

ДИСКУССИОННЫЕ СООБЩЕНИЯ

PACS numbers: 61.50.Ks, 61.66.Dk, 61.72.Bb, 61.72.Dd, 61.72.S-, 81.30.Kf, 81.40.Ef

О природе тетрагональности мартенсита углеродистой стали

Ю. Я. Мешков, В. А. Лободюк

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

В статье развивается ранее представленный в сообщении [1] анализ показателей тетрагональности углеродистого мартенсита с учётом фактора ограниченной растворимости углерода в аустените, что обуславливает неоднородность распределения локальных тетрагональных искажений решётки α -фазы по объёму кристалла мартенсита, в силу чего экспериментально фиксируемое значение параметра c/a является усреднённым показателем тетрагональности для стали с заданным содержанием углерода. Предложена модель расчётного определения локальной величины тетрагональности элементарной ячейки решётки α -фазы, содержащей атом С. На основании анализа изменения в результате мартенситного превращения межатомных расстояний в решётках γ - и α -фаз показано, что в решётке мартенсита размещение атома углерода посередине ребра с ОЦК-ячейки ведёт к сильному локальному искажению её формы. Сделан вывод о том, что вследствие этого кристалл мартенсита углеродистой стали состоит в основном из ОЦК-ячеек α -фазы с редкими (в соответствии с концентрацией атомов С) включениями «псевдокубических» ячеек с увеличенным до размера $1,41a$ одним ребром. Очевидно, совокупность таких увеличенных углеродсодержащих рёбер «псевдокуба», ориентированных по оси c , приводит к расщеплению дифракционной линии $\{110\}$ мартенсита (по которой чаще всего и определяют тетрагональность), что даёт основание трактовать это как тетрагональность всей решётки с отношением осей её ячеек c/a , усреднённым по всему кристаллу α -фазы.

Corresponding author: Valentyn Andriyovych Lobodyuk
E-mail: lobody@ipm.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: Yu. Ya. Meshkov and V. A. Lobodyuk, On the Nature of Tetragonality of a Martensite of Carbon Steel, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 10: 1423–1433 (2017) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.39.10.1423.

Ключевые слова: углеродистая сталь, мартенсит, аустенит, параметр решётки, тетрагональность, искажения, неоднородность.

У статті розвинуто раніше представлену у повідомленні [1] аналізу показників тетрагональності вуглецевого мартенситу з урахуванням чинника обмеженої розчинності Карбону в аустеніті, який зумовлює неоднорідність розподілу локальних тетрагональних спотворень ґратниці α -фази по всьому об'єму кристалу мартенситу, через що значення відношення c/a , яке визначається експериментально, є усередненим значенням тетрагональності для сталі із заданим вмістом Карбону. Запропоновано модель розрахункового визначення локальної величини тетрагональності елементарної комірки ґратниці α -фази, що містить атом С. На основі аналізу зміни через мартенситне перетворення міжатомових віддалей у ґратницях γ - і α -фаз показано, що в ґратниці мартенситу розташування атома С посередині ребра c ОЦК-комірки приводить до сильного локального викривлення її форми. Зроблено висновок про те, що внаслідок цього кристал мартенситу вуглецевої сталі складається в основному з ОЦК-комірок α -фази з рідкісними (відповідно до концентрації атомів С) включеннями «псевдокубічних» комірок зі збільшеним до розміру $1,41a$ одним ребром. Очевидно, сукупність таких збільшених ребер «псевдокуба» із атомом С, орієнтованих по осі c , приводить до розщеплення дифракційної лінії $\{110\}$ мартенситу (по якій найчастіше й визначають тетрагональність), що дає підстави трактувати це як тетрагональність усієї ґратниці з відношенням осей її комірок c/a , усередненим по всьому кристалу α -фази.

Ключові слова: вуглецева сталь, мартенсит, аустеніт, параметер ґратниці, тетрагональність, спотворення, неоднорідність.

Analysis of the values of tetragonality of the carbon martensite presented earlier in Ref. [1] is developed taking into account the factor of limited solubility of carbon in austenite, which causes the inhomogeneity of distribution of the local tetragonal distortions of the α -phase lattice in the whole volume of the martensite crystal, and so the experimentally fixed value of tetragonality c/a is the averaged value for the steel with a given content of carbon. A model of numerical estimation of the local tetragonality value of the α -phase unit cell containing the C atom is proposed. As shown on the basis of analysis of the interatomic-distances' changing in lattices of γ - and α -phases as a result of the martensitic transformation, the location of carbon atom in the middle of edge c of martensite b.c.c.-lattice unit cell causes to a strong local distortion of the lattice shape. As concluded, as a result, the martensite crystal of the carbon steel consists of mainly b.c.c. unit cells of α -phase with rare (respectively to C concentration) inclusions of the 'pseudo-cubic' unit cells with one edge increased to $1.41a$. Obviously, the aggregate of such enlarged carbon-containing edges of the 'pseudo-cube' oriented along the c axis leads to a splitting of martensite diffraction lines $\{110\}$ (that is most often used to determine tetragonality), which gives a reason for treating that as the tetragonality of the whole lattice with the ratio of its cells' axes c/a averaged over the whole crystal of the α -phase.

Key words: carbon steel, martensite, austenite, lattice parameter, tetragonality, distortion, inhomogeneity.

(Получено 11 августа 2017 г.)

1. ВСТУПЛЕНИЕ

Ранее, в работе [1] нами было показано, что в анализе параметров тетрагональности углеродистого мартенсита следует отличать «истинную» (т.е. решёточную) тетрагональность мартенсита ($c/a = 1,24$) от экспериментально определяемого рентгенографическими методами среднего показателя c/a по кристаллу мартенсита, у которого подавляющее большинство безуглеродистых ячеек решётки α -фазы имеют величину $c/a \cong 1$. Например, для стали с 1% масс. С, что составляет примерно 5 ат.%, из каждых 20 ячеек α -фазы 15 имеют $c/a \cong 1$ и лишь 5 ячеек содержащих атом углерода и могут иметь тетрагональность близкую к «истинной» $c/a = 1,24$. Рентгенографически такая ситуация отвечает среднему значению $c/a \cong 1,05$, экспериментально наблюдаемому для стали с 1% масс. С [2].

Однако тетрагональность решётки мартенсита с величиной $c/a = 1,24$ возникает лишь при определённом максимальном (гипотетическом) содержании атомов С в решётке аустенита, когда все октаэдрические поры в центрах ГЦК-ячеек γ -фазы окажутся заполненными атомами углерода, чего в природе не может быть из-за ограниченной растворимости углерода в стали. Следовательно, значение тетрагональности решётки α -фазы в мартенсите $c/a = 1,24$ является лишь виртуальным, сугубо расчётным значением. Но важно указать на то, что и эта величина (1,24) также является средней для решётки мартенсита, в которой лишь два противоположных ребра каждой объёмно-центрированной ячейки содержат по внедрённому атому С, которые принадлежат соседним октаэдрическим порам в ГЦК-ячейках аустенита.

Для дальнейшего анализа понятия тетрагональности решётки α -железа сначала подробнее рассмотрим вопрос о кристаллографической трактовке $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в железе, имеющего прямое отношение к природе возникновения тетрагональности решётки мартенсита.

2. О ПЕРЕСТРОЙКЕ РЕШЁТОК ПРИ $\gamma \rightarrow \alpha$ -ПЕРЕХОДЕ В ЖЕЛЕЗЕ

Гранецентрированная кубическая решётка аустенита служит традиционным, общепринятым способом представления кристаллической структуры γ -фазы железа, основанным на данных рентгенографического анализа этой структуры [3], которые позволили описать пространственную решётку высокотемпературной γ -фазы в виде куба (с параметром $a = 3,6 \text{ \AA}$), сформированного четырнадцатью

атомами железа со свободным октаэдрическим междуузлем (ОМ) в его центре (рис. 1, *a*).

В кристаллографии принято считать элементарным представителем структуры наименьшую ячейку, с помощью которой путём трансляций по трём осям можно воспроизвести полностью всю структуру кристалла [4]. Из рисунка 1, *б* ясно, что на стыке двух соприкасающихся ГЦК-ячеек γ -фазы можно выделить решётку меньшего объёма, сформированную девятью (вместо 14 в ГЦК) атомами железа, из которых один находится в центре решётки (рис. 1, *б*).

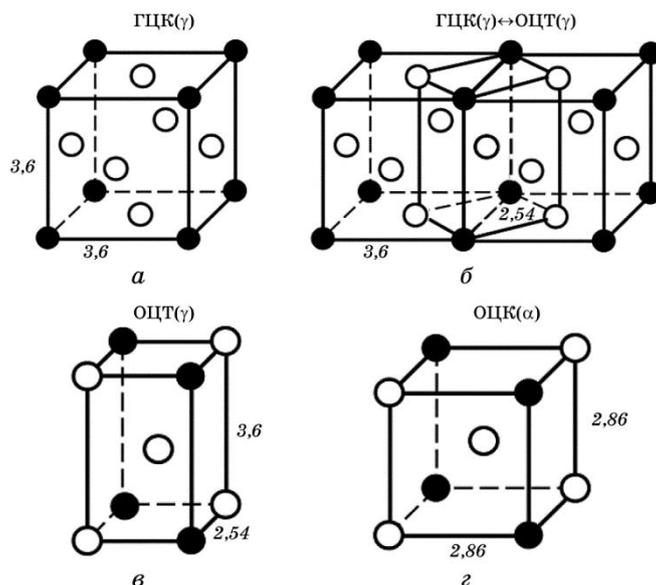


Рис. 1. Представление решёток аустенита (γ) и феррита (α) при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в железе: *a* — ГЦК(γ)-решётка; *б* — выделение ОЦТ(γ)-решётки в двух соприкасающихся ГЦК(γ)-решётках; *в* — ОЦТ(γ)-решётка аустенита в железе; *з* — ОЦК(α)-решётка феррита после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Цифры у рёбер обозначают соответствующие параметры решёток в Å; ● — атомы Fe в углах ГЦК(γ)-решётки аустенита, ○ — атомы Fe в центрах граней ГЦК(γ)-решётки (*a*). В дальнейших модификациях решёток (*б*, *в*, *з*) обозначение позиций атомов ● и ○ сохраняются согласно с рис. 1, *a*.

Fig. 1. Representation of the austenite (γ) and ferrite (α) lattices during $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation in iron: *a*—f.c.c. (γ) lattice; *б*—separation of the space-centred tetragonal (b.c.t.) (γ) lattices from two adjacent lattices; *в*—b.c.t. (γ) austenite lattice in iron; *з*—b.c.c. (γ) ferrite lattice after $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation. The numbers near the edges denote the corresponding lattice parameters in Å; ●—Fe atoms in the corners of the austenite f.c.c. (γ) lattice, ○—Fe atoms in the centres of the faces of f.c.c. (γ) lattice (*a*). In further modifications of the lattices (*б*, *в*, *з*), the designation of the positions of atoms ● and ○ in Fig. 1, *a* are retained.

Это наименьшая из возможных в данном случае ячеек, простой трансляцией которой можно воспроизвести всю структуру кристалла аустенита в железе.

Указанная элементарная ячейка аустенита (наименьшая по объёму и по количеству атомов) является объёмно-центрированной тетрагональной (ОЦТ) с параметрами $a = 2,45 \text{ \AA}$, $c = 3,6 \text{ \AA}$ и их отношением $c/a = \sqrt{2}$ (1,41). На рисунке 1, в эта ячейка изображена как отдельный представительный элемент кристаллической структуры аустенита, не менее (если не более) «законный», чем ГЦК-ячейка на рис. 1, а.

Преимуществом изображения структуры аустенита в виде ОЦТ-решётки (рис. 1, в) по сравнению с ГЦК-решёткой (рис. 1, а) является то, что результат $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении железа в первом случае выглядит вполне наглядно и просто: тетрагональная объёмно-центрированная структура кристалла превращается в ОЦК-кристалл α -фазы путём уменьшения параметра c γ -фазы от $3,6 \text{ \AA}$ до $c = a = 2,86 \text{ \AA}$ и, соответственно, небольшого перемещения атомов Fe по плоскостям куба (от $2,54$ до $2,86 \text{ \AA}$) (рис. 1 в, г) в результате так называемой деформации Бейна [5], хотя физический смысл $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в железе заключается не в деформации решётки при переходе от ОЦТ- к ОЦК-конфигурации. Необходимые перемещения атомов Fe в пределах одной ячейки осуществляются в результате попадания этих атомов в энергетические «лунки» ОЦК-решётки за счёт флуктуаций (тепловых колебаний) атомов в решётке.

В итоге, у нас имеются все основания для того, чтобы трактовать природу $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении железа в точке A_3 равновесия γ - и α -фаз (905°C) как переход от ОЦТ-структуры аустенита (рис. 1, в) к ОЦК-структуре феррита (рис. 1, г). Такая альтернативная трактовка $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения не противоречит физической природе этого превращения, но открывает новые возможности в понимании природы тетрагональности мартенсита на локальном уровне искажений решётки α -кристалла, вносимых внедрёнными в решётку аустенита атомами углерода.

3. ОСОБЕННОСТИ $\gamma \rightarrow \alpha$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ СТАЛИ

В аустените углеродистой стали октаэдрические междуузлия в центрах ГЦК-решёток частично заполнены атомами углерода, в результате чего параметр решётки γ - и α -фаз возрастает по мере увеличения содержания C в стали (рис. 2) [1].

При медленном охлаждении аустенита эвтектоидной стали ниже точки A (723°C) происходит распад γ -фазы на феррит и цементит, в ходе которого атомы углерода покидают места ОМ в ГЦК-решётке аустенита и диффузионно перемещаются к местам роста цементит-

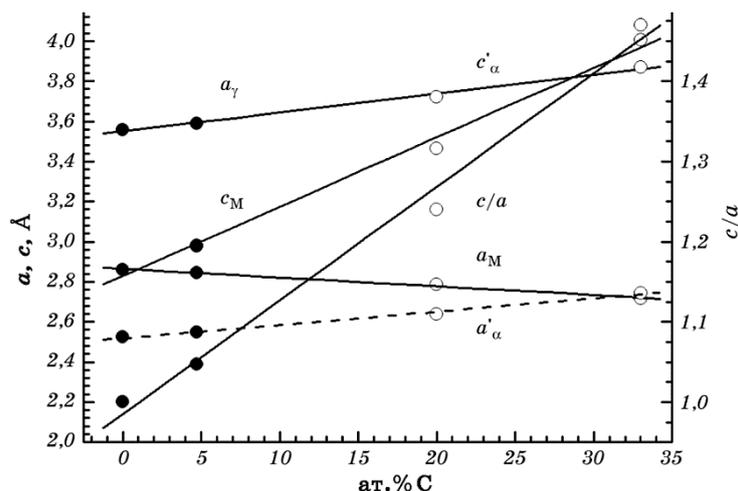


Рис. 2. Зависимости параметров решёток γ - и α -фаз и среднего параметра тетрагональности c/a от содержания углерода (ат.%) в мартенсите (по [1]).

Fig. 2. Dependences of the lattice parameters of γ - and α -phases and the average parameter of tetragonality c/a on carbon content (wt.%) in a martensite (according to data from Ref. [1]).

ных выделений, а безуглеродистые ячейки γ -фазы превращаются в ячейки феррита по схеме, представленной выше: $\text{ОЦТ}(\gamma) \rightarrow \text{ОЦК}(\alpha)$ (рис. 1 в, г).

При резком охлаждении аустенита времени для диффузионных перемещений атомов С недостаточно, они остаются фиксированными в местах ОМ, что эквивалентно их позициям на серединах рёбер c в ОЦТ-ячейках аустенита (рис. 3, а), в то время как атомы Fe в их окружении меняют конфигурацию своего взаимного расположения по предыдущей схеме: $\text{ОЦТ}(\gamma) \rightarrow \text{ОЦК}(\alpha)$. Отличие γ -решётки стали от γ -решётки железа заключается в присутствии в некоторых ячейках первой атомов С, которые, находясь в позициях ОМ ГЦК(γ)-ячеек, автоматически оказываются расположенными посередине одного из четырёх рёбер c ОЦК(α)-ячейки с увеличенной длиной ребра c в 1,41 раза (рис. 3, б).

В результате возникает сильно искажённая ОЦК(α)-ячейка, у которой ребра по осям a и b примерно равны рёбрам элементарной ячейки ОЦК(α)-железа ($a = b = 2,86 \text{ \AA}$ в α -Fe и $a = b \cong 2,79 \text{ \AA}$ в стали [1]), а из четырёх рёбер вдоль оси c в ячейке кристаллической решётки мартенсита лишь одно резко отличается от трёх остальных, т.к. в его середине остаётся внедрённый атом С, унаследованный от соответствующего ребра c ОЦТ(γ)-решётки. Наличие единственного anomalно увеличенного ребра c в ячейке ОЦК(α)-решётки означает, что «отмеченная» присутствием углерода ячейка мартенсита

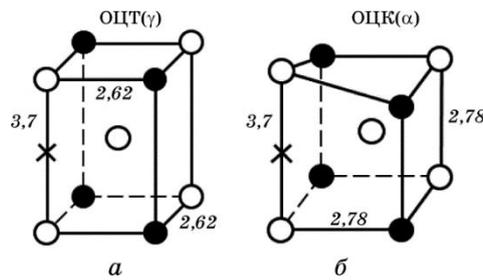


Рис. 3. Положение для сталей атомов Fe в ячейках решёток ОЦТ(γ)-аустенита и ОЦК(α)-мартенсита, содержащих в себе внедрённый атом углерода: ● и ○ — позиции тех же атомов Fe, что и на рис. 1; × — позиция атома С.

Fig. 3. Position for steels of Fe atoms in lattice cells of b.c.t.(γ)-austenite and b.c.c.(α)-martensite containing an embedded carbon atom: ● and ○ — positions of the same Fe atoms as in Fig. 1; × — position of the C atom.

фактически не является ни тетрагональной, ни кубической, а лишь сильно искажённой «псевдокубической» ячейкой, окружённой безуглеродистыми, почти кубическими ячейками. В результате, после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения стали образуется структура мартенсита, состоящая из смеси обычных ОЦК-ячеек и отдельных сильно искажённых ОЦК-ячеек, содержащих на одном из своих рёбер по оси c атом углерода, что аномально удлиняет его в 1,41 раза по сравнению с рёбрами a и b (рис. 3, б).

В силу специфики фазового превращения мартенситного типа по Курдюмову [6] формирование структуры мартенсита происходит в виде скоординированного кооперативного перемещения атомов Fe по определённым плоскостям и направлениям сдвига с сохранением упорядоченности в расположении атомов С преимущественно по оси c ячеек α -фазы. В результате такого механизма оказывается, что в кристалле мартенсита имеется неоднородность по параметру c его решётки, при которой, например, для стали с 1% масс. С из каждых 50 рёбер c 5 рёбер имеют размер, увеличенный в $\sqrt{2}$ раза по сравнению с остальными. При этом истинная тетрагональность в решётках α -фазы не реализуется (рис. 3, б).

Оценочный расчёт в грубом приближении, при котором из ста атомов Fe, формирующих 50 рёбер по оси c , только 5 рёбер c увеличены в 1,41 раза, показывает, что среднее значение c по всем 50 ячейкам составит:

$$\frac{c}{a} = \frac{5 \cdot 1,41 + 45 \cdot 1,0}{50} = 1,04.$$

Это с достаточной точностью соответствует экспериментально опре-

деляемому рентгенографически среднему значению «тетрагональности» $c/a \cong 1,05$ [2] стали с 1% масс. С. Эту оценку средней величины c/a можно уточнить и приблизить к экспериментальной величине 1,05 [2], если принять во внимание то, что каждое искажённое внедрённым атомом С ребро c принадлежит четырём ячейкам α -фазы, в каждой из которых по два ближайших «свободных» ребра c испытывают влияние аномально искажённого ребра c и потому вынуждены удлиниться, что в результате повысит расчётную среднюю величину c и, соответственно, отношение c/a , приближая его к экспериментальному значению 1,05. Но в данном случае, суть дела не в точном обосновании экспериментальной величины средней тетрагональности решётки мартенсита для стали с данным содержанием углерода, а в утверждении, что на самом деле кристаллическая решётка мартенсита всех сталей не обладает истинной (физической) тетрагональностью, задаваемой величиной c/a , единой для всего кристалла (что и фиксируется данными рентгенографического анализа как показатель c/a , усреднённый по объёму кристалла). Эта измеряемая экспериментально величина c/a на самом деле отражает лишь тот факт, что среди всех ячеек решётки α -фазы (мартенсита) лишь небольшая часть имеет аномально искажённые (удлинённые в 1,41 раза) рёбра по оси c (рис. 3, б), а остальные являются незначительно искажёнными ячейками ОЦК-решётки α -фазы.

Такова, по сути, атомно-кристаллическая природа структуры мартенсита стали.

Поэтому природу фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при закалке сталей следует трактовать, как превращение объёмно-центрированной тетрагональной решётки γ -фазы (аустенит) в искажённую объёмно-центрированную кубическую решётку α -фазы, отличающуюся от решётки α -фазы железа лишь тем, что в отдельных её ячейках, соответственно с составом стали по углероду, внедрённый атом С аномально увеличивает одно из рёбер куба по оси c , что рентгенографически проявляется в расщеплении ряда линий мартенсита (появлении дублетов) [7].

3. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе сделана попытка рассмотреть явление тетрагональности мартенсита стали на уровне кристаллической решётки α -фазы, содержащей на одном из рёбер (c) внедрённый атом углерода.

Оказалось, что анализ такой задачи в общем случае целесообразно осуществлять исходя из представления решётки аустенита в виде тетрагональной конфигурации ОЦТ(γ), из которой в результате флуктуаций (тепловых колебаний) атомов Fe в ходе охлаждения формируется ОЦК(α)-решётка, воспроизведя в итоге схему $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в железе, подобную известной деформации Бейна, но

осуществляемой по сугубо термодинамическим, а не механическим причинам.

В случае превращения углеродистого аустенита, в котором внедрённые атомы С, находясь в октаэдрических междуузлиях некоторых ячеек ГЦК-решётки γ -фазы, автоматически оказываются в позициях внедрения на одном из рёбер (c) соответствующих ячеек ОЦТ(γ)-решётки и лишь незначительно (от 3,6 Å в железе до 3,7 Å в стали) удлиняют их рёбра c . После резкого охлаждения и перехода ОЦТ(γ)-решётки в ОЦК(α)-решётку ребра c ячеек с фиксированным на них атомом углерода сохраняют тот же размер $c \cong 3,7$ Å, тогда как рёбра c остальных ячеек ОЦК(α)-решётки, не содержащих атомов С, остаются практически той же длины, что и в чистом железе.

По этой причине в подавляющем большинстве ячеек решётки мартенсита (порядка 90–95% ячеек решётки α -фазы) истинной тетрагональности не существует. Более того, её фактически нет даже в тех «избранных» ячейках, в которых содержится внедрённый на ребре c атом углерода. Такая решётка не является истинно тетрагональной, т.к. из четырёх рёбер c только одно имеет удлинение в 1,41 раза в сравнении с рёбрами по осям a и b , а три других остаются близкими к неискажённой величине a . Однако упорядоченное размещение в кристалле аномально увеличенных рёбер c создаёт предпосылку для рентгенографической фиксации эффекта раздвоения соответствующих дифракционных рефлексов в виде дублетов. Это, однако, следует трактовать как отражение факта существования в кристаллах мартенсита углеродистой стали двух типов решёток α -фазы с различающимися параметрами c .

ПРИЛОЖЕНИЕ

Оценка средней тетрагональности кристалла мартенсита. Поскольку в кристалле мартенсита атомы С содержатся лишь в немногих ячейках решётки α -фазы, то локальные искажения резко неоднородны и в среднем по кристаллу могут быть намного ниже, чем в ячейках, содержащих атом С. Неоднородность искажений решётки выражается в различной длине ребра c : $c' = 1,41a$ в рёбрах с атомом С посередине и $c \cong a$ в остальных рёбрах ячеек ОЦК-решётки. Поэтому оценку средней величины тетрагональности c/a для кристалла мартенсита проведём как оценку средней величины «увеличенного» присутствием атома С ребра $c'_{\text{ср}}$. Тогда отношение $c'_{\text{ср}}/a$ даст оценку средней условной тетрагональности всего кристалла, выявляемую рентгенографически.

Схема расчёта. В мартенсите стали с концентрацией углерода 1,0% масс. С ($\cong 5$ ат.%) на каждые 95 атомов Fe приходится 5 атомов С, но для упрощения расчётов примем, что на 100 атомов Fe приходится 5 атомов С. Таким образом, на 100 атомов Fe приходится 50 ячеек

решётки α -фазы, так как каждой ОЦК-ячейке принадлежит 2 атома Fe. Соответственно, каждой ячейке α -фазы принадлежит только одно ребро c , которое может либо содержать, либо не содержать по середине внедрённый атом С.

В стали с 5 ат. % С на 50 рёбер c приходится 5 удлинённых рёбер $c' = 1,41a$ (рис. 3, б) и 45 обычных ($c \cong a$). Тогда значение c'_{cp} в первом приближении составит:

$$\frac{c'_{\text{cp}}}{a} = \frac{5 \cdot 1,41 + 45 \cdot 1,0}{50} = \frac{52,05}{50} = 1,041. \quad (1)$$

Несмотря на очевидную нестрогость приближения в модели расчёта, всё же оценка даёт очень хорошее согласие с экспериментальным средним значением показателя тетрагональности для мартенсита стали с 1% масс. С (5 ат. % С): $c/a = 1,05$ [2].

Для некоей гипотетической стали с 20 ат. % С (20 рёбер $c' = 1,41a$) оценка по (1) даёт:

$$\frac{c'_{\text{cp}}}{a} = \frac{20 \cdot 1,41 + 30 \cdot 1,0}{50} = \frac{58,2}{50} = 1,164. \quad (2)$$

Это значение ниже величины $c/a = 1,24$, ожидаемой из экстраполяции экспериментальной зависимости c/a от содержания углерода для 5% масс. С (рис. 2), но выглядит вполне разумной.

Для отдельно рассматриваемой ячейки решётки α -фазы с атомом С на одном из рёбер c (рис. 3, б) усреднение по всем четырём рёбрам даёт среднюю величину условной тетрагональности:

$$\frac{c'_{\text{cp}}}{a} = \frac{1,41 + 3 \cdot 1,0}{4} = \frac{4,41}{4} = 1,1025, \quad (3)$$

что, конечно, лишено всякого физического смысла, т.к. такую решётку нельзя трактовать как тетрагональную.

Таким образом, кристаллическую решётку мартенсита углеродистой стали относить к категории тетрагональных решёток в строгом смысле слова нет оснований. Кристалл мартенсита, как пересыщенный твёрдый раствор углерода в феррите, состоит в основном из обычных ячеек ОЦК-решётки α -фазы с отдельными «вкраплениями», в соответствии с составом стали, таких же объёмно-центрированных ячеек, но имеющих одно из рёбер аномально увеличенного размера ($c' = 1,41a$).

Вследствие упорядоченной ориентации «аномальных» ячеек в кристалле мартенсита со средней тетрагональностью $c'_{\text{cp}}/a = 1,1025$ (см. (3)) рентгенографически фиксируется раздвоение некоторых линий (дублеты), что формально позволяет трактовать это как некоторую усреднённую тетрагональность, хотя физически это является лишь следствием неоднородности параметра c решётки мар-

тенсита и уже упомянутой упорядоченности в ориентации «аномальных» ячеек.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. А. Лободюк, Ю. Я. Мешков, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 9: 1281 (2017).
2. Г. В. Курдюмов, *Явления закалки и отпуска стали* (Москва: Metallurgiya: 1960).
3. Э. Э. Каминский, М. Д. Перкас, *Проблемы металловедения и физики металлов: Сб. ЦНИИЧМ* (Москва: Metallurgiya: 1949), с. 211.
4. Ч. Киттель, *Введение в физику твёрдого тела* (Москва: Наука: 1978).
5. E. S. Bain, *Trans. AIME*, **70**, No. 1: 25 (1924).
6. G. Kurdymov and G. Sachs, *Z. Phys.*, **64**, No. 2: 325 (1930).
7. G. Kurdymov, *Z. Phys.*, **55**, Nos. 3–4: 187 (1929).
8. Л. И. Лысак, Я. Н. Вовк, *Физ. мет. металловед.*, **19**: 699 (1965).

REFERENCES

1. V. A. Lobodyuk and Yu. Ya. Meshkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 9: 1281 (2017) (in Russian).
2. G. V. Kurdyumov, *Yavleniya Zakalki i Otpuska Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1960) (in Russian).
3. E. E. Kaminskiy and M. D. Perkas, *Problemy Metallovedeniya i Fiziki Metallov: Sb. TsNIChM* (Moscow: Metallurgiya: 1949), p. 211 (in Russian).
4. Ch. Kittel, *Vvedenie v Fiziku Tverdogo Tela* [Introduction to Solid State Physics] (Moscow: Nauka: 1978) (Russian translation).
5. E. S. Bain, *Trans. AIME*, **70**, No. 1: 25 (1924).
6. G. Kurdymov and G. Sachs, *Z. Phys.*, **64**, No. 2: 325 (1930).
7. G. Kurdymov, *Z. Phys.*, **55**, Nos. 3–4: 187 (1929).
8. L. I. Lysak and Ya. N. Vovk, *Fiz. Met. Metaloved.*, **19**: 699 (1965) (in Russian).