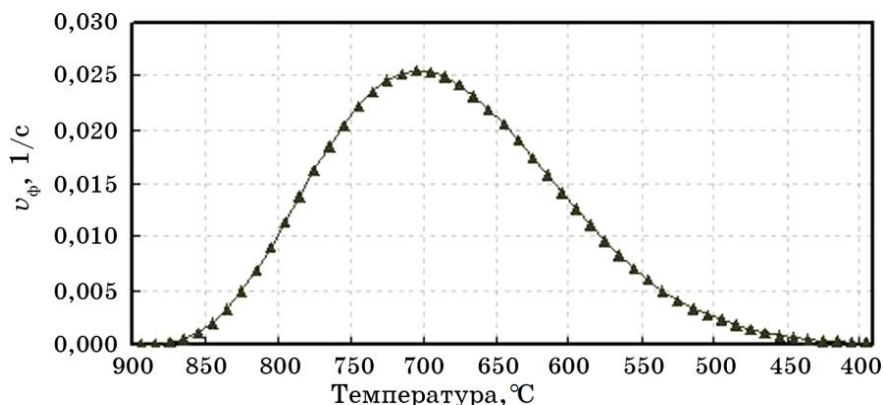


Рис 12. Расчётная зависимость скорости v_ϕ роста α -фазы от температуры стали с 0,13% С.

где учтено, что диффузия углерода происходит при температуре $T_s - \Delta T$ (здесь T_s — равновесная температура $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения).

Уравнение (29) описывает температурную зависимость скорости роста продуктов превращения от величины переохлаждения сплава.

Согласно построенной модели, скорость роста α -фазы при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении имеет максимальное значение при переохлаждении $\Delta T \approx 200^\circ\text{C}$, если считать, что диффузия углерода происходит в α -фазе (рис. 12).

Уравнение (29) в большей степени соответствует модели Уэрта–Зенера (переохлаждение ΔT в степени $n = 1$), чем моделям Кана и Хиллберта для роста видманштеттова феррита ($n = 2$) [35]. Существенное отличие состоит в том, что энергия активации превращения равна фактически половине энергии активации диффузии углерода.

В работе [37] оценили количество и размер структурных составляющих, образующихся при переохлаждении стали.

В точке конца ферритного превращения $\Delta m = 0,384\Delta'_0$, где Δ'_0 — толщина пластин верхнего бейнита при этой температуре:

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

Такой толщине пластин бейнита соответствует температура превращения:

$$T_{\text{Фк}} = 856,0 \text{ К} \approx 583,8^\circ\text{C}.$$

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

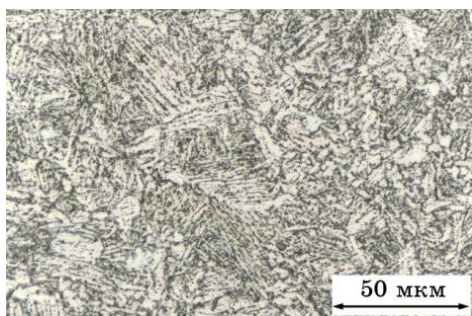


Рис. 13. Микроструктура низкоуглеродистой стали после изотермической закалки ($T = 600^\circ\text{C}$).

$$T_{\text{Бв}} = 917 \text{ К} \approx 644,8^\circ\text{C}.$$

Это соответствует экспериментальным данным, полученным для низкоуглеродистых сталей [40, 41]. Микроструктура низкоуглеродистой стали с 0,13% углерода, полученная при температуре изотермической выдержки $T = 600^\circ\text{C}$, приведена на рис. 13. Экспериментально измеренная толщина пластин верхнего бейнита составляет величину $1,33 \pm 0,25$ мкм, что соответствует расчётным значениям (1,56 мкм).

Следовательно, развиваемая авторами диффузионная модель превращения аустенита позволила объяснить образование различных структурных составляющих в сталях в одном промежуточном интервале температур.

5. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРЕРЫВИСТОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ

Анализ значительного количества работ, посвящённых диффузионному превращению аустенита, позволяет сформулировать следующие основные характеристики такого превращения.

В сталях и чугунах кинетика превращения аустенита во многом определяется диффузией углерода, что позволяет их отнести к превращениям, контролируемым диффузией [1–3]. Прерывистое превращение, как вид диффузионного превращения, связано с резким изменением состава фаз и образованием колоний или агрегатов из двух фаз [3].

При увеличении переохлаждения ниже линии A_{C1} происходит эвтектоидное превращение аустенита и возникают колонии перлита — пластинчатые феррито-цементитные агрегаты, структура которых обеспечивает, несмотря на проигрыш в свободной энер-

гии (сильно развитая поверхность), повышенную скорость превращения благодаря сокращению путей диффузии при разделении концентраций [1]. Формирующаяся при распаде аустенита пластинчатая структура является термодинамически неустойчивой, так как имеет очень большую протяжённость межфазных границ [2].

Перлит образуется в виде отдельных колоний, т.е. областей, в которых пластины α -железа и цементита приблизительно параллельны и в которых межпластинчатое расстояние (S_0) зависит от скорости охлаждения [5]. Зенер вывел соотношение между межпластинчатым расстоянием и величиной переохлаждения стали $S_0 \propto \Delta T^{-1}$ [16]. Развитие модели Зенера было выполнено Хиллертом с учётом условий равновесия, определяемых поверхностной свободной энергией [17].

Важной кинетической характеристикой процесса превращения аустенита является скорость роста перлита v . Величина скорости роста была получена Мейлом [8] в виде: $v = K S_0^{-1}$. Авторы работ [2, 12, 13] нашли решения уравнения диффузии углерода в аустените, позволяющие определить величину коэффициента K с разной степенью точности.

Зенер получил выражение для скорости роста перлита, основываясь, главным образом, на соображениях размерности и некоторых физико-химических принципах [16]. Им была обоснована наиболее общая зависимость скорости роста перлита от температуры:

$$v \propto \Delta T^2 \exp\{-Q/(RT)\}.$$

Экспериментальные результаты показывают, однако, что измеренные значения межпластинчатого расстояния перлита значительно больше тех значений, которые дают модели Зенера и Хиллерта [18].

Онзагер выдвинул предположение [19], что фактором, определяющим скорость роста перлита, является диффузия в ферритной фазе, а Тарнбалл рассматривал диффузию по границам колоний [20]. 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 [18]. Однако требуется ещё какой-либо физический принцип, чтобы зафиксировать это расстояние.

В работах [13, 21] в качестве такого принципа был использован закон сохранения энергии при превращении аустенита. Расчётная зависимость $S_0 \cong (D_{xc}/\Delta T)^{1/2}$ совпадает с достаточной точностью с экспериментальными значениями величины межпластинчатого расстояния перлита.

Сравнение экспериментальных данных с результатами расчётов позволяет сделать вывод о том, что предложенные различными авторами методики расчёта скорости роста перлитных колоний требуют учёта дополнительных факторов. Б. Я. Любов в качестве такого дополнительного фактора использовал концентрационные напряжения, возникающие перед фронтом перлитного превращения [2]. Учёт влияния концентрационных напряжений значительно увеличивает расчётное значение скорости бокового роста перлитной колонии и приближает его к экспериментальному значению для высокочистой заэвтектоидной стали [29].

Оценка влияния частиц включений на скорость роста перлитной колонии позволила авторам работы [28] объяснить наличие резкого пика скорости на экспериментальной кривой.

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]. Низкие значения скорости роста кристаллов α -фазы и их зависимость от температуры свидетельствуют о том, что скорость роста бейнита контролируется диффузионным отводом углерода в аустенит [22].

Л. Н. Александровым и Б. Я. Любовым построена модель роста кристаллов бейнита с учётом диффузии углерода в поле структурных напряжений [31]. На основании выполненных расчётов авторы показали, что верхний бейнит образуется при лимитирующей роли преимущественно диффузии, а нижний — при преобладающей роли дрейфа в поле напряжений.

В работах [32, 33] разработана диффузионная модель превращения аустенита в железоуглеродистом сплаве эвтектоидного состава, объясняющая существование двух структурных составляющих — перлита и бейнита — в одном промежуточном интервале температур. Основываясь на результатах, полученных в работах [22, 31–35], 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 расстоянии менее Δt — характерного размера диффузионного межфазового расстояния [32, 33].

В развитие этих представлений авторами работ [36, 37] 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 $v \cong \pi \Delta T \exp\{-Q/(2RT)\}$, имеющая максимум при переохлаждении около 200°C.

6. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, более чем за сто лет исследований диффузионного превращения аустенита учёными всего мира наработан значительный экспериментальный материал по кинетике такого превращения и построены теоретические модели, позволяющие объяснить зависимости кинетических параметров превращения от температуры и других факторов. Настоящий обзор был посвящён прерывистому превращению аустенита, которое сопровождается резким изменением состава фаз и образованием колоний или агрегатов из двух фаз, т.е. перлитному превращению и частично бейнитному превращению.

Можно условно выделить первый этап исследований прерывистого превращения аустенита, начавшийся в 20-е годы XX-го века, связанный с именами таких исследователей, как Беляев, Миркин и Садовский, Зенер, Мейл, Брандт, Тарнбалл, и завершившийся в 1960 г. обзором Мейля и Хагеля [8] и монографией Энтина [22]. Это этап экспериментального изучения аустенито-перлитного превращения и построения принципиальных теоретических моделей.

Второй этап исследований — примерно с 1960 г. по 2000 г. — определён работами Курдюмова и Стародубова с сотрудниками, Любова и Александрова, Хиллерта, Кана и Кристиана и условно завершён работами Попова [34], Счастливецова и Мирзаева [35, 41] и монографией Бгадешиа [39]. Это этап обобщения большого количества экспериментальных данных по кинетике превращения аустенита, включая бейнитное превращение и уточнения параметров моделей для их соответствия экспериментальным данным.

И, наконец, в III-м тысячелетии начался третий этап исследований диффузионного превращения аустенита, в который украинские учёные вносят посильный вклад, в какой-то мере отражённый в настоящей работе. На этом этапе будет достигнуто соответствие расчётных моделей экспериментальным результатам для легированных сталей и сплавов.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
2. Б. Я. Любов, *Кинетическая теория фазовых превращений* (Москва: Металлургия: 1969).
3. Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, *Физика металлов. Атомное строение металлов и сплавов: Учебник для вузов* (Москва: Атомиздат: 1978).
4. А. Л. Ройтбурд, *Академик Георгий Вячеславович Курдюмов. Страницы*

- жизни: Воспоминания* (Москва: Наука: 2004).
5. N. T. Belaiew, *Mineralogical Magazine*, No. 20: 173 (1924).
 6. C. Smith, *Trans. ASM*, **45**: 533 (1953).
 7. К. П. Бунин, Ю. К. Бунина, В. И. Мазур, *МиТОМ*, № 10: 6 (1971).
 8. Р. Ф. Мейл, У. К. Хагел, *Успехи физики металлов* (Москва: ГосНТИ: 1960), т. 3.
 9. И. Л. Миркин, *Труды Московского института стали. Сб. XVIII* (Москва: МИСиС: 1941).
 10. F. C. Hull and R. F. Mehl, *Trans. Amer. Soc. Metals*, **30**: 381 (1942).
 11. R. F. Mehl, *Hardenability of Alloy Steels* (Cleveland: Amer. Soc. Metals: 1938).
 12. W. H. Brandt, *J. Applied Physics*, **16**: 139 (1945).
 13. С. В. Бобырь, *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научных трудов* (Днепропетровск: ПГАСиА: 2004), вып. 26, ч. 1, с. 363.
 14. Ю. І. Ковальчик, М. І. Пашечко, *Евтектика IV: Збірка праць міжн. конф. (24–26 червня, 1997)* (Дніпропетровськ: ДМетАУ: 1997), с. 65.
 15. С. В. Бобырь, *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научных трудов* (Днепропетровск: ПГАСиА: 2003), вып. 22, ч. 2, с. 60.
 16. C. Zener, *Trans. AIME*, **167**: 513 (1946).
 17. M. Hillert, *Jerncontorets Ann.*, **141**, No. 11: 755 (1957).
 18. Дж. У. Кристьян, *Физическое материаловедение. Том 2. Фазовые превращения* (Москва: Мир: 1968).
 19. L. Önsager, *Phase Transformations in Solids: Conference* (Cornell, Ithaca, NY: Wiley: 1951), p. 37.
 20. D. Turnbull, *Acta Met.*, **3**: 43 (1955).
 21. В. И. Большаков, С. В. Бобырь, *МиТОМ*, № 8: 11 (2004).
 22. Р. И. Энтин, *Превращения аустенита в стали* (Москва: ГНТИ: 1960).
 23. В. Е. Ольшанецкий, *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, № 1: 14 (2002).
 24. В. Е. Ольшанецкий, *МиТОМ*, № 3: 3 (2003).
 25. Дж. Е. Бурке, Д. Тарнбалл, *Успехи физики металлов* (Москва: Металлургиздат: 1956), т. 1, с. 368.
 26. W. S. Hagel, G. M. Pound, and R. F. Mehl, *Acta Met.*, **4**: No. 1: 37 (1956).
 27. И. В. Салли, *Физические основы формирования структуры сплавов* (Москва: Металлургиздат: 1963).
 28. Ю. И. Кононенко, В. Е. Ольшанецкий, *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, № 1: 37 (2010).
 29. R. F. Mehl, F. C. Hull, and R. A. Coltun, *Trans. AIME*, **150**, No. 1: 185 (1942).
 30. А. Ю. Борисенко, М. Ф. Евсюков, Г. В. Левченко, *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научных трудов* (Днепропетровск: ПГАСА: 2005), вып. 32, ч. 1., с. 85.
 31. Л. Н. Александров, Б. Я. Любов, *ДАН СССР*, **151**, № 3: 552 (1963).
 32. В. И. Большаков, С. В. Бобырь, *Металознавство та термічна обробка металів: Науков. та інформ. бюл. ПДАБА* (Дніпропетровськ: ПДАБА: 2005), № 2: 27.
 33. С. В. Бобырь, *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научных трудов* (Днепропетровск: Изд. ИЧМ: 2006), вып. 13: 241.

34. Л. Е. Попова, А. А. Попов, *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана: Справочник термиста* (Москва: Metallurgia: 1991).
35. В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, К. Ю. Окишев, Т. И. Табатчикова, Ю. В. Хлебникова, *Перлит в углеродистых сталях* (Екатеринбург: УрО РАН: 2006).
36. С. В. Бобырь, *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научных трудов* (Киев: Наукова думка: 2008), вып. 18: 257.
37. С. В. Бобырь, В. И. Большаков, *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, № 1: 21 (2012).
38. В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин, *Термическая обработка строительной стали повышенной прочности* (Москва: Metallurgia: 1977).
39. H. D. K. N. Bhadeshia, *Bainite in Steels* (Cambridge: The University Press: 2001).
40. D. Zotov, O. Uzlov, V. Bolshakov, A. Weiss, and P. R. Sheller, *Proc. of the 59th Int. Conf. 'Freiberger Forschungsforum Berg- und Hüttenmännischer Tag (BHT-2008)' (11–13 July, 2008, Freiberg)*, p. 238.
41. В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, *Структура термически обработанной стали* (Москва: Metallurgia: 1994).

REFERENCES

1. G. V. Kurdyumov, L. M. Utevskiy, and R. Y. Ehntin, *Prevrashcheniya v Zheleze i Stali* [Transformations in Iron and Steel] (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
2. B. Ya. Lyubov, *Kineticheskaya Teoriya Fazovykh Prevrashcheniy* [Kinetic Theory of Phase Transformations] (Moscow: Metallurgiya: 1969) (in Russian).
3. Ya. S. Umanskiy and Yu. A. Skakov, *Fizika Metallov. Atomnoe Stroenie Metallov i Splavov: Uchebnik dlya Vuzov* [Physics of Metals. Atomic Structure of Metals and Alloys: Textbook for Universities] (Moscow: Atomizdat: 1978) (in Russian).
4. A. L. Roytburd, *Akademik Georgiy Vyacheslavovich Kurdyumov. Stranitsy zhizni: Vospominaniya* [Academician Georgiy Vyacheslavovich Kurdyumov. Pages of Life: Memoirs] (Moscow: Nauka: 2004) (in Russian).
5. N. T. Belaiew, *Mineralogical Magazine*, No. 20: 173 (1924).
6. C. Smith, *Trans. ASM*, 45: 533 (1953).
7. K. P. Bunin, Yu. K. Bunina, and V. I. Mazur, *MiTOM*, No. 10: 6 (1971) (in Russian).
8. R. F. Meyl and U. K. Hagel', *Uspekhi Fiziki Metallov* [Progress in Physics of Metals] (Moscow: GosNTI: 1960), vol. 3 (Russian translation).
9. I. L. Mirkin, *Trudy Moskovskogo Instituta Stali. Sb. XVIII* [Proceedings of the Moscow Institute of Steel. Collection XVIII] (Moscow: MISiS: 1941).
10. F. C. Hull and R. F. Mehl, *Trans. Amer. Soc. Metals*, 30: 381 (1942).
11. R. F. Mehl, *Hardenability of Alloy Steels* (Cleveland: Amer. Soc. Metals: 1938).
12. W. H. Brandt, *J. Applied Physics*, 16: 139 (1945).

13. S. V. Bobyr, *Stroitelstvo, Materialovedenie, Mashinostroenie: Sb. Nauchnykh Trudov* [Construction, Material Science, Machine Building: Collected Scientific Papers] (Dnipropetrovsk: PGaSiA: 2004), Iss. 26, part 1, p. 363 (in Russian).
14. Yu. I. Kovalchuk and M. I. Pashechko, *Evtekyka IV: Zbirka Prats' Mizhnarodnoi Konferentsii* [Eutectic IV: Proceeding of the International Conference] (24–26 June, 1997) (Dnipropetrovsk: DMetAU: 1997), p. 65 (in Ukrainian).
15. S. V. Bobyr, *Stroitelstvo, Materialovedenie, Mashinostroenie: Sb. Nauchnykh Trudov* [Construction, Material Science, Machine Building: Collected Scientific Papers] (Dnipropetrovsk: PGaSiA: 2004), Iss. 22, part 2, p. 60 (in Russian).
16. C. Zener, *Trans. AIME*, **167**: 513 (1946).
17. M. Hillert, *Jerncontorets Ann.*, **141**, No. 11: 755 (1957).
18. J. W. Christian, *Fizicheskoe Metallovedenie. T. 2. Fazovy Prevrashcheniya* [Physical Metallurgy. Vol. 2. Phase Transformations] (Moscow: Mir: 1968) (Russian translation).
19. L. Önsager, *Phase Transformations in Solids: Conference* (Cornell, Ithaca, NY: Wiley: 1951), p. 37.
20. D. Turnbull, *Acta Met.*, **3**: 43 (1955).
21. V. Y. Bolshakov and S. V. Bobyr, *MiTOM*, No. 8: 11 (2004) (in Russian).
22. R. I. Ehntin, *Prevrashcheniya Austerita v Stali* [Transformation of Austenite in Steel] (Moscow: GNTI: 1960) (in Russian).
23. V. E. Olshanetskiy, *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, No. 1: 14 (2002) (in Ukrainian).
24. V. E. Olshanetskiy, *MiTOM*, No. 3: 3 (2003) (in Russian).
25. J. E. Burke and D. Turnbull, *Uspekhi Fiziki Metallov* [Progress in Metal Physics] (Moscow: Metallurgizdat: 1956), vol. 1, p. 368 (Russian translation).
26. W. S. Hagel, G. M. Pound, and R. F. Mehl, *Acta Met.*, **4**, No. 1: 37 (1956).
27. I. V. Salli, *Fizicheskie Osnovy Formirovaniya Struktury Splavov* [Physical Foundations of Alloy Structure] (Moscow: Metallurgizdat: 1963) (in Russian).
28. Yu. I. Kononenko and V. E. Olshanetskiy, *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, No. 1: 37 (2010) (in Ukrainian).
29. R. F. Mehl, F. C. Hull, and R. A. Coltun, *Trans. AIME*, **150**, No. 1: 185 (1942).
30. A. Yu. Borisenko, M. F. Evsyukov, and G. V. Levchenko, *Stroitel'stvo, Materialovedenie, Mashinostroenie: Sb. Nauchnykh Trudov* [Construction, Materials Science, Machine Building: Collected Scientific Papers] (Dnipropetrovsk: PGASA: 2005), Iss. 32, part 1, p. 85 (in Russian).
31. L. N. Aleksandrov and B. Ya. Lyubov, *Doklady AN SSSR*, **151**, No. 3: 552 (1963) (in Russian).
32. V. I. Bolshakov and S. V. Bobyr, *Metaloznavstvo ta Termichna Obrobka Metaliv: Naukov. ta Inform. Byul. PDABA* [Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals: Scientific and Information Bulletin PDABA] (Dnipropetrovsk: PDABA, 2005), No. 2, p. 27 (in Russian).
33. S. V. Bobyr, *Fundamentalnye i Prikladnye Problemy Chyornoy Metallurgii: Sb. Nauchnykh Trudov* [Fundamental and Applied Problems of Ferrous

- Metallurgy: Collected Scientific Papers] (Dnipropetrovsk: Izd. IChM: 2006), Iss. 13, p. 241 (in Russian).
34. L. E. Popova and A. A. Popov, *Diagrammy Prevrashcheniya Austenita v Stalyakh i Beta-Rastvorakh v Splavakh Titana. Spravochnik Termista* [Diagrams of Transformation of Austenite in Steels and Beta-Solutions in Titanium Alloys: Heat-Treater Handbook] (Moscow: Metallurgiya: 1991) (in Russian).
 35. V. M. Schastlivtsev, D. A. Mirzaev, I. L. Yakovleva, K. Yu. Okishev, T. I. Tabatchikova, and Yu. V. Khlebnikova, *Perlit v Uglerodistykh Stalyakh* [Perlite in Carbon Steels] (Ekaterinburg: Ural Branch of RAN: 2006) (in Russian).
 36. S. V. Bobyr, *Fundamentalnye i Prikladnye Problemy Chyornoy Metallurgii: Sb. Nauchnykh Trudov* [Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy: Collected Scientific Papers] (Kyiv: Naukova Dumka: 2008), Iss. 18, p. 257 (in Russian).
 37. S. V. Bobyr and V. I. Bolshakov, *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, No. 1: 21 (2012) (in Ukrainian).
 38. V. I. Bolshakov, K. F. Starodubov, and M. A. Tylkin, *Termicheskaya Obrabotka Stroitel'noy Stali Povyshennoy Prochnosti* [Heat Treatment of Constructional High-Strength Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
 39. H. D. K. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels* (Cambridge: The University Press: 2001).
 40. D. Zotov, O. Uzlov, V. Bolshakov, A. Weiss, and P. R. Sheller, *Proc. of the 59th Int. Conf. 'Freiberger Forschungsforum Berg- und Hüttenmännischer Tag (BHT-2008)' (11–13 July, 2008, Freiberg)*, p. 238.
 41. V. M. Schastlivtsev, D. A. Mirzaev, and I. L. Yakovleva, *Struktura Termicheskoi Obrabotannoy Stali* [Structure of the Heat-Treated Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1994) (in Russian).