

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 544.022.22 : 669.15'234'788

Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Мирзоев А.А., Шабуров А.Д.

РЕЛАКСАЦИЯ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ В СПЛАВАХ Fe–Pd–H ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Рассмотрена кинетика ближнего упорядочения атомов водорода в тройных сплавах железа, содержащих сильно взаимодействующую с водородом примесь замещения (Pd) при резком переохлаждении образцов. Проведены расчёты кинетики изменения параметра порядка и растворимости водорода для случая изотермической выдержки и непрерывного охлаждения.

Ключевые слова: сплавы железа, водород, сплавы Fe–Pd–H, ближний порядок, кинетика.

The paper considers kinetics of short-range ordering of hydrogen atoms in ternary iron-base alloys containing a substitutional impurity strongly interacting with hydrogen (Pd) under fast supercooling. Kinetics of change of order parameter and hydrogen solubility is calculated both for isothermal holding and continuous cooling.

Key words: iron alloys, hydrogen, Fe–Pd–H alloys, short-range order, kinetics.

В исследовании [1] нами было показано, что в тройных растворах замещения-внедрения на основе α -железа, таких как сплавы Fe–Pd–H, атомы замещения (Pd), фактически неподвижные ниже 500°C, могут создавать сильные связи с атомами водорода, а потому выступают для последних как ловушки [2]. Ближний порядок во взаимном расположении атомов водорода и палладия проявляется даже при низких концентрациях палладия ($\theta_{Pd} < 0,01$) и водорода ($\theta_H < 0,0001$) и приводит к возрастанию растворимости водорода в области относительно низких температур (ниже 200°C), хотя растворимость водорода в чистом α -железе непрерывно уменьшается при понижении температуры [3]. Вследствие подобного снижения растворимости водород выделяется в любой поре, образуя газ H_2 , причём его давление P_{H_2} в образце, содержащем микропоры, изменяется с понижением температуры по кривой с максимумом, расположенным в районе 100°C. Именно при этих температурах в сталях возникают специфические дефекты – флокены, представляющие собой тонкие трещины, заполненные водородом, причём его количество постоянно пополняется в результате диффузионного стекания атомов водорода к поверхности трещины и её развития.

Зависимость давления, точнее фугитивности, от температуры и содержания водорода в сплаве C_H^0

$$P_{H_2}^{1/2} = \frac{RT\beta C_H^1}{4f} \left[\left(\frac{8fC_H^0}{RT\beta \cdot (C_H^1)^2} + 1 \right)^{1/2} - 1 \right] \quad (1)$$

отражает компромисс между законом Сивертса $C_H = l \exp(-U/RT) P_{H_2}^{1/2}$, из которого следует, что давление P_{H_2} молекулярного водорода в микропоре стали при неограниченном запасе растворённого водоро-

да должно возрастать с понижением температуры по

уравнению $P_{H_2} = \left(\frac{C_H^0}{l} \right)^2 \exp\left(\frac{2U}{RT}\right)$, и законом состоя-

ния идеального газа $P_{H_2} = \frac{m_{H_2}}{A_{H_2}} \cdot \frac{RT}{V}$, по которому

давление P_{H_2} при $T \rightarrow 0$ должно обращаться в ноль. В

уравнении (1) через C_H^0 обозначена концентрация водорода в сплаве (в см³ газа H_2 при нормальных условиях на 100 г металла), а величина $C_H^1 = l \exp(-U/RT)$ представляет растворимость водорода в сплаве при давлении его пара 1 атм; U – энергия активации растворения водорода; f – объёмная доля пор; l и β – константы.

Разработав статистическую модель тройного раствора Fe–Y–H, где Y – произвольный элемент замещения, атомы которого, в отличие от водорода, при рассматриваемых относительно низких температурах можно считать диффузионно «замороженными», авторы [1] получили выражение для растворимости водорода в сплаве Fe–Y в виде

$$\ln C_H^1 = 3,8614 - \frac{3269,8}{T} + \ln \left(1 - \theta_Y + \theta_Y \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) \right) \quad (2)$$

где $E = N_0 \varepsilon = N_0 (\varepsilon_{Y-H} - \varepsilon_{Fe-H})$ – разность энергий взаимодействия атомов Y–H и Fe–H; N_0 – число Авогадро; θ_Y – доля атомов Y в бинарном сплаве с железом. Первые два слагаемых в (2) отражают растворимость водорода в чистом железе [4]. При использовании данных В.И. Архарова [5] для растворимости водорода в среднеуглеродистой стали, содержащей 0,5 мас. % (0,26 ат. %) палладия, было установлено, что $E = -32000$ Дж/моль.

Расчёты давления водорода на основе выражений (1) и (2) показали, что добавление к железу 0,26 ат. %Pd снижает максимальное давление в порах с 10^9 до $3 \cdot 10^7$ Па. Тем самым было количественно подтверждено, что в основе эффекта В.И. Архарова – предотвращения образования флокенов в стали при её легировании малыми добавками палладия – лежит рост растворимости водорода, что предполагал и сам В.И. Архаров [6].

1. Кинетическая теория ближнего упорядочения в изотермических условиях

Однако при выводе и применении уравнения (2) было неявно принято, что охлаждение сплавов послековки или противофлокенового отжига проводится достаточно медленно, так что при любой температуре в сплаве устанавливается равновесный ближний порядок, определяющий степень захвата атомами палладия атомов водорода в твёрдом растворе. В действительности охлаждение образцов от исходной высокой до произвольной температуры можно провести быстро, например, струями воды. В связи с этим возникает задача о кинетике ближнего упорядочения атомов водорода в произвольных изотермических условиях, а также при непрерывном охлаждении. Её решению и посвящено настоящее исследование.

В качестве основного будем использовать подход к проблеме ближнего упорядочения в сплавах, использованный М.А. Штремелем с сотрудниками [7]. За меру ближнего порядка в расположении атомов палладия и водорода возьмём параметр

$$p = p_{H-Pd} = \frac{N_{H-Pd}}{\nu N \theta_H z_{21}}, \quad (3)$$

представляющий вероятность события, что данный ближайший к атому водорода, расположенному в тетрапоре, узел основной решётки занят атомом палладия. В этом выражении N_{H-Pd} – число пар H-Pd;

$N = N_{Fe} + N_{Pd}$ – число атомов основной решётки;

$\theta_H = \frac{N_H}{\nu N}$ – доля тетраэдрических пор, занятых атомами водорода;

$z_{21} = 4$ – число ближайших атомов, окружающих атом водорода, находящийся в тетраэдрической поре ОЦК-решётки; $\nu = 6$ – число тетрапор, приходящихся на один атом основной решётки. В условиях непрерывной миграции атомов водорода по решётке происходят перескоки из одной тетрапоры в соседнюю, причём эти поры могут отличаться количеством атомов палладия в ближайшем окружении. Поскольку энергетический барьер при перескоке атома водорода от атома палладия выше, чем к атому палладия, на величину $\varepsilon = E/N_0$, то возникает различие частот перескоков, вследствие чего количество атомов водорода, соседствующих с атомами палладия, будет возрастать, пока не достигнет равновесного значения. После любого изменения температуры в сплаве происходит процесс установления нового равновесного значения параметра порядка.

Чтобы описать аналитически этот процесс, будем использовать общее кинетическое уравнение (13, б) работы [7], но примем, что взаимное расположение

атомов Fe и Pd, а также атомов водорода и свободных тетрапор является неупорядоченным; в этом случае два других параметра порядка $p_{Pd-Fe} = 1 - \theta_{Pd}$ и $p_{H-H} = \theta_H$ [7]. Тогда упомянутое кинетическое уравнение ближнего упорядочения примет вид

$$\frac{dp}{d\tau} = z_2 \frac{3D_H^0}{2\beta^2} \left[\left(1 - p \left(1 - \frac{1}{V} \right) \right) \left(1 + \frac{\theta_{Pd} - p\theta_H}{1 - \theta_H} (V - 1) \right) \right]^{z_2 - 1} \times, \quad (4)$$

$$\times \theta_H V \left(1 - \frac{1}{V^2} \right) M(p)$$

где $V = \exp\left(-\frac{\varepsilon}{2kT}\right)$; $D_H^0 = 2,173 \cdot 10^{-3} \exp(-12195/RT)$ см²/с – коэффициент диффузии водорода в чистом железе [4];

$\beta = a \frac{\sqrt{2}}{4} = 1,013 \text{ \AA}$ – расстояние между ближайшими тетрапорами; τ – время.

Параметр z_2 определён в [7] как

$$z_2 = z_{21} - u, \quad (5)$$

где z_{21} – число атомов основной решётки, окружающих тетраэдрическую пору, а u – количество атомов основной решётки, являющихся ближайшими одновременно для двух соседних тетрапор. Анализ геометрии решёток приводит к значениям $z_{21} = 4$ и $u = 3$; следовательно, $z_2 = 1$. Поэтому формулу (4) можно существенно упростить. Через $M(p)$ в ней обозначен полином второй степени по переменной p , обращение в ноль которого отражает условие квазихимического равновесия [7]. Два корня этого уравнения

$$p_{1,2} = \frac{-[1 + (1 - \theta_H - \theta_{Pd})h] \pm \sqrt{[1 + (1 - \theta_H - \theta_{Pd})h]^2 + 4\theta_H\theta_{Pd}h}}{2\theta_H h}, \quad (6)$$

где

$$h = \frac{1}{V^2} - 1 = \exp\left(\frac{\varepsilon}{kT}\right) - 1. \quad (7)$$

Равновесное значение параметра порядка p^0 определяет положительный корень. Второй, отрицательный, не имеет ясного физического смысла. Но поскольку рассматриваемый полином может быть представлен в форме $\theta_H h (p - p^0)(p - p_2)$, то второй корень также попадает в выражение (4). Отметим, что формула (6) для корней $M(p)$ оказалась громоздкой. Упростим её, используя малость θ_H в рассматриваемых сплавах: разложим числитель выражения (6) в ряд по степеням θ_H , ограничившись слагаемым второй степени. Учитывая, что знаменатель содержит θ_H , найдём

$$p^0 = p_1 \approx \frac{\theta_{Pd}}{1 + (1 - \theta_{Pd})h} + \frac{h(h+1)\theta_{Pd}(1 - \theta_{Pd})}{(1 + (1 - \theta_{Pd})h)^3} \theta_H; \quad (8, a)$$

$$p_2 \approx -\frac{1 + (1 - \theta_{Pd})h}{\theta_H h} + \frac{(1 - \theta_{Pd})(h+1)}{1 + (1 - \theta_{Pd})h} - \frac{h(h-1)\theta_{Pd}(1 - \theta_{Pd})}{(1 + (1 - \theta_{Pd})h)^3}. \quad (8, б)$$

Оценки величины этих слагаемых привели к выводу, что, по крайней мере для сплавов Fe-Pd-H, можно ограничиться первыми членами:

$$p^0 = \frac{\theta_{Pd}}{1+(1-\theta_{Pd})h}; p_2 = -\frac{1+(1-\theta_{Pd})h}{\theta_H h}, \quad (9)$$

причём $|p_2| \gg p^0$, поэтому в сомножителе $(p-p_2)$ можно пренебречь величиной p . Тогда дифференциальное уравнение, (4) примет вид

$$\frac{dp}{d\tau} = -\frac{3D_H^0}{2\beta^2} V [1+(1-\theta_{Pd})h](p-p^0). \quad (10)$$

Это уравнение можно получить и иначе. Из определения p как вероятности события, что соседний с атомом водорода узел основной решётки заполнен атомом Pd, следует, что величина $N_{H,1} = N_H z_{21} p = N v z_{21} \theta_H^0 p$ представляет число атомов водорода, связанных с атомами палладия, тогда как $N_{H,2} = N v z_{21} \theta_H^0 (1-p)$ есть число атомов водорода, окружённых только атомами железа. Изменение $N_{H,1}$ обусловлено перескоками атомов водорода. Если, например, атом H контактирует с одним атомом палладия, то три из четырёх возможных перескоков атома водорода в соседние тетрапоры не изменяют ближайшее соседство H-Pd, и только перескок в четвёртую тетрапору с вероятностью $(1-\theta_{Pd})$ открывает возможность образования ещё одной связи H-Fe. Поэтому величина $-N_{H,1}(1-\theta_{Pd})\frac{1}{4}\Gamma \exp(\varepsilon/kT)$ представляет количество атомов водорода, отрывающихся от атомов Pd в единицу времени. Здесь Γ – частота перескоков атомов водорода по решётке внедрения в α -железе, а множитель $\exp(\varepsilon/kT)$ показывает, что потенциальный барьер при перескоке атома водорода от атома Pd к атому Fe повышен на величину энергии ε по сравнению с обратным перескоком, для которого энергия активации принимается такой же, как в чистом железе.

Если атом H из числа $N_{H,2}$ находится в окружении только атомов железа, то его перескок в соседнюю тетрапору с вероятностью θ_{Pd} создаёт возможность появления нового соседа Pd. Следует только учитывать, что в данную пору можно перескочить из четырёх соседних пор. Поэтому $\frac{1}{4}\Gamma\theta_{Pd}N_{H,2}$ представляет количество новых пар H-Pd, возникающих в единицу времени. В итоге можно записать:

$$\frac{\partial N_{H,1}}{\partial \tau} = \frac{1}{4}\Gamma\theta_{Pd}N_{H,2} - \frac{1}{4}\Gamma(1-\theta_{Pd})\exp(\varepsilon/kT)N_{H,1}, \quad (11)$$

а затем перейти к уравнению для параметра ближнего порядка, которое получается аналогичным (4), но коэффициент пропорциональности в нём не содержит

множителя $V = \exp\left(-\frac{\varepsilon}{2kT}\right)$. Становится очевидным,

что величина $D_H = D_H^0 [1+(1-\theta_{Pd})h]V$ в уравнении (10) определяет коэффициент диффузии водорода в тройном сплаве, содержащем примеси атомов Pd, сильно взаимодействующих с водородом. Различие в результатах расчёта D_H в двух вариантах обусловлено сделанным в работе [7] предположением, что потенциальный барьер для мигрирующего атома водорода увеличен вблизи атома палладия не на величину энергии связи $|\varepsilon|$, а на $|\varepsilon/2|$. Чтобы избежать нечёткости определения барьера, используем развитую Ориани [8] общую термодинамическую теорию коэффициента диффузии в условиях существования в образце центров захвата атомов водорода, таких как вакансии, дислокации, примесные атомы, дислокации и т.п. В общую формулу, полученную им:

$$D_H = D_H^0 \cdot \frac{1}{1+K \frac{N_X}{N_L}}, \quad (12)$$

входят N_L и N_X – количество нормальных и особых мест расположения атомов водорода в расчёте на единицу объёма, а

$$K = \exp(-\Delta E_X/kT) \quad (13)$$

есть константа равновесия для реакции $H_{\text{норм}} \leftrightarrow H_{\text{захв}}$. Величина $\Delta E_X = \varepsilon$ представляет уменьшение потенциальной энергии при помещении атома водорода в позицию захвата. Формула (12) была позднее получена другими методами в теоретических работах [9] и [10]. Результаты её экспериментальной проверки рассмотрены в [8, 11] и др. Формулу (12) можно считать достаточно надёжной. Если в качестве центров захвата рассматривать атомы палладия, то в образце объёмом V_0 плотность мест захвата $N_X = z_{12} \frac{N_{Pd}}{V_0}$, где

$z_{12} = 24$ – число тетрапор, окружающих атом основной решётки, тогда как плотность нормальных мест

$N_L = \frac{vN}{V_0}$, ибо на один атом ОЦК решётки приходится

$v = 6$ тетрапор. Следовательно, отношение $\frac{N_X}{N_L} = \frac{24N_{Pd}}{6N} = 4\theta_{Pd}$, а выражение для коэффициента

диффузии водорода в сплаве Fe-Pd примет вид

$$D_H = D_H^0 \cdot \frac{1}{1+4\theta_{Pd} \exp(-E/RT)}. \quad (14)$$

В связи со сделанным уточнением уравнение (10) следует переписать в виде

$$\frac{dp}{d\tau} = -\frac{3D_H^0}{2\beta^2 [1+4\theta_{Pd} \exp(-E/RT)]} (p-p^0). \quad (15)$$

Рассмотрим решение этого уравнения для двух вариантов нестационарного процесса: резкое переохладение сплава от высокой температуры с последующей изотермической выдержкой при различных температурах и непрерывное охлаждение от высокой температуры с постоянной скоростью.

2. Изменение растворимости водорода в процессе выдержки

Допустим, что сплав был нагрет и выдержан при относительно высокой температуре T_0 , так что установилось равновесное значение параметра ближнего порядка $p^0(T_0)$, а затем переохлажден до температуры T_1 , близкой или равной комнатной, и выдержан в течение времени τ от этого момента. Для этого случая уравнение (15) имеет очевидное решение:

$$p(T_1, \tau) = p^0(T_1) + (p^0(T_0) - p^0(T_1)) \cdot \exp(-\lambda \tau), \quad (16)$$

где

$$\lambda = \frac{3D_H^0}{2\beta^2} \cdot \frac{1}{1 + 4\theta_{Pd} \exp(-E/RT)}. \quad (17)$$

В те моменты времени, когда параметр p ещё не равен равновесному значению p^0 при рассматриваемой температуре, выражение (2) для растворимости водорода становится неточным, и его следует заменить на более общее

$$\ln C_H^1 = 3,8614 - \frac{3269,8}{T} + \ln \left(\frac{1 - \theta_{Pd}}{1 - p} - \theta_H \right), \quad (18)$$

вытекающее из статистической теории сплава [1]. Определяемая при этом растворимость водорода в α -железе при $P_{H_2} = 1$ атм является как бы мгновенной.

Результаты численных расчётов по формуле (18) при нескольких температурах для сплава с 0,26 ат. %Pd приведены на рис. 1. Кинетические кривые изменения параметра порядка для различных температур выдержки представлены на **рис. 1, а**. Начальное небольшое значение p установилось при температуре $T_0 = 680^\circ\text{C}$, от которой проводится мгновенное переохладение. Подъём величины p обусловлен установлением нового равновесного порядка. При комнатной температуре переход к новому равновесию происходит в течение ничтожно малого промежутка времени – 10^{-10} – 10^{-7} с. Лишь при температурах ниже -120°C этот период установления порядка начинает исчисляться секундами. Изменение растворимости водорода в ходе изотермических выдержек показано на рис. 1, б. Здесь важно иметь в виду, что хотя равновесная растворимость водорода в чистом железе непрерывно понижается при уменьшении температуры, однако достаточно добавить к железу 0,26 ат. %Pd, как в районе 200°C появляется минимум растворимости, так что при дальнейшем понижении температуры до 0 К растворимость водорода возрастает [1]. Именно по этой причине растворимость водорода при -150°C и больших значениях τ оказывается самой высокой.

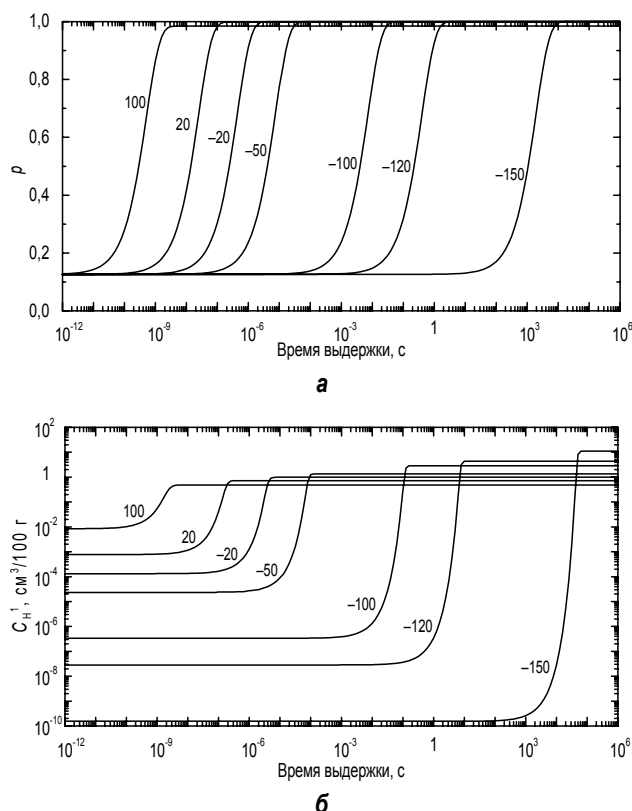


Рис. 1. Зависимости параметра порядка p (а) и «мгновенной» растворимости водорода C_H^1 (б) от времени изотермической выдержки для сплава железа с $\theta_{Pd} = 2,6 \cdot 10^{-3}$ и $\theta_H = 1 \cdot 10^{-4}$ ($C_H = 12 \text{ см}^3/100 \text{ г}$). Цифры у кривых – температуры выдержки в градусах Цельсия

3. Релаксация ближнего порядка в условиях непрерывного охлаждения

В случае неизотермического процесса, например охлаждения с постоянной скоростью w , дифференциалы dT и $d\tau$ связаны простым соотношением $dT = -w d\tau$, поэтому, используя уравнение (15), можно легко получить связь dp и dT :

$$\frac{dp}{p - p^0} = -\frac{\lambda(T)}{w} dT \quad (19)$$

и перейти к численным расчётам. Скорость охлаждения оказывает заметное влияние на параметр порядка лишь при охлаждении со скоростями, превышающими гигантскую величину 10^{10} К/с. Очевидно, что это обусловлено исключительно быстрой диффузией атомов водорода по тетрапорам. При скоростях охлаждения, меньших указанной величины, растворимость водорода характеризуется появлением максимума в районе температур $100 \dots -100^\circ\text{C}$ (**рис. 2**), обусловленного тем простым обстоятельством, что относительно низкие значения коэффициента диффузии ($< 100^\circ\text{C}$) не обеспечивают значительного прироста параметра p при дальнейшем охлаждении, по-

этому третье слагаемое в уравнении (18) «замораживается», а второе слагаемое продолжает уменьшаться при понижении температуры.

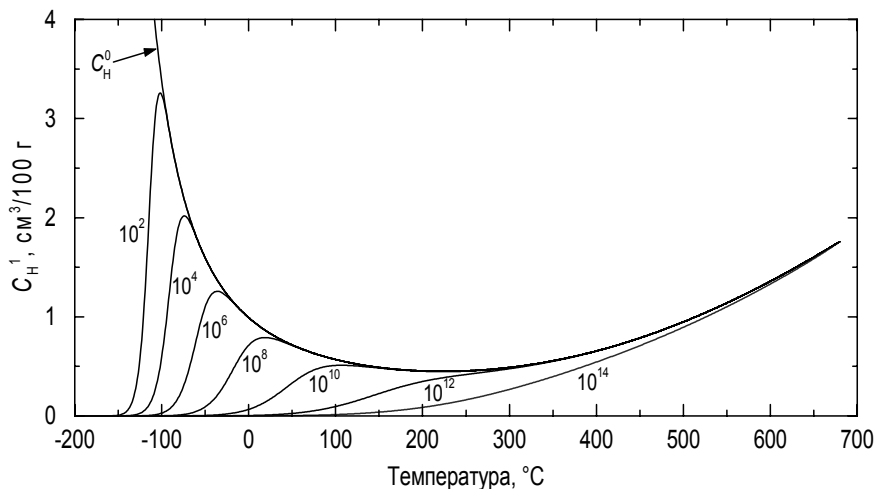


Рис. 2. Температурные зависимости «мгновенной» растворимости водорода

C_H^1 для сплава железа с $\theta_{Pd} = 2,6 \cdot 10^{-3}$ и $\theta_H = 1 \cdot 10^{-4}$ ($C_H = 12 \text{ см}^3/100 \text{ г}$).

Цифры у кривых – скорости охлаждения в К/с

Итоги работы:

1. На примере сплавов Fe–Pd–H развита теория ближнего упорядочения атомов водорода и растворённых в железе атомов замещения, между которыми проявляется сильное притяжение.

2. При резком переохлаждении сплава на новую изотерму должен проявиться период нестационарности, который для сплава с 0,5 мас. %Pd при температуре изотермы 20°C составляет ничтожно величину 10^{-7} с; лишь при -120°C период установления ближнего порядка приобретает заметную длительность (несколько секунд), а при -150°C он исчисляется уже часами.

3. Поскольку ближний порядок усиливается при понижении температуры, но кинетика его установления зависит от коэффициента диффузии водорода, то при охлаждении со скоростями меньше 10^{10} К/с растворимость водорода в указанном сплаве проходит вначале через минимум в районе 200°C , а затем через максимум при $100 \dots -100^\circ\text{C}$.

Список литературы

1. Мирзаев, Д.А. Термодинамические аспекты влияния малых добавок палладия на растворимость водорода и флокенообразование в сталях / Д.А. Мирзаев, А.А. Мирзоев, И.В. Кашуков, К.Ю. Окишев // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 108. № 5. С. 525–533.
2. Kim, K.T. Effect of alloying elements on hydrogen diffusivity in α -iron / K.T. Kim, J.K. Park, J.Y. Lee, S.H. Hwang // J. Materials Science. 1981. V. 16. No. 9. Pp. 2590–2596.
3. Гельд, П.В. Водород в металлах и сплавах / П.В. Гельд, Р.А. Рябов. Москва: Металлургия, 1974. 272 с.
4. Geller, W. Einfluß von Legierungszusätzen auf die Wasserstoffdiffusion im Eisen und Beitrag zum System Eisen-Wasserstoff / W. Geller, Tak-Ho Sun // Archiv für das Eisenhüttenwesen. 1950. Jg. 21. H. 11/12. S. 423–430.

5. Архаров, В.И. Влияние малых добавок палладия на водородопроницаемость среднелегированной стали / В.И. Архаров, Т.Т. Мороз, И.А. Новохатский, М.И. Еремина, С.И. Хохлова // Физ.-хим. механика материалов. 1971. Т. 7. № 6. С. 51–54.
6. Архаров, В.И. О влиянии палладия на флокеночувствительность стали / В.И. Архаров, Т.Т. Мороз, И.А. Новохатский, С.И. Хохлова, М.Е. Еремина // Физ.-хим. механика материалов. 1976. Т. 12. № 1. С. 47–51.
7. Штремель, М.А. Ближний порядок в тройных твёрдых растворах замещения-внедрения / М.А. Штремель, Ю.А. Крупин, Е.Б. Зарецкий // ФММ. 1978. Т. 46. Вып. 5. С. 984–993.
8. Oriani, R.A. The diffusion and trapping of hydrogen in steel / R.A. Oriani // Acta Met. 1970. V. 18. No. 1. Pp. 147–157.
9. Гапонцев, А.В. Анализ процессов диффузии водорода в металлах и сплавах с кристаллическим беспорядком: автореф. дис. ... к.ф.-м.н. / А.В. Гапонцев. Екатеринбург: ИФМ УрО РАН, 2003. 23 с.
10. Kirchheim, R. Solubility, diffusivity and trapping of hydrogen in dilute alloys. Deformed and amorphous metals – II / R. Kirchheim // Acta Met. 1982. V. 30. No. 6. Pp. 1069–1078.
11. Riecke, E. Einflüsse von Mo, V, Nb, Ti, Zr und deren Karbiden auf die Bindungszustände des Wasserstoffs in Eisen und das Bruchverhalten der Eisenlegierungen / E. Riecke, B. Johnen // Werkstoffe und Korrosion. 1991. Jg. 42. Nr. 12. S. 626–636.

Bibliography

1. Mirzaev, D.A. Thermodynamic aspects of the effect of small palladium additions on the solubility of hydrogen and flaking in steels / D.A. Mirzaev, A.A. Mirzoev, I.V. Kashukov, K.Yu. Okishev // The Physics of Metals and Metallography. 2009. V. 108. No. 5. Pp. 496–503.
2. Kim, K.T. Effect of alloying elements on hydrogen diffusivity in α -iron / K.T. Kim, J.K. Park, J.Y. Lee, S.H. Hwang // J. Materials Science. 1981. V. 16. No. 9. Pp. 2590–2596.
3. Geld, P.V. Hydrogen in metals and alloys / P.V. Geld, R.A. Ryabov. Moscow: Metallurgiya, 1974. 272 pp.
4. Geller, W. Einfluß von Legierungszusätzen auf die Wasserstoffdiffusion im Eisen und Beitrag zum System Eisen-Wasserstoff / W. Geller, Tak-Ho Sun // Archiv für das Eisenhüttenwesen. 1950. Jg. 21. H. 11/12. S. 423–430.
5. Arkharov, V.I. Effect of small palladium additions on hydrogen permeation in a middle-alloy steel / V.I. Arkharov, T.T. Moroz, I.A. Novokhatsky, M.I. Eremina, S.I. Khokhlova // The Physical and Chemical Mechanics of Materials. 1971. V. 7. No. 6. Pp. 51–54.
6. Arkharov, V.I. On effect of palladium upon flaking susceptibility of steel / V.I. Arkharov, T.T. Moroz, I.A. Novokhatsky, S.I. Khokhlova, M.I. Eremina // The Physical and Chemical Mechanics of Materials. 1976. V. 12. No. 1. Pp. 47–51.
7. Shtremel, M.A. Short-range order in substitutional-interstitial ternary solid solutions / M.A. Shtremel, Yu.A. Krupin, E.B. Zaretsky // The Physics of Metals and Metallography. 1978. V. 46. No. 5. Pp. 984–993.
8. Oriani, R.A. The diffusion and trapping of hydrogen in steel / R.A. Oriani // Acta Met. 1970. V. 18. No. 1. Pp. 147–157.
9. Gapontsev, A.V. Analysis of diffusion processes of hydrogen in metals and alloys with crystalline disorder: Abstract of thesis (cand. phys. and math. science). Ekaterinburg: Institute of Metal Physics, Ural Branch RAS, 2003. 23 pp.
10. Kirchheim, R. Solubility, diffusivity and trapping of hydrogen in dilute alloys. Deformed and amorphous metals – II / R. Kirchheim // Acta Met. 1982. V. 30. No. 6. Pp. 1069–1078.
11. Riecke, E. Einflüsse von Mo, V, Nb, Ti, Zr und deren Karbiden auf die Bindungszustände des Wasserstoffs in Eisen und das Bruchverhalten der Eisenlegierungen / E. Riecke, B. Johnen // Werkstoffe und Korrosion. 1991. Jg. 42. Nr. 12. S. 626–636.