

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

PACS numbers: 64.70.K-, 66.30.Ny, 81.05.Ni, 81.10.Jt, 81.30.Vx, 81.65.Lp

Механизм направленного роста трёхфазных естественных композитов в науглероживаемых ферритных сплавах железа

А. В. Мовчан

Национальная металлургическая академия Украины,
просп. Гагарина, 4,
49600 Днепропетровск, Украина

Рассмотрено изотермическое превращение легированного феррита в аустенит и два типа карбидов. Превращение стимулировано пересыщением феррита углеродом из внешней среды. В результате на поверхности объекта формируется структура естественного композита — металлической матрицы, армированной направленными пластинами и стержнями карбидов. Показано подобие данного превращения эвтектическому или эвтектоидному. Сформулирована и решена задача диффузионного перераспределения компонентов между растущими фазами на основе классической модели Джексона и Ханга. Показано, что вклад натяжения межфазных границ в общее пересыщение феррита углеродом обратно пропорционален межпластиночному или межстержневому расстоянию. Зависимость $\lambda^2 v = \text{const}$ имеет место только при замедлении продвижения фронта превращения $\alpha \rightarrow \gamma + K_1 + K_2$. На начальной стадии превращения зависимость между скоростью роста v и межпластиночным (межстержневым) расстоянием λ описывается выражением вида $\lambda v^2 [1 + \text{const}_1 / (\lambda^2 v^2)]^{1/2} (1 - [1 + \text{const}_1 / (\lambda^2 v^2)]^{1/2})^2 = \text{const}_2$.

Розглянуто ізотермічне перетворення легованого фериту в аустеніт і два типи карбідів. Перетворення стимульовано пересиченням фериту вуглецем із зовнішнього середовища. У результаті на поверхні об'єкта формується структура природного композиту — металевої матриці, армованої напрямленими пластинами і стрижнями карбідів. Показана подібність даного перетворення евтектичному або евтектоїдному. Поставлена і вирішена задача дифузійного перерозподілу компонентів між зростаючими фазами на основі класичної моделі Джексона і Ханга. Показано, що вплив натягу міжфазних меж на загальне пересичення фериту вуглецем обернено пропорційний міжпластинковій або міжстрижневій відстані. Залежність $\lambda^2 v = \text{const}$ має місце тільки при уповільненні просування фронту перетворення $\alpha \rightarrow \gamma + K_1 + K_2$. На початковій стадії перетворення залежність між швидкістю росту v та міжпластинковою (міжстрижневою) відстанню λ має вигляд $\lambda v^2 [1 + \text{const}_1 / (\lambda^2 v^2)]^{1/2} (1 - [1 + \text{const}_1 / (\lambda^2 v^2)]^{1/2})^2 = \text{const}_2$.

The isothermal transformation of alloyed ferrite in austenite and two types of carbides is considered. This transformation is stimulated by ferrite supersaturation with carbon from the environment. As a result, the structure of a natural composite, i.e. metal matrix reinforced by directed lamellas and rods of carbides, on the object surface is formed. Similarity of this transformation to the eutectic or eutectoid one is shown. The problem of the diffusion redistribution of components between growing phases is formulated and solved using the classical model of Jackson and Hunt. As shown the contribution of interface tension in the total ferrite supersaturation with carbon is inversely proportional to the interlamellar or interrod spacing. The dependence $\lambda^2 v = \text{const}$ exists only at deceleration of forwarding of $\alpha \rightarrow \gamma + K_1 + K_2$ transformation front. On initial stage of the transformation, the relation between velocity of growing v and interlamellar (interrod) spacing λ is described by expression $\lambda v^2 [1 + \text{const}_1 / (\lambda^2 v^2)]^{1/2} (1 - [1 + \text{const}_1 / (\lambda^2 v^2)]^{1/2})^2 = \text{const}_2$.

Ключевые слова: науглероживание, естественный композит, эвтектическое превращение, многофазные превращения, дифференцировка структуры.

(Получено 22 марта 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Известно, что при диффузионном изменении концентрации углерода в железных сплавах возможно протекание многофазных превращений, подобных происходящим при нагреве или охлаждении, но протекающих при постоянной температуре и стимулированных диффузией углерода. Условием реализации превращений такого типа является наличие многофазных областей на изотермическом сечении диаграммы состояния и прохождение изменяющегося по концентрации углерода состава сплава через эти области [1]. В настоящее время известно несколько таких превращений. Самым изученным из них является превращение подобное эвтектоидному, когда в науглероживаемом ферритном сплаве железа с карбидообразующим α -стабилизатором одновременно происходят выделение специальных карбидов (К) и $\alpha \rightarrow \gamma$ -перекристаллизация. В результате растут регулярные пластинчатые либо стержневые аустенитокарбидные колонии, преимущественно ориентированные в направлении потока углерода и представляющие собой естественный композит [2–4]. При обезуглероживании реакция протекает в обратном направлении по перитектоидоподобному механизму [5]. При обезуглероживании расплава Fe–C–карбидообразующий элемент возможна изотермическая эвтектическая кристаллизация жидкость $\rightarrow \gamma + K$ [1, 6]. Наконец, при науглероживании ферритных сплавов железа с двумя карбидообразующими α -стабилизаторами, которые не образуют изоморфных карбидов, может происходить рост трехфазных $\gamma + K_1 + K_2$ естественных композитов. Композит представляет собой аустенитную (после термообработки мартен-

ситную) матрицу, армированную двумя типами карбидов (рис. 1). Четырехфазная реакция протекает в случае, когда изменяющийся состав сплава пересекает ферритную вершину конодной пирамиды α - γ - K_1 - K_2 (пунктирная линия на рис. 2) [7].

Целью данной работы является анализ механизма роста трехфазных естественных композитов в результате фазовой реакции при науглероживании.

2. МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ

Анализ роста эвтектоидных колоний, образующихся при науглероживании двойных сплавов железа с карбидообразующим α -стабилизатором, таких как Fe-W, Fe-Mo, Fe-Cr, Fe-Ti, Fe-V [4], или с несколькими, но образующими один тип карбида (низкоуглеродистые стали типа быстрорежущих [2]), возможен с применением методов геометрической термодинамики. В чистом виде эвтектоидоподобная реакция $\alpha \rightarrow \gamma + K$ реализуется в случае, когда изменяющийся состав сплава проходит через ферритную вершину $\alpha + \gamma + K$ конодного треугольника на изотермическом при температурах науглероживания сечении диаграммы состояния Fe-Me-C. Линии, ограничивающие двухфазные области $\alpha + \gamma$ и $\alpha + K$ экстраполируются на величину пересыщения феррита углеродом δX_C^α . Если допустить равенство химпотенциалов компонента k в фазах f_1 и f_2 на межфазных границах $\mu_k^{f_1} = \mu_k^{f_2}$, то зависимость между концентрацией карбидообразующего элемента в пересыщенном угле-

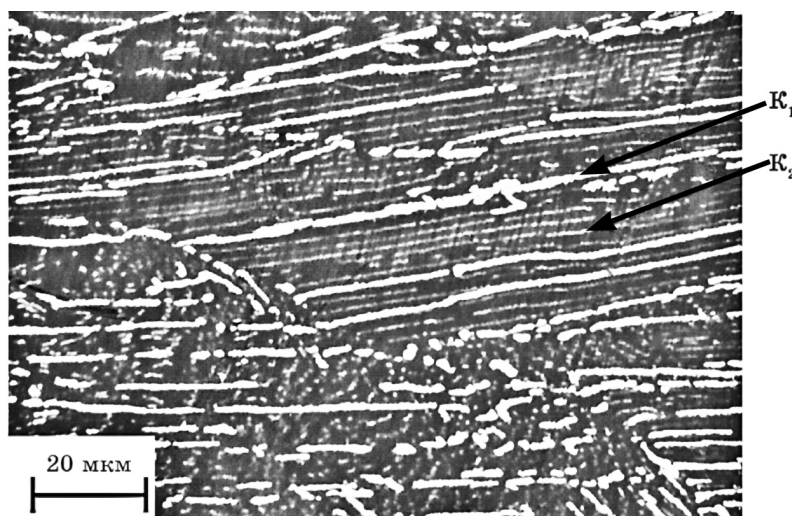


Рис. 1. Микроструктура науглероженного слоя сплава Fe-9,3% W-14,5% Cr, температура науглероживания 1075°C.

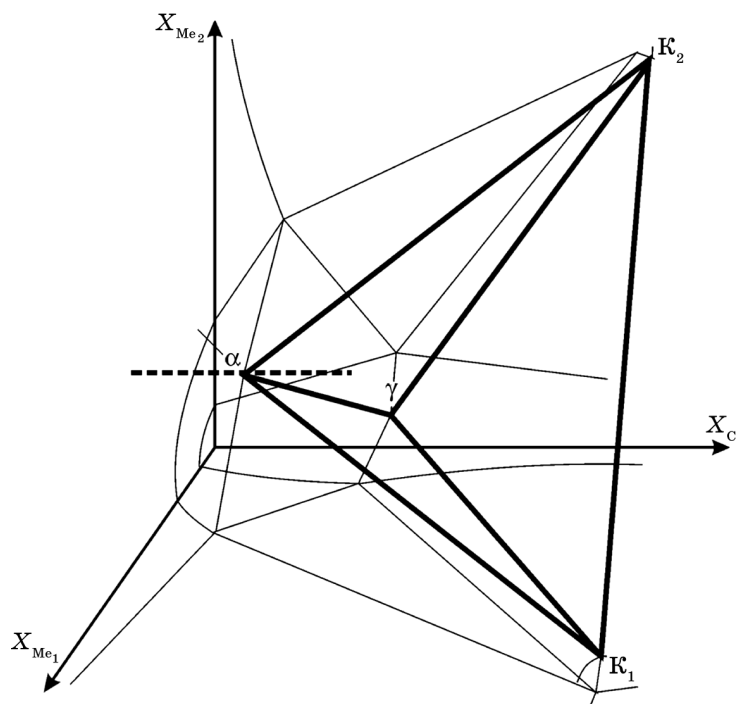


Рис. 2. Диаграмма состояния Fe–Me₁–Me₂–C (схема) при температуре науглероживания.

родом феррите на межфазных границах с аустенитом $X_{\text{Me}}^{\alpha/\gamma}$ и карбидом $X_{\text{Me}}^{\alpha/\text{K}}$ и величиной пересыщения можно определить непосредственно по диаграмме состояния (рис. 3). После этого расчет концентрационных полей перед фронтом превращения возможен с использованием любой из известных моделей, например, классической Джексона и Ханта либо подобных [8–10].

В случае науглероживания трехкомпонентных сплавов Fe–Me₁–Me₂ метод геометрической термодинамики малоприменим, поэтому в данной работе равновесные концентрации в сосуществующих фазах определяли с использованием рассчитанных для каждой фазы выражений термодинамических потенциалов G^f .

3. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И РЕШЕНИЕ

Предварительно были сделаны допущения: а) изменение скорости продвижения фронта превращения пренебрежимо мало, т.е. процесс превращения считается стационарным в системе координат с началом на движущейся межфазной поверхности; б) разность удельных объемов фаз не учитывалась.

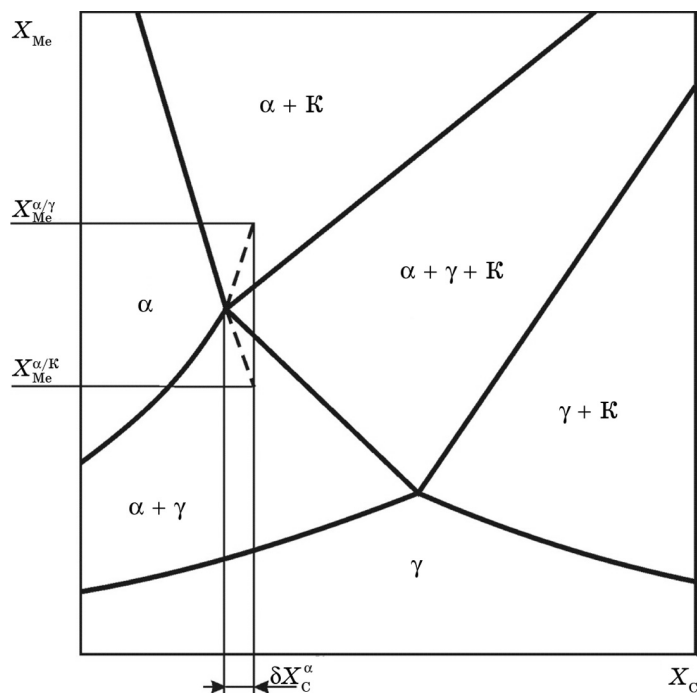


Рис. 3. Изотермическое сечение (схема) диаграммы состояния сплава железа с карбидообразующим α -стабилизатором и углеродом.

3.1. Диффузионное перераспределение компонентов при превращении

Как показали проведенные ранее исследования [7], в системах Fe–W–Cr и Fe–Mo–Cr при науглероживании реализуется фазовая реакция $\alpha \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 (K_1) + M_6C (K_2)$. Морфология и дифференцировка фаз в композите обусловлены двумя основными факторами — объемной долей фаз и диффузионной подвижностью компонентов. Морфология карбидных фаз в данном тройном композите соответствует таковой в двойных композитах — пластинчатая K_1 и стержневая K_2 . Расположение пластин карбида K_1 описывается прямоугольной системой координат, стержней карбида K_2 — цилиндрической (рис. 4). При стационарном процессе требуется согласованность диффузионных потоков карбидообразующих компонентов в феррите перед фронтом превращения. По различным данным коэффициент диффузии хрома (Me_1) в феррите $D_{Me_1}^\alpha$ в $\sim 1,5$ раза выше, чем вольфрама или молибдена (Me_2) $D_{Me_2}^\alpha$. Поэтому дифференцировка карбида K_1 , рост которого контролируется диффузией хрома, грубее, чем K_2 .

Одновременный расчет распределения концентраций в двух координатных системах с резко различающимися периодами за-

труднителен и громоздок. Поэтому концентрационные профили Me_1 и Me_2 в феррите перед фронтом превращения рассчитывались в два этапа. Задача сводилась к решению стационарных уравнений диффузии вида $\partial^2 X_{Me}^\alpha / \partial x^2 + \partial^2 X_{Me}^\alpha / \partial z^2 + (v / D_{Me}^\alpha)(\partial X_{Me}^\alpha / \partial z) = 0$ в прямоугольной системе координат и $\partial^2 X_{Me}^\alpha / \partial r^2 + (1/r)(\partial X_{Me}^\alpha / \partial r) + \partial^2 X_{Me}^\alpha / \partial z^2 + (v / D_{Me}^\alpha)(\partial X_{Me}^\alpha / \partial z) = 0$ в цилиндрической, где v — скорость продвижения фронта превращения.

На первом этапе моделировался рост псевдодвойного композита $K_1-(\gamma+K_2)$, контролируемый диффузионным перераспределением Me_1 в прямоугольных координатах. При этом концентрация карбидообразующих элементов в фазах γ и K_2 , служащих источником Me_1 для роста карбида K_1 , усреднялась. Второй этап — моделирование роста стержневого композита $\gamma+K_2$, контролируемого диффузией Me_2 . Задача решается в цилиндрических координатах путем нанесения возмущений на концентрационные профили компонентов, сформированные при росте $K_1-(\gamma+K_2)$. Решения выглядят аналогично полученным для роста эвтектик или эвтектоидов [8]:

$$X_{Me}^\alpha(x, z) = X_{Me}^\alpha + A_0 \exp(-vz / D_{Me}^\alpha) + \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cos(\omega_n x) \exp(b_n z), \quad (1)$$

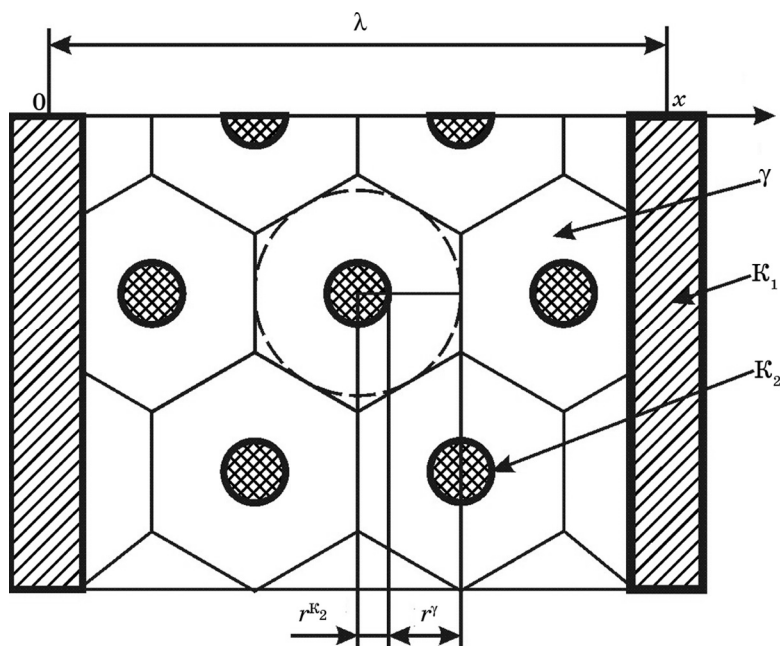


Рис. 4. Схематическое изображение поперечного сечения трехфазного композита $\gamma-K_1-K_2$.

$$X_{\text{Me}}^{\alpha}(x, r, z) = X_{\text{Me}}^{\alpha}(x, z) + \sum_{n=1}^{\infty} B_n J_0\left(\frac{\mu_n r}{r^{\text{K}_2} + r^{\gamma}}\right) \exp(g_n z), \quad (2)$$

где ${}^{\infty}X_{\text{Me}}^{\alpha}$ — концентрация компонента в феррите на бесконечном удалении от фронта превращения (соответствует концентрационным координатам ферритной вершины конодной пирамиды), A_0 — разность между средним значением концентрации карбидообразующего элемента в феррите на фронте превращения и ${}^{\infty}X_{\text{Me}}^{\alpha}$, A_n и B_n — коэффициенты Фурье и Бесселя, определяемые из граничных условий

$$\varpi_n = 2\pi n / \lambda, \quad b_n = -\frac{v}{2D_{\text{Me}}^{\alpha}} [1 + \sqrt{1 + (2D_{\text{Me}}^{\alpha} \omega_n / v)^2}],$$

$$g_n = -\frac{v}{2D_{\text{Me}}^{\alpha}} \left[1 + \sqrt{1 + \left(\frac{2D_{\text{Me}}^{\alpha} \mu_n}{v(r^{\text{K}_2} + r^{\gamma})} \right)^2} \right],$$

μ_n — корни уравнения $J_1(x) = 0$, λ — межпластиночное (межстержневое) расстояние.

Коэффициенты A_n и B_n определялись стандартным методом приравнивания диффузионных потоков при $z = 0$ к разности средних концентраций компонентов в растущих фазах и концентрации в материнской фазе (феррите) перед фронтом превращения

$$A_n = \frac{4({}^e X_{\text{Me}}^{\text{K}_1} - \bar{X}_{\text{Me}}^{(\gamma+\text{K}_2)}) \sin(\pi n q^{\text{K}_1})}{\pi n \left[1 - \sqrt{1 + (2D_{\text{Me}}^{\alpha} \omega_n / v)^2} \right]},$$

$$B_n = \frac{4\sqrt{q^{\text{K}_2} / (q^{\text{K}_2} + q^{\gamma})} ({}^e X_{\text{Me}}^{\text{K}_2} - {}^e X_{\text{Me}}^{\gamma}) J_1\left(\mu_n \sqrt{q^{\text{K}_2} / (q^{\text{K}_2} + q^{\gamma})}\right)}{\mu_n (J_0(\mu_n))^2 \left[1 - \sqrt{1 + \left(\frac{2D_{\text{Me}}^{\alpha} \mu_n}{v(r^{\text{K}_2} + r^{\gamma})} \right)^2} \right]},$$

где ${}^e X_{\text{Me}}^f$ — равновесная концентрация компонента в фазе f , соответствующая вершине конодной пирамиды, $\bar{X}_{\text{Me}}^{(\gamma+\text{K}_2)} = (q^{\gamma} {}^e X_{\text{Me}}^{\gamma} + q^{\text{K}_2} {}^e X_{\text{Me}}^{\text{K}_2}) / (q^{\gamma} + q^{\text{K}_2})$ — средняя концентрация Me в аустените и карбиде K_2 , q^f — доля фазы f .

3.2. Пересыщение феррита углеродом на фронте превращения

Концентрационные координаты ${}^e X_{\text{Me}}^f$ вершин конодной пирамиды α - γ - K_1 - K_2 можно определить, используя приведенные в работах [11, 12] выражения для термодинамических функций. Пересыщение феррита углеродом приводит к смещению значений погранич-

ных концентраций. Среднее пересыщение феррита углеродом на границе с фазой f делится на две составляющие. Первая определяется концентрационным пересыщением, вторая — натяжением межфазных границ

$$\delta \bar{X}_C^{\alpha/f} = m_{Me_1}^f ({}^e X_{Me_1}^\alpha - \bar{X}_{Me_1}^{\alpha/f}) + m_{Me_2}^f ({}^e X_{Me_2}^\alpha - \bar{X}_{Me_2}^{\alpha/f}) + \delta^{\text{bond}} X_C^{\alpha/f}, \quad (3)$$

где m_{Me}^f — коэффициенты уравнения касательной плоскости к поверхности $P^{\alpha/(\alpha+f)}(X_{Me_1}, X_{Me_2}, X_C)$, разделяющей ферритную и двухфазную $\alpha + f$ области на диаграмме, в ферритной вершине конодной пирамиды, $\bar{X}_{Me}^{\alpha/f}$ — средняя концентрация карбидообразующего элемента в феррите перед фазой f , $\delta^{\text{bond}} X_C^{\alpha/f}$ — вклад натяжения межфазных границ.

Значения m_{Me}^f равны значению производных $P^{\alpha/(\alpha+f)}(X_{Me_1}, X_{Me_2}, X_C)$ по концентрациям соответствующих компонентов при $X_{Me_1} = {}^e X_{Me_1}^\alpha$, $X_{Me_2} = {}^e X_{Me_2}^\alpha$, $X_C = {}^e X_C^\alpha$. Вид поверхности определяется путем численного решения системы трансцендентных уравнений, приравняющих значения химических потенциалов компонентов в α - и f -фазах. Поэтому представление производных в виде аналитических выражений невозможно.

Значения $\bar{X}_{Me}^{\alpha/f}$ вычисляются как средние значения интегралов выражений (1) и (2) по площади сечения каждой фазы параллельно фронту превращения при $z = 0$:

$$\bar{X}_{Me}^{\alpha/K_1} = {}^\infty X_{Me}^\alpha + A_0 + \frac{4({}^e X_{Me}^{K_1} - \bar{X}_{Me}^{\gamma, K_2})}{q^{K_1}} \sum_{n=1} \frac{\sin^2(\pi n q^{K_1})}{(\pi n)^2 [1 - \sqrt{1 + (2D_{Me}^\alpha \omega_n / \nu)^2}]}, \quad (4)$$

$$\bar{X}_{Me}^{\alpha/(\gamma+K_2)} = {}^\infty X_{Me}^\alpha + A_0 - \frac{4({}^e X_{Me}^{K_1} - \bar{X}_{Me}^{\gamma, K_2})}{q^{K_2} + q^\gamma} \sum_{n=1} \frac{\sin^2(\pi n q^{K_1})}{(\pi n)^2 [1 - \sqrt{1 + (2D_{Me}^\alpha \omega_n / \nu)^2}]},$$

$$\bar{X}_{Me}^{\alpha/K_2} = \bar{X}_{Me}^{\alpha/(\gamma+K_2)} + 8({}^e X_{Me}^{K_2} - {}^e X_{Me}^\gamma) \sum_{n=1} \frac{J_1^2(\mu_n \sqrt{q^{K_2}/(q^{K_2} + q^\gamma)})}{[\mu_n J_0(\mu_n)]^2 \left[1 - \sqrt{1 + \left(\frac{2D_{Me}^\alpha \mu_n}{\nu(r^{K_2} + r^\gamma)} \right)^2} \right]}, \quad (5)$$

$$\bar{X}_{Me}^{\alpha/\gamma} = \bar{X}_{Me}^{\alpha/(\gamma+K_2)} - \frac{8q^{K_2}({}^e X_{Me}^{K_2} - {}^e X_{Me}^\gamma)}{q^\gamma} \sum_{n=1} \frac{J_1^2(\mu_n \sqrt{q^{K_2}/(q^{K_2} + q^\gamma)})}{[\mu_n J_0(\mu_n)]^2 \left[1 - \sqrt{1 + \left(\frac{2D_{Me}^\alpha \mu_n}{\nu(r^{K_2} + r^\gamma)} \right)^2} \right]}. \quad (6)$$

3.3. Влияние натяжения межфазных границ

Влияние натяжения межфазных границ сводится к влиянию дав-

ления Лапласа, этим вызванного. Величину давления можно записать в виде $P^{f_1} = \sigma^{f_1/f_2} l / S^{f_1}$, где σ^{f_1/f_2} — доля поверхностного натяжения границы между фазами f_1 и f_2 , приходящаяся на фазу f_1 , l — протяженность границы в сечении, параллельном фронту превращения, S^{f_1} — площадь сечения фазы f_1 .

Капиллярное давление увеличивает химпотенциал углерода в сосуществующих фазах на величину $\delta\mu_c = P^f V_c$, где V_c — мольный объем углерода. В свою очередь, это приводит к увеличению равновесной концентрации углерода в феррите на межфазной границе: $\delta^{\text{bond}} X_c^{\alpha/f} = X_c^{\alpha} P^f V_c / RT$.

В приближении бесконечной пластины вклад натяжения межфазных границ в пересыщение феррита углеродом перед карбидом K_1 составляет

$$\delta^{\text{bond}} X_c^{\alpha/K_1} = X_c^{\alpha} \frac{\sigma^{K_1/\gamma} V_c}{q^{K_1} \lambda RT}. \quad (7)$$

Если не учитывать влияние натяжения удаленных границ между аустенитом и карбидом K_1 , вклад натяжения межфазных границ в пересыщение феррита углеродом перед фазами в стержневой составляющей композита можно представить в виде

$$\delta^{\text{bond}} X_c^{\alpha/K_2} = X_c^{\alpha} \frac{2\sigma^{K_2/\gamma} V_c}{(r^{K_2} + r^{\gamma}) RT \sqrt{q^{K_2} / (q^{K_2} + q^{\gamma})}}, \quad (8)$$

$$\delta^{\text{bond}} X_c^{\alpha/\gamma} = X_c^{\alpha} \frac{2\sigma^{\gamma/K_2} V_c \sqrt{q^{K_2} / (q^{K_2} + q^{\gamma})}}{(r^{K_2} + r^{\gamma}) RT [1 - q^{K_2} / (q^{K_2} + q^{\gamma})]}. \quad (9)$$

Подстановкой (4)–(9) в (3) получаем среднее пересыщение феррита углеродом перед каждой фазой.

3.4. Скорость роста и дифференцировка структурных составляющих трехфазных композитов

Скорость продвижения фронта $\alpha \rightarrow \gamma + K_1 + K_2$, как и в других случаях реакционной диффузии, уменьшается в соответствии с решением задачи Стефана по параболическому закону. Металлографическими исследованиями установлено, что одновременно огрубляется дифференцировка структурных составляющих трехфазных композитов.

Приведенные выше расчеты демонстрируют подобие диффузионных процессов, происходящих при росте трехфазных композитов, с диффузионными процессами при эвтектических или эвтектоидных превращениях. Общепринятым критерием, позволяющим выразить зависимость межпластинчатого или межстержневого расстояния от скорости роста эвтектической или эвтектоидной колонии, является рост на экстремуме. Согласно этому критерию, при постоянной ско-

рости роста межпластинчатое (межстержневое) расстояние соответствует минимальному переохлаждению, а в рассматриваемом случае пересыщению углеродом на фронте превращения. Принимая условия

$$2D\omega_n / v \gg 1, \quad \frac{2D\mu_n}{v(r_1 + r_2)} \gg 1, \quad (10)$$

среднее пересыщение феррита углеродом на фронте превращения можно привести к виду

$$\delta\bar{X}_c^{\alpha/f} \approx C_1\lambda v + C_2 / \lambda, \quad (11)$$

где C — const. Условие роста на экстремуме $\partial(\delta\bar{X}_c^{\alpha/f}) / \partial\lambda = 0$ дает следующее соотношение между скоростью роста и межпластинчатым (межстержневым) расстоянием

$$\lambda^2 v = C_2 / C_1. \quad (12)$$

Численные расчеты концентрационных полей перед растущими $\gamma + K_1 + K_2$ композитами для реальных условий ($T = 1050\text{--}1100^\circ\text{C}$) показали, что в начальной стадии обработки, когда скорость продвижения фронта превращения достаточно велика ($\bar{v} \approx 0,5$ мм/час), применение условий (10) недопустимо, так как приводит к ошибке около 30%. Поэтому представление соотношения между пересыщением феррита углеродом, скоростью роста и дифференцировкой структуры $\gamma + K_1 + K_2$ композитов в явном виде типа (11) возможно только при замедлении продвижения фронта. На начальной же стадии науглероживания соотношение между λ и v после применения критерия роста на экстремуме имеет вид

$$\lambda v^2 \sqrt{1 + C_3 / (\lambda^2 v^2)} \left(1 - \sqrt{1 + C_3 / (\lambda^2 v^2)}\right)^2 = C_4. \quad (13)$$

4. ВЫВОДЫ

Рассмотрен рост трехфазных естественных композитов при науглероживании ферритных сплавов железа на примере систем Fe–W–Cr и Fe–Mo–Cr. В рассмотренных системах карбидные фазы, армирующие композит, формируются на основе элементов со значительно различающимися физико-химическими свойствами. По этой причине двухфазные композиты в науглероженных сплавах Fe–W(Mo) и Fe–Cr различаются по морфологии и дисперсности фаз. Такое же различие наблюдается в трехфазных композитах. Поскольку периоды карбидных фаз в тройном композите различаются в 3–4 раза (рис. 1), расчет диффузионного перераспределения компонентов между

кооперативно растущими фазами целесообразно вести в два этапа. На первом этапе моделируется рост псевдодвойного композита с большим периодом чередования карбидных пластин. Концентрационные поля, ответственные за кооперативный рост двухфазного стержневого композита, вводились как возмущения концентрационных полей, рассчитанных на первом этапе.

Расчет концентрационных полей и диффузионных потоков при многофазном превращении $\alpha \rightarrow \gamma + K_1 + K_2$ показал подобие между данным превращением и многофазными превращениями при охлаждении. Замена температурной переменной на концентрацию углерода приводит к известным моделям эвтектического или эвтектоидного превращений. Зависимости между концентрациями компонентов на межфазных границах и пересыщением углеродом можно определить с использованием рассчитанных выражений термодинамических функций.

Давление Лапласа, вызванное натяжением межфазных границ, приводит к изменению пограничных концентраций. Влияние давления сводится к тому, что пересыщение феррита углеродом, необходимое для кооперативного роста γ , K_1 и K_2 фаз, увеличивается. Согласно выражению (7), увеличение обратно пропорционально межпластиночному (межстержневому) расстоянию.

С замедлением продвижения фронта $\alpha \rightarrow \gamma + K_1 + K_2$ кооперативного превращения дифференцировка структуры композита огрубляется. Для определения зависимости межпластиночного или межстержневого расстояния от скорости роста был применен критерий минимального пересыщения феррита углеродом на фронте превращения. Расчеты для реальных условий роста трехфазного композита показали, что зависимость в явном виде (12) существует только при уменьшении скорости роста. На начальной стадии превращения соотношение между скоростью роста и дифференцировкой структурных составляющих имеет вид (13). Однако в обоих случаях данное соотношение является параболическим.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. В. Мовчан, А. П. Бачурин, Л. Г. Педан, *Доп. НАН України*, № 7: 104 (2000).
2. К. П. Бунин, В. И. Мовчан, Л. Г. Педан, *Изв. ВУЗов. Черн. мет.*, № 2: 123 (1973).
3. К. П. Бунин, В. И. Мовчан, Л. Г. Педан, *Изв. ВУЗов. Черн. мет.*, № 8: 121 (1973).
4. В. И. Мовчан, В. П. Герасименко, Л. Г. Педан, *Изв. ВУЗов. Черн. мет.*, № 8: 92 (1979).
5. А. В. Мовчан, С. И. Губенко, А. П. Бачурин, Е. А. Черноиваненко, *Сб. научных трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»* (Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА»: 2012), вып. 64, с. 262.
6. А. В. Мовчан, С. И. Губенко, А. П. Бачурин, Е. А. Черноиваненко, *Теор. и практ. мет.*, № 1–2: 40 (2011).
7. О. В. Мовчан, А. П. Бачурин, Л. Г. Педан, *Металozn. та оброб. мет.*, № 1–2: 18 (2001).
8. K. A. Jackson and J. D. Hunt, *Trans. Met. Soc. AIME*, 226, No. 8: 1129 (1966).

9. P. Magnin and R. Trivedi, *Acta Metall. Mater.*, **39**, No. 4: 453 (1991).
10. M. Hillert, *Acta Metall.*, **19**, No. 8: 769 (1971).
11. Per Gustafson, *Met. Trans.*, **19A**, No. 10: 2547 (1988).
12. M. Hillert and C. Qiu, *J. Phase Equilib.*, **13**, No. 5: 512 (1992).