

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.14:536.424

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ И МЕХАНИЗМ
МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА

© 2020 г. В. М. Гундырев^а, *, В. И. Зельдович^а, **, В. М. Счастливец^а

^аИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: gundyrev@imp.uran.ru

**e-mail: zeldovich@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 12.05.2020 г.

После доработки 26.06.2020 г.

Принята к публикации 21.07.2020 г.

Разработан новый вариант кристаллографической теории мартенситного превращения (КТМП), в котором для деформации решетки, вместо деформации Бейна, принят сдвиг по системе двойникования ГЦК-кристаллов и дополнительное изменение размеров в трех взаимно перпендикулярных направлениях. По новому варианту теории угол релаксационного поворота мартенситного кристалла составляет ~1.8 градуса, вместо вращения на ~10 градусов в стандартной феноменологической теории. Новый вариант позволяет установить механизм деформации решетки при мартенситном превращении, определить угол релаксационного поворота, провести кристаллографический анализ мартенситного превращения в различных сплавах. Установлено, что образование кристаллов (реек) дислокационного мартенсита в среднеуглеродистой стали происходит с перераспределением углерода.

Ключевые слова: мартенситное превращение, кристаллографический анализ, сплавы железа, деформация решетки, деформация инвариантной решетки

DOI: 10.31857/S0015323020110042

ВВЕДЕНИЕ

Мартенситное превращение является одним из важнейших фазовых превращений в твердом состоянии [1–4]. На нем основаны многие процессы термической [5–8] и термомеханической обработки стали [9–11], явление фазового наклепа аустенитных сталей [12, 13], эффекты памяти формы в сплавах с термоупругим мартенситом [14–17] и многие другие явления.

Исследование кристаллографии мартенситного превращения в сплавах железа прошло несколько этапов своего развития. Вначале для преобразования ГЦК-решетки γ -фазы (аустенита) в ОЦК-решетку α -фазы (мартенсита) был предложен простейший механизм (деформация Бейна [18]). Он заключался для сплавов железа в сжатии на ~20% вдоль одной из осей ГЦК-решетки и растяжении на ~12% вдоль других осей. Деформация Бейна послужила в дальнейшем основой для анализа механизма мартенситных превращений во многих сплавах [19–21]. Данный механизм позволяет получить из ГЦК ОЦК-решетку, но не позволяет получить экспериментально наблюдаемые ориентационные соотношения между ГЦК- и ОЦК-решетками. Позднее Курдюмов и Закс [22] измерили ориентационные соотношения между решетками мартенсита и аустенита на высокоуг-

леродистой стали с 1.4 мас. % С. Согласно этим соотношениям плотноупакованные плоскости решеток и плотноупакованные направления в этих плоскостях были параллельны. Курдюмов и Закс предложили другую схему перестройки решетки аустенита в решетку мартенсита, состоящую из двух сдвигов [4]. Первый основной сдвиг осуществлялся по плотноупакованной плоскости типа (111) аустенита. Данный механизм перестройки позволял получить не только ОЦК-решетку, но и нужные ориентационные соотношения. В дальнейшем Гренингер и Трояно измерили с высокой точностью ориентационные соотношения и макроскопическую деформацию (деформацию формы) при образовании кристалла мартенсита на сплаве Fe–22 мас. % Ni–0.8 мас. % С [23], а также установили, что плоскость габитуса является инвариантной и имеет иррациональные индексы. Позднее на основе данных знаний Векслер, Либерман и Рид построили феноменологическую теорию мартенситного превращения [24]. Эта теория позволяет рассчитать кристаллографические характеристики мартенситного превращения по известным параметрам решеток аустенита и мартенсита, но не претендует на описание его механизма. Расчеты, выполненные ими для мартенсита сплава Fe–22 мас. % Ni–0.8 мас. % С, дали хорошее

совпадение с экспериментальными результатами, ранее полученными Гренингером и Трояно. Данная теория нашла широкое применение в кристаллографическом анализе мартенситного превращения в различных сплавах.

Мартенситная структура состоит из многочисленных кристаллов микронных и субмикронных размеров, сгруппированных по определенным законам [4, 21]. В сплавах железа по форме кристаллов и по способу их группировки различают два основных типа мартенсита: реечный и пластинчатый (линзовидный) [25, 26]. Реечный мартенсит образуется при температурах превращения выше комнатной, пластинчатый – при более низких температурах. Кристаллы в форме реек образуют пакеты, поэтому реечный мартенсит называют также пакетным. Пластины-линзы образуют зигзагообразные построения (“молнии”). В некоторых сплавах на начальной стадии превращения образуются сочленения двух кристаллов в виде бабочек (баттерфляй-мартенсит), но окончательная структура состоит из реечных и пластинчатых кристаллов. При очень низких температурах превращения мартенситные кристаллы имеют форму тонких протяженных параллельных пластин [26].

В реечном мартенсите деформация при инвариантной решетке осуществляется скольжением, и кристаллы содержат высокую плотность дислокаций (до 10^{11} см⁻²). Поэтому реечный мартенсит называют также дислокационным [4]. В пластинчатом мартенсите деформация при инвариантной решетке осуществляется преимущественно двойникованием, поэтому пластинчатый мартенсит называют двойникованным [4]. Гренингер и Трояно выполняли измерения на сплаве с двойникованным мартенситом [23], и феноменологическая теория мартенситного превращения была построена для двойникованного мартенсита [24].

Мартенситные кристаллы в сплавах железа обычно растут с высокой скоростью, до 10^3 м/с, по порядку величины сравнимой со скоростью звука в металле [4, 27]. Отдельный мартенситный кристалл вырастает за доли микросекунды. Прямое наблюдение механизма деформаций при такой скорости роста практически невозможно. Поэтому для описания механизма мартенситного превращения были предложены различные схемы, основанные на комбинации нескольких сдвигов [21]. Математическое описание деформаций при мартенситном превращении было предложено в феноменологической теории мартенситного превращения, созданной Векслером, Либерманом и Ридом [24]. Эта теория стала общепризнанной [1, 2, 19]. Как сказано выше, эта теория была разработана применительно к мартенситному превращению в сплаве Fe–Ni–C с двойникованным мартенситом [24]. Применение этой теории к другим типам мартенсита (реечно-

му, баттерфляй) встретило значительные трудности (см., напр., [2, 21]). Так для формирования пакета реечных кристаллов мартенсита в среднеуглеродистых сталях были развиты представления [28, 29], отличные от феноменологической теории.

В феноменологической теории мартенситного превращения деформация формы записывается как произведение трех матриц:

$$P_i = RPB, \quad (1)$$

где B – чистая деформация решетки аустенита для получения решетки мартенсита, P – деформация мартенсита при инвариантной решетке, R – поворот мартенситной пластины. Деформация B (деформация Бейна) связана лишь с параметрами решеток, а P и R определяются из требования наличия инвариантной плоскости и совпадения ее с плоскостью габитуса. При разработке феноменологической теории авторы [24] исходили из того, что однородная деформация решетки при мартенситном превращении является “нечистой” деформацией (“impure” distortion), которую можно разложить на “чистую” деформацию (“pure” distortion) и вращение. Согласно [24], “чистая” деформация характеризуется существованием, по крайней мере, одного набора фиксированных в теле ортогональных осей, которые не вращаются при данной деформации. Они называются главными осями деформации. В случае “нечистой” деформации такого набора осей не существует. “Нечистая” деформация всегда может быть представлена как результат объединения “чистой” деформации с вращением образца как твердого тела.

Согласно феноменологической теории, примененной к сплаву с двойникованным мартенситом, угол поворота R равен $\sim 10^\circ$ [19, 24]. Такой большой дополнительный поворот можно объяснить тем, что реальная деформация решетки происходит сдвигом, а в расчетной схеме по феноменологической теории используется деформация Бейна. Если в качестве B брать нечистую деформацию, т.е. содержащую, помимо чистой деформации, также вращение, то угол поворота будет другим. Таким образом, недостатками феноменологической теории Векслера, Либермана, Рида были: 1) ограниченная применимость, только к сплавам с двойникованным мартенситом и 2) отсутствие информации о реальном механизме деформации решетки аустенита. Чтобы описание мартенситного превращения было реалистичным, нужно подобрать такую деформацию решетки аустенита, при которой угол дополнительного поворота будет близок к нулю.

Принцип минимизации угла поворота мартенситной пластины при выборе механизма деформации решетки аустенита был предложен нами при анализе мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$ в никелиде титана [30, 31]. В настоящем обзоре

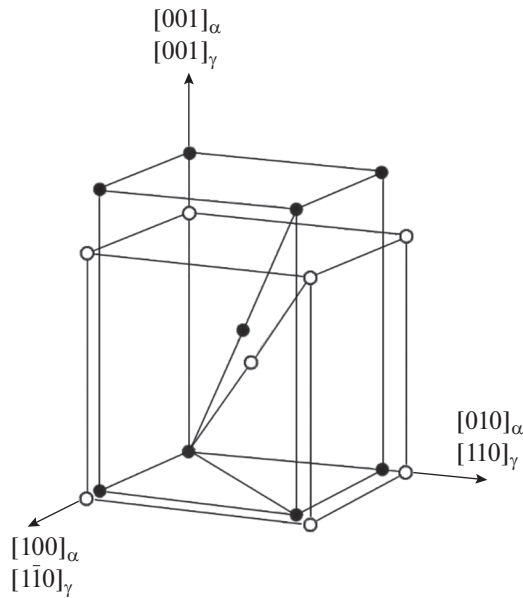


Рис. 1. Схема перестройки решетки ГЦК → ОЦК по Бейну. ● — положение атомов до перестройки, ○ — положение атомов после перестройки.

этот принцип применяется для кристаллографического анализа мартенситного превращения в сплавах железа.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ДВОЙНИКОВАННОГО МАРТЕНСИТА

Превращение ГЦК → ОЦК

Вначале представим анализ мартенситного превращения в сплаве Fe–31% Ni, при котором перестройка решетки делается по схеме Бейна. Мартенситное превращение в этом сплаве экспериментально хорошо изучено (см., напр., [12]). Феноменологическая теория мартенситных превращений была разработана и проверена также применительно к данному сплаву [19, 24]. В этом случае деформация формы P_1 записывается в виде уравнения (1). “Чистая” деформация решетки вычисляется из известных параметров исходной и конечной решеток и состоит, как сказано выше, в уменьшении длины элементарной ячейки ГЦК-решетки вдоль одной оси на ~20% и увеличении длины вдоль двух других осей на ~12% (рис. 1). Матрица деформации Бейна имеет вид:

$$B = \begin{pmatrix} \eta & 0 & 0 \\ 0 & \eta & 0 \\ 0 & 0 & -\eta_1 \end{pmatrix}.$$

Для сплавов железа $\eta = 1.12$, $\eta_1 = 0.80$. Деформация при инвариантной решетке P осуществляется

двойникованием. Для нахождения P , помимо известного направления двойникования и плоскости двойникования, необходимо знать объемную долю двойников в мартенситной пластине. Для нахождения этой доли и определения матрицы вращения R в феноменологической теории решается задача по их определению из условия существования инвариантной плоскости. Согласно расчетам, при использовании деформации Бейна поворот R необходимо осуществить, как сказано выше, на большой угол, ~10°. После определения искомых величин можно рассчитать все кристаллографические параметры мартенситного превращения. Результаты расчетов представлены в табл. 1. Остается неясным истинный механизм деформации решетки при мартенситном превращении, однако очевидно, что такой механизм должен производить чистую деформацию B и осуществлять вращение R . Деформация Бейна (сжатие и растяжение) не подходит в качестве механизма деформации решетки, так как она хотя и осуществляет требуемую деформацию B , но не создает никакого вращения. Очевидно, деформация решетки при мартенситном превращении должна происходить сдвиговым механизмом, так как при сдвиге помимо чистой деформации решетки происходит ее вращение.

В 1930 г. Курдюмов и Закс предложили двухсдвиговую схему, преобразующую кристаллическую решетку аустенита в решетку мартенсита в высокоуглеродистой стали [4, 22]. Первый (основной) сдвиг происходит в решетке аустенита по плоскости (111) в направлении $[11\bar{2}]$ на 0.35355. Второй сдвиг относительно решетки аустенита происходит по плоскости $(\bar{1}2\bar{1})$ в направлении $[\bar{1}01]$ на 0.19245. Кроме данных сдвигов требуется еще небольшая деформация, чтобы получить решетку мартенсита. Эта дополнительная деформация состоит в сжатии на ~2% вдоль направления $[\bar{1}01]$, растяжении на ~7% вдоль $[\bar{1}2\bar{1}]$ и сжатии на ~2% вдоль $[111]$. Данные цифры являются ориентировочными. Точные значения должны рассчитываться для каждого сплава. Двухсдвиговая схема объясняла экспериментально определенное ориентационное соотношение

$$(011)_\alpha \parallel (111)_\gamma,$$

$$[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha \parallel [\bar{1}01]_\gamma,$$

полученное рентгеноструктурным методом. Во время выполнения этих рентгеноструктурных исследований макроскопическая деформация сдвига при мартенситном превращении еще не была измерена, и кристаллографические измерения габитуальной плоскости мартенситных кристаллов отсутствовали. Такие измерения были выполнены позднее Гренингером и Трояно [23]. Заменяя в феноменологической теории деформацию Бей-

Таблица 1. Расчетные кристаллографические параметры мартенситного превращения

Параметры	Механизм К–3	Механизм Бейна	Данный механизм
B	$\begin{pmatrix} 1.11398 & -0.07346 & 0.13343 \\ 0.05998 & 1.12746 & 0.05998 \\ -0.19341 & -0.07346 & 0.78713 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 1.13214 & 0 & 0 \\ 0 & 1.13214 & 0 \\ 0 & 0 & 0.800541 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 1.12398 & -0.00815 & 0.09572 \\ -0.00815 & 1.12398 & 0.09572 \\ -0.13537 & -0.13537 & 0.78901 \end{pmatrix}$
P	$\begin{pmatrix} 0.86427 & -0.01769 & -0.13573 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0.13573 & 0.01769 & 1.13573 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.87160 & 0 & -0.18158 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0.09079 & 0 & 1.12840 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.86450 & -0.01888 & -0.14860 \\ 0.01369 & 1.00191 & 0.01501 \\ 0.12181 & 0.01697 & 1.13359 \end{pmatrix}$
g	0.27237		
R	$\begin{pmatrix} 0.99873 & 0.02957 & -0.040851 \\ -0.02798 & 0.99885 & 0.03886 \\ 0.04195 & -0.03766 & 0.99841 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.99119 & -0.03264 & 0.12840 \\ 0.01868 & 0.99393 & 0.10844 \\ -0.13116 & -0.10508 & 0.98578 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.99964 & -0.02419 & 0.01193 \\ 0.02436 & 0.99960 & -0.01421 \\ -0.01158 & 0.01449 & 0.99983 \end{pmatrix}$
P_1	$\begin{pmatrix} 0.99127 & -0.03695 & -0.02810 \\ 0.02958 & 1.12526 & 0.09524 \\ -0.02810 & -0.11897 & 0.90955 \end{pmatrix}$		
ρ	(0.18477; 0.78233; 0.59483)		
s	[-0.20918; 0.70905; -0.67342]		
g_1	0.22581		
θ	$\begin{pmatrix} 0.90433 & -0.86142 & -0.02303 \\ 0.84667 & 0.89443 & -0.20867 \\ 0.16039 & 0.13546 & 1.23139 \end{pmatrix}$		
о.с.	$(011)_\alpha \parallel (1.007; 1.030; 1.023)_\gamma \quad [01\bar{1}]_\alpha \parallel [0.880; 0.973; -1.846]_\gamma$		
u	[-0.604; -0.654; -0.455]	[-0.628; 0.763; 0.151]	[0.470; 0.385; 0.795]
φ , град	3.63	9.79	1.75

Примечание. g – Величина сдвига при сдвиговой деформации (L) решетки аустенита по плоскости (111), уравнение (2); ρ – инвариантная плоскость; s и g_1 – направление и величина сдвига при деформации формы (P_1) относительно инвариантной плоскости; u – направление оси поворота пластины мартенсита на угол φ в системе координат ГЦК-решетки; θ – матрица для определения индексов направления [UVW] в ОЦК-решетке, параллельного направлению [uvw] ГЦК-решетки; о.с. – ориентационные соотношения.

на на двухсдвиговый механизм Курдюмова–Закса, мы рассчитали кристаллические параметры мартенситного превращения, найденные значения представлены в табл. 1. Как видно из таблицы, инвариантная плоскость, направление сдвига, величина сдвига, деформация формы, ориентационные соотношения получились одинаковыми, при этом угол поворота φ получился почти в 3 раза меньше чем при использовании механизма Бейна, а именно $\varphi = 3.63^\circ$. Таким образом, механизм Курдюмова–Закса более близок к реальному механизму деформации решетки, чем деформация Бейна, однако тем не менее угол φ остается еще слишком большим.

Далее представим новый вариант кристаллографического анализа мартенситного превращения в сплаве Fe–31% Ni, при котором угол поворота кристаллической решетки мартенсита будет

минимальным [32, 33]. Откажемся от деформации решетки по схеме Бейна, заменив ее деформацией сдвига. Так как образование мартенситного кристалла происходит сдвиговым механизмом и имеет сходство с двойникованием [27], выберем в качестве деформации решетки сдвиг по системе двойникования ГЦК-кристаллов. При расчетах кристаллографических параметров мартенситного превращения используем представления феноменологической теории [19, 24]. Вычисления выполнены с помощью программы Mathcad. При вычислениях приняты следующие параметры решеток мартенсита и аустенита $a_\alpha = 0.2875$ нм и $a_\gamma = 0.3591$ нм.

Для получения решетки мартенсита выполним деформацию решетки аустенита в два этапа, как это показано на рис. 2. Вначале сделаем сдвиг L в

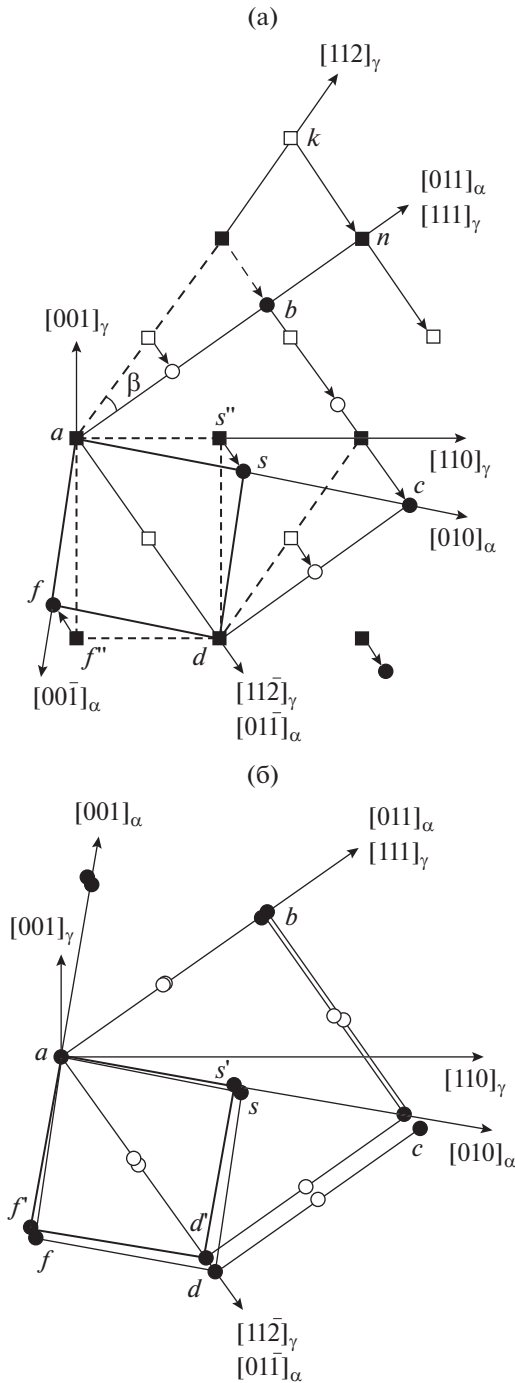


Рис. 2. Схема перестройки решетки ГЦК → ОЦК в плоскости $(1\bar{1}0)_\gamma$. Квадраты – положение атомов в решетке ГЦК, кружки – то же в решетке ОЦК, темные значки относятся к атомам, расположенным в плоскости чертежа, светлые значки относятся к атомам соседнего слоя. а – Сдвиг по плоскости $(111)_\gamma$ в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$ на величину 0.3535, б – сжатие вдоль $[11\bar{2}]_\gamma$ на 7.55%, сжатие вдоль $[111]_\gamma$ на 1.95% и растяжение вдоль $[1\bar{1}0]_\gamma$ (перпендикулярно плоскости чертежа) на 13.22%.

аустените по плоскости (111) в направлении $[11\bar{2}]$ на 0.35355, предложенный Курдюмовым и Заком как первый (основной) сдвиг в двухсдвиговой схеме [4, 22]. При таком сдвиге смещение атомов k и n равно половине ad . Затем выполним дополнительную деформацию B_1 путем удлинения в направлении $[1\bar{1}0]_\gamma$ и сжатия в направлениях $[11\bar{2}]_\gamma$ и $[111]_\gamma$, чтобы получить точные параметры решетки мартенсита. Этот же вариант деформации решетки приведен в обзоре Ройтбурда [34], как один из возможных способов деформирования решетки из ГЦК в ОЦК-фазу.

Сдвиг Γ преобразует боковую грань $as''df''$ исходной объемно-центрированной тетрагональной ячейки в $asdf$. Вторая деформация B_1 преобразует $asdf$ в $as'df'$. Квадрат $as'df'$ является гранью ОЦК-ячейки. Таким образом объемно-центрированная тетрагональная ячейка преобразуется в орторомбическую объемно-центрированную ячейку в результате сдвига Γ , и становится ОЦК-ячейкой после деформации B_1 . Деформация B_1 – чистая деформация [24], как и деформация Бейна, но B_1 гораздо меньше и имеет другие главные оси по сравнению с деформацией Бейна. Матрица, описывающая сдвиг Γ , имеет вид:

$$\Gamma = T^{-1} \begin{pmatrix} 1 & 0.35355 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} T, \quad (2)$$

где $T = \begin{pmatrix} \frac{1}{\sqrt{6}} & \frac{1}{\sqrt{6}} & \frac{-2}{\sqrt{6}} \\ \frac{1}{\sqrt{3}} & \frac{1}{\sqrt{3}} & \frac{1}{\sqrt{3}} \\ \frac{1}{\sqrt{2}} & \frac{-1}{\sqrt{2}} & 0 \end{pmatrix}$ – матрица поворота координатных осей, T^{-1} – обратная матрица.

Матрица дополнительной деформации B_1 имеет вид:

$$B_1 = T^{-1} \begin{pmatrix} 0.92438 & 0 & 0 \\ 0 & 0.98046 & 0 \\ 0 & 0 & 1.13214 \end{pmatrix} T \quad (3)$$

Отсюда можно вычислить деформацию решетки

$$B = B_1 \Gamma. \quad (4)$$

Для получения габитусной плоскости выполняем деформацию P при инвариантной решетке путем двойникования мартенсита и дополнительного вращения R , как это делается в феноменологической теории. Из возможных эквивалентных вари-

антов двойникования выбираем следующую систему: плоскость $(112)_\alpha$, направление $[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$. Получаем

$$P = S^{-1} \begin{pmatrix} 1 & g & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} S, \quad (5)$$

где $S = \begin{pmatrix} -0.74158 & 0.07492 & 0.66667 \\ 0.67082 & 0.09347 & 0.73570 \\ -0.00720 & 0.99280 & -0.11957 \end{pmatrix}$ – матрица

поворота координатных осей от исходных координат решетки аустенита к ортогональным координатам, выбранных так, что ось X совпадает с направлением сдвига $[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, ось Y совпадает с нормалью к плоскости $(112)_\alpha$, а ось Z им перпендикулярна. При вычислении матрицы S принято во внимание, что решетки аустенита и мартенсита связаны ориентационными соотношениями $(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha$ и $[11\bar{2}]_\gamma \parallel [01\bar{1}]_\alpha$. Дальнейшие расчеты кристаллографических характеристик мартенсита сделаны в полном соответствии с феноменологической теорией [19, 24].

Полученные в результате расчетов кристаллографические характеристики мартенситного превращения представлены в табл. 1, в которой θ определяется как

$$\theta = \begin{pmatrix} 1 & -1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} (RB)^{-1}. \quad (6)$$

Из табл. 1 видно, что все кристаллографические параметры мартенситного превращения получились одинаковыми для всех моделей расчетов. Следовательно, ни одна из них не может иметь преимуществ с точки зрения совпадения с экспериментом. Однако в модели, используемой в данной работе, дополнительное вращение на угол φ , которое приходится вводить из-за неполного соответствия модели реальному механизму мартенситного превращения, получается в 5.6 раза меньше, чем в случае использования модели деформации по Бейну, и в два раза меньше, чем в двухсдвиговой модели Курдюмова–Закса. Таким образом, используемая в данной работе модель более точно отражает реальный механизм превращения. Для данной модели деформация формы записывается следующим образом:

$$P_1 = RPB_1\Gamma. \quad (7)$$

Эта модель отличается от модели Курдюмова–Закса отсутствием второго сдвига. Отсюда следует, что второй сдвиг не нужен для описания деформации при образовании двойникового мартенсита. Надо полагать, что первый сдвиг имеет место всегда при мартенситном превращении в сплавах железа, так как именно он обес-

печивает постоянно наблюдаемое ориентационное соотношение $(011)_\alpha \parallel (111)_\gamma$. Таким образом, предложен механизм деформации при мартенситном превращении в сплаве Fe–31% Ni с двойниковым мартенситом, не требующий значительного поворота кристаллической решетки мартенсита. Основной компонент деформации решетки при мартенситном превращении в сплавах железа – это сдвиг по плоскости (111) в направлении $\langle 11\bar{2} \rangle$, используемый в качестве первого сдвига в двухсдвиговой схеме Курдюмова и Закса [4, 22] и совпадающий с системой двойникования в ГЦК-кристаллах.

Превращение ГЦК \rightarrow ОЦТ

Объемно-центрированная тетрагональная (ОЦТ) решетка, свойственная высокоуглеродистым сталям, наглядно получается деформацией Бейна, при этом величина деформации решетки уменьшается по сравнению с превращением ГЦК \rightarrow ОЦК. Данный факт зачастую считается доказательством реальности деформации Бейна [35, 36]. Однако, как будет показано ниже, в случае деформации решетки по нашему механизму также может быть получен тетрагональный мартенсит. В данной части обзора кристаллографический анализ деформаций, выполненный для ГЦК \rightarrow ОЦК-превращения, рассматривается применительно к превращению ГЦК \rightarrow ОЦТ в высокоуглеродистой стали. При этом выполняется расчет кристаллографических характеристик ГЦК \rightarrow ОЦТ-превращения по феноменологической теории мартенситных превращений на тех же моделях, что для ГЦК \rightarrow ОЦК-перехода, и определяется наиболее реальная модель деформации решетки при мартенситном превращении в данной стали [37].

1. Решетка тетрагонального мартенсита, как и кубического, может быть получена сдвигом Γ в аустените по плоскости (111) в направлении $[11\bar{2}]$ и дополнительной деформацией B_1 . Деформация B_1 – чистая деформация [24], как и деформация Бейна, но B_1 гораздо меньше и имеет другие главные оси по сравнению с деформацией Бейна. В качестве исходных данных для расчетов взяты параметры решеток аустенита и тетрагонального мартенсита для стали с 1.75% C: $a_\gamma = 0.3626$ нм; $a_\alpha = 0.2844$ нм; $c_\alpha = 0.3063$ нм [4]. Степень тетрагональности: $c/a = 1.077$. Объемный эффект превращения $2V_1/V_2 = 1.039$, здесь V_1 и V_2 – объемы элементарных ячеек мартенсита и аустенита, соответственно. На рис. 3 показаны схемы атомных перемещений при ГЦК- \rightarrow ОЦТ-превращении на плоскости $(1\bar{1}0)_\gamma$ при сдвиге и деформации B_1 . Приведенная схема полностью описывает деформацию решетки. Данная схема отличается от аналогичной для ГЦК- \rightarrow ОЦК-превращения, так как учитывает тетрагональность решетки мартенсита.

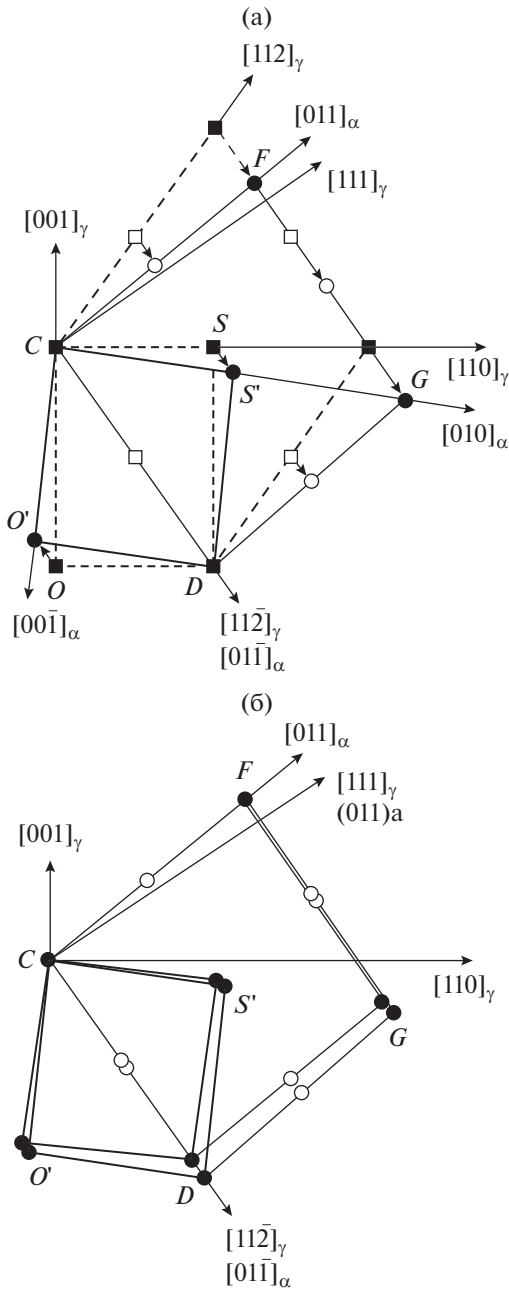


Рис. 3. Схема перестройки решетки ГЦК → ОЦТ в плоскости $(1\bar{1}0)_\gamma$: а – сдвиг по плоскости $(111)_\gamma$ в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$ на 0.27502, б – сжатие вдоль $[11\bar{2}]_\gamma$ на 5.9%, сжатие вдоль $[111]_\gamma$ на 0.5% и растяжение вдоль $[1\bar{1}0]_\gamma$ (перпендикулярно плоскости чертежа) на 10.9%. Квадраты – атомы ГЦК, кружки – ОЦТ. Темные значки – атомы в плоскости чертежа, светлые – атомы соседнего слоя.

Матрица, описывающая сдвиг Γ , имеет вид:

$$\Gamma = T^{-1} \begin{pmatrix} 1 & 0.27502 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} T; \quad (8)$$

где $T = \begin{pmatrix} \frac{1}{\sqrt{6}} & \frac{1}{\sqrt{6}} & \frac{-2}{\sqrt{6}} \\ \frac{1}{\sqrt{3}} & \frac{1}{\sqrt{3}} & \frac{1}{\sqrt{3}} \\ \frac{1}{\sqrt{2}} & \frac{-1}{\sqrt{2}} & 0 \end{pmatrix}$ – матрица поворота координатных осей, T^{-1} – обратная матрица.

Значение деформации сдвига $\text{tg}\alpha = 0.27502$ вычислено из соотношения, связывающего величину сдвига со степенью тетрагональности решетки (см. ниже уравнение (11)).

Матрица дополнительной деформации B_1 имеет вид

$$B_1 = T^{-1} \begin{pmatrix} \frac{2I_{011}(\text{ОЦТ})}{I_{112}(\text{ГЦК})} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{d_{011}(\text{ОЦТ})}{d_{111}(\text{ГЦК})} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2I_{100}(\text{ОЦТ})}{I_{110}(\text{ГЦК})} \end{pmatrix} T, \quad (9)$$

где I_{uvw} – период идентичности в направлении uvw , d_{hkl} – межплоскостное расстояние [38]. Для принятых параметров решеток ГЦК и ОЦТ получаем

$$B_1 = T^{-1} \begin{pmatrix} 0.94119 & 0 & 0 \\ 0 & 0.99554 & 0 \\ 0 & 0 & 1.10922 \end{pmatrix} T.$$

Далее находим деформацию решетки

$$B = B_1 \Gamma.$$

Для получения инвариантной плоскости выполняем деформацию P путем двойникования мартенсита, как это делается в феноменологической теории. Выбираем такую систему двойникования, при которой достигается максимальное уменьшение деформации формы мартенсита. На рис. 4 показано, что таких систем двойникования для данной деформации формы путем сдвига по плоскости $(111)_\gamma$ в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$, параллельных $(011)_\alpha$ и $[01\bar{1}]_\alpha$, имеем две: $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$ и $(\bar{1}12)[1\bar{1}1]$. Относительно плоскости (100) они расположены симметрично. Поэтому ориентировки мартенсита либо с одними двойниками, либо с другими также должны быть расположены симметрично относительно плоскости $(1\bar{1}0)_\gamma$ -фазы, параллельной плоскости $(100)_\alpha$.

Таким образом, для каждого из 12 вариантов деформации решетки имеем два варианта деформации мартенсита при инвариантной решетке, в итоге получается 24 ориентировки мартенсита. Если бы не было вращения в процессе двойникования, то сохранилось бы 12 ориентировок. Дан-

ное вращение приводит к повороту пластины мартенсита вокруг оси $[111]_\gamma$ на 1.55° (рис. 4), следовательно, к изменению ориентационного соотношения между решетками. Матрица деформации P имеет вид:

$$P = S^{-1} \begin{pmatrix} 1 & g & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} S.$$

Для дальнейших расчетов выбираем двойникование по системе $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$, в этом случае

$$S = \begin{pmatrix} -0.73531 & 0.06026 & 0.67505 \\ 0.67772 & 0.07185 & 0.73180 \\ -0.00441 & 0.99559 & -0.09367 \end{pmatrix}$$

— матрица поворота координатных осей от исходных координат решетки аустенита к ортогональным координатам, выбранным в тетрагональной решетке мартенсита так, что ось X совпадает с направлением сдвига $[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, ось Y совпадает с нормалью к плоскости $(112)_\alpha$, ось Z им перпендикулярна. Дальнейшие расчеты кристаллографических характеристик мартенсита, в том числе вычисление g , сделаны в полном соответствии с феноменологической теорией [19, 24]. Полученные в результате расчетов кристаллографические характеристики мартенситного превращения ГЦК \rightarrow ОЦТ представлены в табл. 2. Здесь также представлены результаты расчетов, в которых деформация решетки выполнена либо согласно двухсдвиговой схеме Курдюмова—Закса (механизм К—3), либо деформацией Бейна (механизм Бейна).

Из табл. 2 видно, что все кристаллографические параметры мартенситного превращения получились одинаковыми для всех моделей расчетов. Следовательно, ни одна из моделей не может иметь преимуществ с точки зрения совпадения с экспериментом. Однако в модели, используемой в данной работе, дополнительное вращение на угол ϕ получается почти в пять раз меньше, чем в модели деформации по Бейну, и в 1.7 раза меньше, чем в двухсдвиговой модели Курдюмова—Закса. Таким образом, используемая в данной работе модель более точно отражает реальный механизм превращения.

В табл. 3 приведены результаты расчетов кристаллографических параметров мартенситного ГЦК \rightarrow ОЦТ превращения по нашей модели для тетрагональной решетки с разной степенью тетрагональности и при разных значениях объемного эффекта превращения. Из таблицы видно, что величина макроскопического сдвига при ГЦК \rightarrow ОЦТ-превращении меньше, чем при ГЦК \rightarrow ОЦК-превращении, а от объемного эффекта превращения она практически не зависит. Также видно, что при увеличении объемного эф-

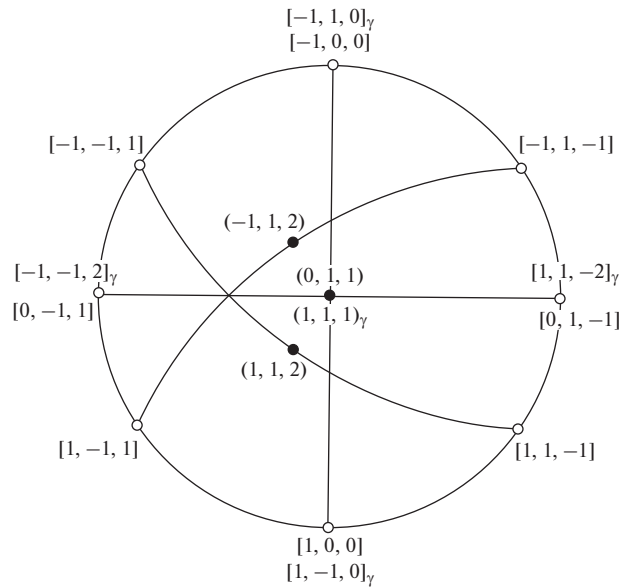


Рис. 4. Стереографическая проекция систем двойникования в α -решетке для варианта сдвига, при котором выполняются ориентационные соотношения $[11\bar{2}]_\gamma \parallel [01\bar{1}]_\alpha$, $(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha$.

фекта превращения угол ϕ несколько возрастает; но для тетрагонального мартенсита угол ϕ меньше, чем для кубического. Детальное исследование изменения ориентировки плоскости габитуса от величины тетрагональности и объемного эффекта имеется в работе [24]. Наши данные расчетов плоскости габитуса, приведенные в табл. 3, полностью соответствуют результатам работы [24], полученным на модели Бейна.

2. На рис. 5а приведена схема деформации простого сдвига ГЦК-решетки при ГЦК \rightarrow ОЦК и ГЦК \rightarrow ОЦТ превращениях. Изображены ОЦТ ячейка исходной ГЦК-решетки, деформированная ячейка после сдвига при ГЦК \rightarrow ОЦТ превращении, деформированная ячейка после сдвига при ГЦК \rightarrow ОЦК превращении и ОЦТ ячейка двойника ГЦК-решетки. Сдвиг происходит по плоскости $(111)_\gamma$ в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$. Смещения атомов выражены в долях диагонали t боковой грани ОЦТ ячейки ГЦК-решетки. Видно, что смещение атомов при ГЦК \rightarrow ОЦК превращении в два раза меньше, чем при двойниковании. Смещение атомов при ГЦК \rightarrow ОЦТ превращении меньше, чем при ГЦК \rightarrow ОЦК переходе. Подчеркнем, что сдвиговая деформация решетки при мартенситных превращениях ГЦК \rightarrow ОЦК и ГЦК \rightarrow ОЦТ происходит по той же плоскости и тому же направлению, что при двойниковании.

Ранее при кристаллографическом анализе мартенситного $B2 \rightarrow B19'$ превращения в никелиде титана было установлено [30, 31], что плоскость и

Таблица 2. Расчетные кристаллографические характеристики мартенситного ГЦК → ОЦТ превращения для значений $c/a = 1.077$ и $2V_1/V_2 = 1.039$

	Механизм К-3	Механизм Бейна	Данный механизм
B	$\begin{pmatrix} 1.09800 & -0.05545 & 0.11212 \\ 0.04751 & 1.10644 & 0.04751 \\ -0.14998 & -0.05545 & 0.83591 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 1.10922 & 0 & 0 \\ 0 & 1.10922 & 0 \\ 0 & 0 & 0.84447 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 1.10433 & -0.00489 & 0.07913 \\ -0.00489 & 1.10433 & 0.07913 \\ -0.10390 & -0.10390 & 0.83728 \end{pmatrix}$
P	$\begin{pmatrix} 0.88978 & -0.01105 & -0.11022 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0.11022 & 0.01105 & 1.11022 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.89348 & 0 & -0.13987 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0.08112 & 0 & 1.10652 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.88988 & -0.01168 & -0.11891 \\ 0.00902 & 1.00096 & 0.00974 \\ 0.10110 & 0.01072 & 1.10917 \end{pmatrix}$
g	0.22098		
R	$\begin{pmatrix} 0.99929 & 0.02554 & -0.02785 \\ -0.02476 & 0.99930 & 0.02803 \\ 0.02854 & -0.02732 & 0.99922 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.99404 & -0.02309 & 0.10652 \\ 0.01450 & 0.99664 & 0.08065 \\ -0.10802 & -0.07863 & 0.99103 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.99974 & -0.01739 & 0.01463 \\ 0.01760 & 0.99974 & -0.01477 \\ -0.01436 & 0.01503 & 0.99978 \end{pmatrix}$
P_1	$\begin{pmatrix} 0.99475 & -0.02561 & -0.01788 \\ 0.02163 & 1.10549 & 0.07367 \\ -0.01788 & -0.08722 & 0.93909 \end{pmatrix}$		
ρ	(0.16579; 0.80850; 0.56466)		
s	[-0.18390; 0.75755; -0.62633]		
g_l	0.17223		
θ	$\begin{pmatrix} 0.91698 & -0.88543 & -0.02650 \\ 0.87535 & 0.91158 & -0.16827 \\ 0.12609 & 0.09548 & 1.17320 \end{pmatrix}$		
о.с.	$(011)_\alpha \parallel (1.001; 1.007; 1.004)_\gamma \quad [01\bar{1}]_\alpha \parallel [0.897; 0.985; -1.881]_\gamma$		
u	[-0.591; -0.602; -0.537]	[-0.590; 0.795; 0.139]	[0.548; 0.533; 0.644]
φ , град	2.68	7.75	1.56

Таблица 3. Расчетные кристаллографические характеристики мартенситного превращения для разных значений c/a и объемного эффекта превращения

$2V_1/V_2^*$	c/a^{**}	g	ρ	s	g_l	φ , град
1.026	1	0.2726	[0.1851; 0.7827; 0.5942]	[-0.2095; 0.7095; -0.6728]	0.2258	1.757
1.039	1	0.2837	[0.2003; 0.8002; 0.5653]	[-0.2277; 0.7315; -0.6427]	0.2229	2.115
1.026	1.077	0.2106	[0.1499; 0.7849; 0.6013]	[-0.1655; 0.7291; -0.6641]	0.1755	1.205
1.039	1.077	0.2210	[0.1658; 0.8085; 0.5647]	[-0.1839; 0.7576; -0.6263]	0.1722	1.56

* $2V_1/V_2$ – отношение удвоенного объема ячейки мартенсита к объему ячейки аустенита, ** c/a – величина тетрагональности ячейки мартенсита.

направление сдвига при деформации решетки в процессе превращения $B2 \rightarrow B19'$ такие же, как при двойниковании ОЦК-решетки (рис. 5б). Таким образом, наблюдается общая закономерность для всех трех мартенситных превращений ГЦК → ОЦК, ГЦК → ОЦТ и $B2 \rightarrow B19'$. Данная закономерность состоит в том, что плоскость и направление сдвига при деформации решетки в процессе мартенситного превращения точно такие же, как при

двойниковании в аустените. В этом случае деформацию решетки можно описать следующим образом, пригодном для всех трех превращений. Вначале происходит сдвиг по плоскости, совпадающей с плоскостью двойникования в решетке аустените, в направлении, параллельном направлению двойникования; затем происходит чистая деформация, главные оси которой совпадают с направлением сдвига, с нормалью к плоскости сдвига и с попе-

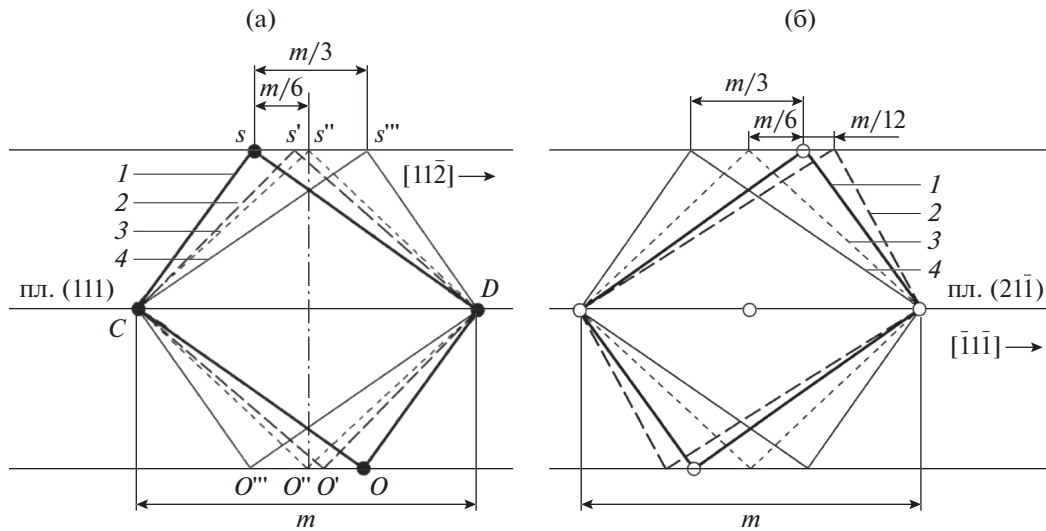


Рис. 5. Сечение ОЦТ-ячейки ГЦК-решетки по плоскости $(1\bar{1}0)_\gamma$ (в обозначениях ОЦТ-решетки $(100)_{\text{ОЦТ}}$) и ее деформация простым сдвигом по плоскости $(111)_\gamma$ (т.е. $(011)_{\text{ОЦТ}}$) в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$ (т.е. $[01\bar{1}]_{\text{ОЦТ}}$) при мартенситных превращениях и двойниковании. 1 – исходная ОЦТ-ячейка ГЦК-решетки, 2 – деформированная ячейка после сдвига при превращении ГЦК → ОЦТ, 3 – деформированная ячейка после сдвига при превращении ГЦК → ОЦК, 4 – ОЦТ-ячейка двойника ГЦК-решетки. m – величина диагонали боковой грани ОЦТ ячейки ГЦК-решетки (а); сечение ячейки ОЦК-решетки по плоскости (011) и ее деформация сдвигом по плоскости $(21\bar{1})$ в направлениях $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ и $[1\bar{1}1]$ при различных мартенситных превращениях и двойниковании. 1 – Исходная ячейка ОЦК-решетки, 2 – деформированная ячейка после сдвига при превращении $B2 \rightarrow B19'$, 3 – деформированная ячейка после сдвига при превращении ОЦК → ГЦК, 4 – ячейка двойника ОЦК-решетки. m – пространственная диагональ элементарной ячейки ОЦК-решетки (б).

речным направлением. Величина сдвига и дополнительная чистая деформация определяются из параметров ячеек аустенита и мартенсита. Таким образом, зная систему двойникования в аустените, параметры ячеек мартенсита и аустенита, можно рассчитать реальную деформацию решетки для подобного типа мартенситных превращений.

3. Найдем взаимосвязь между степенью тетрагональности кристаллической решетки мартенсита c/a и деформацией сдвига на угол α с помощью рис. 6. Пусть исходная ГЦК-ячейка имеет параметр, равный 1. Тогда

$$SD = 1, \quad CS = 1/\sqrt{2}, \quad CD = m = \sqrt{1 + 0.5}.$$

Из прямоугольного треугольника CSD находим:

$$CK = 1/\sqrt{6}, \quad KD = 2/\sqrt{6}, \quad SK = 1/\sqrt{3}.$$

После сдвига на величину n имеем:

$$CE = 1/\sqrt{6} + n, \quad ED = 2/\sqrt{6} - n.$$

Из прямоугольного треугольника $CS'D$ находим:

$$\frac{c}{a} = \sqrt{\frac{2 - \sqrt{6}n}{1 + \sqrt{6}n}}.$$

Учитывая, что

$$n = \text{tg}\alpha/\sqrt{3},$$

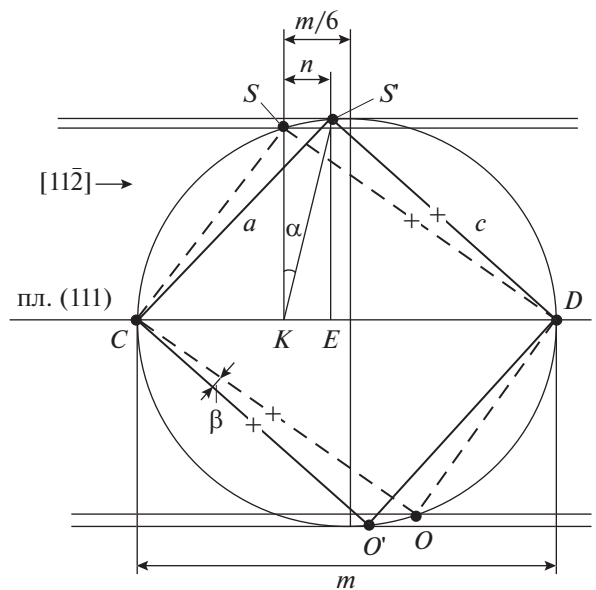


Рис. 6. Сечение ОЦТ-ячейки ГЦК-решетки по плоскости $(1\bar{1}0)_\gamma$ (штриховые линии) и деформированная (простым сдвигом и растяжением) ячейка при мартенситном ГЦК → ОЦТ-превращении (сплошные линии). Крестиками обозначены возможные положения атомов углерода. Другие пояснения в тексте.

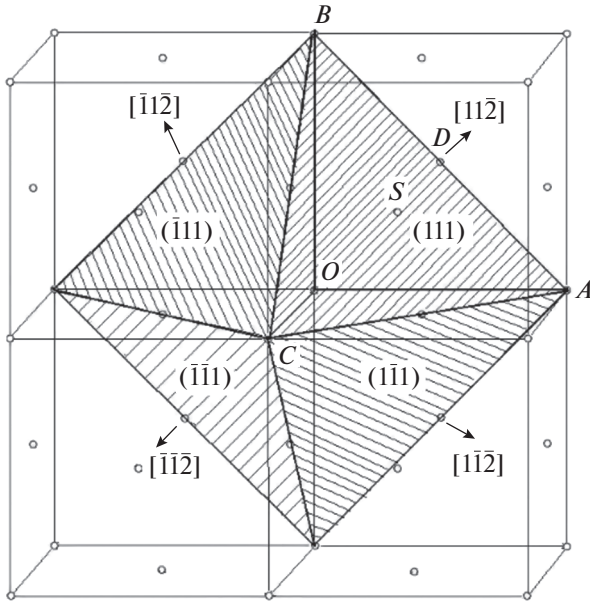


Рис. 7. Четыре эквивалентные системы сдвига с одной общей осью тетрагональности ОС, [001].

получаем

$$\frac{c}{a} = \sqrt{\frac{2 - \sqrt{2} \operatorname{tg} \alpha}{1 + \sqrt{2} \operatorname{tg} \alpha}} \quad (10)$$

Итак, найдено соотношение, связывающее степень тетрагональности решетки мартенсита и тангенс угла сдвига. Из рис. 6 видно, что для получения решетки тетрагонального мартенсита требуется деформация сдвига, величина которой меньше, чем для получения решетки кубического мартенсита, для которого n равно $m/6$ [33]. Также видно, что при сдвиге, помимо деформации решетки, происходит ее поворот в плоскости рисунка (плоскости $(1\bar{1}0)_\gamma$) на угол β . Легко показать, что угол $\beta = \operatorname{arctg}(\sqrt{2}) - \operatorname{arctg}(c/a)$. Из уравнения (10) можно найти величину сдвига, необходимую для получения заданной тетрагональной решетки мартенсита:

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{1}{\sqrt{2}} \frac{2 - \frac{c^2}{a^2}}{1 + \frac{c^2}{a^2}} \quad (11)$$

Отсюда, учитывая, что $c/a = 1.077$ получаем искомое значение $\operatorname{tg} \alpha = 0.27502$. Для ранее рассмотренного мартенситного превращения ГЦК–ОЦК имеем $c/a = 1$, соответственно получаем $\operatorname{tg} \alpha = 0.35355$. Это значение было использовано в уравнении (2).

Таким образом, наш механизм, как и деформация Бейна, позволяет получить тетрагональную решетку мартенсита. Преимуществом нашего механизма является то, что он не только деформирует решетку, но и поворачивает ее на угол β , который соответствует углу поворота решетки при мартенситном превращении.

4. Деформация Бейна наглядно объясняет образование кристаллов тетрагонального мартенсита с тремя кристаллографически эквивалентными вариантами оси тетрагональности типа $\langle 100 \rangle$ [4, 14]. Покажем, как при нашей деформации решетки происходит образование кристаллов тетрагональных мартенсита. На рис. 6 крестиками показано положение атомов углерода в исходной ОЦТ ячейке аустенита на ребрах SD и ОС, параллельных оси c . При деформации сдвигом в процессе мартенситного превращения длина этих ребер уменьшается, однако атомы углерода не дают возможности сблизиться атомам железа и получить ОЦК-решетку. В результате сдвиг прекращается, не доходя до симметричного положения, при этом частично сохраняется исходная тетрагональность. На рис. 7 представлены четыре элементарных ячейки решетки аустенита, в каждой из которых заштрихованы плоскости сдвиговой деформации решетки и указаны направления сдвига. Видно, что все четыре системы сдвига создают одинаковую ось тетрагональности ОС, индексы которой [001].

В табл. 4 представлены три набора эквивалентных систем сдвига, в каждом из которых создается одинаковая ось тетрагональности.

Таким образом, предложенный нами вариант кристаллографической теории мартенситных превращений реализован для кристаллографического анализа деформаций при образовании тетрагонального мартенсита.

1. Определены кристаллографические параметры мартенситного ГЦК → ОЦТ-превращения (ориентационные соотношения, плоскость габ-

Таблица 4. Системы сдвига и соответствующие оси тетрагональности

Система сдвига	Ось тетрагональности	Система сдвига	Ось тетрагональности	Система сдвига	Ось тетрагональности
(111) [11, 2]	[001]	(111) [1-21]	[010]	(111)[-211]	[100]
(1-11)[1-1-2]		(1-11)[-1-2-1]		(1-11)[-2-11]	
(-1-11)[-1-1-2]		(-1-11)[1-2-1]		(-1-11)[-21-1]	
(-111)[-11-2]		(-111)[-1-21]		(-111)[-2-1-1]	

туса, величина и направление макроскопического сдвига, угол и ось поворота мартенситного кристалла) для тетрагональной решетки. Показано, что из трех механизмов деформации решетки аустенита реальным является механизм, предложенный нами.

2. Установлено соотношение, описывающее взаимосвязь степени тетрагональности кристаллической решетки мартенсита в высокоуглеродистой стали и величины сдвиговой деформации решетки.

3. Показано, что для каждого из 12 кристаллографически эквивалентных вариантов сдвига при образовании решетки тетрагонального мартенсита имеются два эквивалентных варианта деформации мартенсита при инвариантной решетке. В результате получаются 24 варианта ориентационных отношений.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ДИСЛОКАЦИОННОГО (РЕЕЧНОГО) МАРТЕНСИТА

Как было сказано выше, феноменологическая теория мартенситного превращения Векслера, Либармана, Рида не подходила для описания механизма мартенситного превращения в сплавах с реечным мартенситом. Однако наш вариант кристаллографической теории оказался пригодным для описания образования отдельного кристалла реечного мартенсита. В данном разделе обзора рассматривается применение нового варианта теории к анализу механизма мартенситного превращения в конструкционной среднеуглеродистой стали, в которой образуется реечный мартенсит [40, 41]. Для сравнения с расчетными данными кристаллографического анализа выполнены рентгеноструктурные исследования по определению точных ориентационных соотношений между мартенситом и аустенитом. Следует отметить, что рост группы кристаллов в пакетном мартенсите (процесс формирования пакета) исследован неоднократно [21, 28, 29, 42–45]. В [28] впервые показано, что крупные пакеты в псевдомонокристаллах стали 37ХНЗА (0.37% С, 1.50% Cr, 3.0% Ni, 0.33% Mn) состоят из мартенситных кристаллов шести ориентировок, возникших на одной общей плоскости аустенита типа {111}. Ориентационные соотношения между мартенситом и аустенитом были иррациональными, промежуточными между соотношениями Курдюмова–Закса и Нишияма. В [29] представлена схема группировки кристаллов-реек в крупном пакете, которая иллюстрирует “практически полную компенсацию бейновских и сдвиговых деформаций”. Такой пакет представляет собой самоаккомодационную группу кристаллов, и можно было предположить, что он возникает из одного центра.

Однако исследование пакетного мартенсита в этих псевдомонокристаллах методами количественной металлографии показало [42], что в пакете “рейки трех направлений уложены случайным образом”. Вначале образуется “каркас из крупных кристаллов”, имеющих толщину ~2 мкм; затем “остальной объем заполняют мелкие рейки” средней толщиной 0.2 мкм.

Подробное электронно-микроскопическое исследование строения пакетного мартенсита в стали 10Х2ГЗМ (0.10% С, 2.0% Cr, 3.15% Mn, 0.31% Mo) показало [43], что остаточный аустенит присутствует почти на всех границах реек, значит, мартенситные кристаллы-рейки зарождаются самостоятельно. Однако ранее возникшие рейки при зарождении новых реек диктуют “габитус и выбор ориентационного варианта”. Прямое наблюдение методом фотоэмиссионной микроскопии образования кристаллов в пакетном мартенсите в железоникелевом сплаве Fe–15% Ni показало [21], что параллельные “кристаллы, формирующие пакет, зарождаются отдельно друг от друга” на некотором расстоянии. В процессе роста пакета образуются новые “взаимно параллельные кристаллы, примыкающие или не примыкающие друг к другу”. “Утолщение соседних кристаллов не приводит к их смыканию – между кристаллами остается тонкая прослойка остаточного аустенита”.

В работах [44, 45] были выполнены детальные исследования мартенситного превращения на сплаве Fe–20.2% Ni–5.65% Mn–0.009% С, в котором температуры превращения находятся вблизи комнатной. В этом сплаве можно было проследить отдельные стадии формирования пакета. Наблюдение роста пакета показало, что рейки зарождаются отдельно, но не путем пристройки к боковым граням. Были определены размеры реек, определена кристаллография кристаллов мартенсита: ориентационные соотношения, деформация формы, плоскость габитуса и дислокационная структура. Таким образом, структурный механизм формирования пакета исследован достаточно подробно.

В обстоятельной работе [45] при теоретическом описании образования изолированного кристалла мартенсита была использована стандартная ФТМП [24]. Деформация при инвариантной решетке была осуществлена двумя сдвигами: по $(111)[\bar{1}01]_{\gamma}$ и по $(100)[0\bar{1}1]_{\gamma}$. Было получено хорошее согласие теории и экспериментальных данных [44, 45] для ориентационных соотношений между решетками мартенсита и аустенита и для плоскости габитуса. Однако теоретическая величина деформации формы (макросдвиг) получилась нереально большой, втрое больше экспериментально измеренной (0.96 против 0.31–0.33). Значит, такой механизм деформации при образовании рейки не соответствует реальности.

Согласно [42], в псевдомонокристалле стали 37ХН3А крупные рейки, возникшие первыми, имеют длину 19.5 мкм, ширину 4.7 мкм и толщину 1.8 мкм. Отношение размеров, приведенное в [42], 15 : 3 : 1. Длинное направление реек, согласно всем указанным работам, совпадает с $[1\bar{1}0]_{\gamma}$. Плоскость габитуса реек ориентирована точно по $(111)_{\gamma}$, мартенситный сдвиг направлен вдоль ширины рейки в направлении $[11\bar{2}]_{\gamma}$ [42]. Результаты кристаллографического анализа должны соответствовать полученным экспериментальным данным.

Рентгеноструктурные исследования, представленные ниже, были выполнены на псевдомонокристалле стали 37ХН3А. Монокристалл стали в аустенитном состоянии был выращен по методу Бриджмена из расплава промышленной стали и закален в масле [28]. Мартенситная структура имела вид крупных пакетов размерами до 10 мм в поперечном сечении. В монокристалле наблюдаются все четыре типа пакетов, сформированных на плоскостях (111) , $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(1\bar{1}1)$, $(11\bar{1})$. Количество остаточного аустенита составляло около 6.5%.

Текстуру мартенсита, образованную кристаллами в пределах одного пакета, изучали на модернизированном дифрактометре типа ДРОН, на котором была установлена рентгеновская трубка с точечной проекцией фокуса 0.4×0.4 мм². Пучок первичных лучей, вырезанный коллиматором, имел вблизи образца круглое сечение диаметром около 0.6 мм. Так как кристаллы мартенсита имеют поперечные размеры порядка 2 мкм, то при съемке получается информация от многих тысяч кристаллов. Отраженные от образца лучи регистрировали сцинтилляционным счетчиком, раскрытым по высоте и ширине на 0.5×0.5 мм². При съемке использована специально сконструированная гониометрическая приставка, позволяющая наклонять образец и поворачивать его в своей плоскости. Для исследования плотности полюсов осуществляли повороты образца в двух взаимно перпендикулярных направлениях: дискретный наклон образца и вращение его вокруг главной оси гониометра в ограниченном угловом диапазоне при постоянном угле наклона. Точность установки угла наклона составляла 0.1° .

Для выбранного пакета мартенситных кристаллов была определена ориентировка остаточного аустенита, для этого находили рефлексы аустенита (111) , $(\bar{1}\bar{1}1)$, (001) и (010) . Рефлекс (111) совпадал с рефлексами (011) мартенсита всех шести ориентировок мартенсита в пакете. Далее были выполнены расчёты кристаллографических характеристик мартенситного превращения по правилам феноменологической теории мартенситного превращения. Предварительно были определены параметры решетки аустенита и мартенсита для данной стали: $a_{\gamma} = 0.3583$ нм, $a_{\alpha} = 0.2868$ нм, $c_{\alpha} = 0.2877$ нм [46].

Тетрагональностью решетки мартенсита можно пренебречь, так как она мала и практически не влияет на результаты расчетов, поэтому в расчетах используется кубическая ячейка с $a_{\alpha} = 0.2871$ нм. С помощью полученных матриц ориентационных соотношений были найдены индексы кристаллографических плоскостей мартенсита в координатах решетки монокристалла аустенита для всех шести ориентировок. Полученные индексы переводили в полярные координаты ρ и ϕ , связанные с углом наклона образца и углом поворота образца в своей плоскости. Это позволяло делать предварительную установку образца в отражающее положение для выбранного рефлекса. Путем измерения интенсивности отражения при вращении образца в двух взаимно перпендикулярных направлениях экспериментально уточнялось положение текстурного максимума. Для более точного определения положения текстурных максимумов выбирали рефлексы с малыми индексами, полученные от кристаллографических плоскостей, повернутых относительно поверхности образца на угол не более 53° . Для каждой ориентировки мартенсита определяли положение трех текстурных максимумов. На стереографической проекции, представленной на рис. 8, нанесены полюса всех исследованных текстурных максимумов, полученных от кристаллов одного пакета. Черные кружки относятся к полюсам мартенсита, светлые – к полюсам остаточного аустенита.

На рис. 9 представлены отдельные фрагменты полюсной фигуры $\{110\}_{\alpha}$ в увеличенном масштабе, характеризующие рассеяние интенсивности вблизи текстурных максимумов.

Из рис. 9а видно, что текстурный максимум $[(011)1, 2, 3, 4, 5, 6]$, представляющий собой наложение рефлексов $(011)_{\alpha}$ шести ориентировок на рефлекс $(111)_{\gamma}$, имеет очертания правильного треугольника с закругленными углами. Максимальное рассеяние наблюдается в направлениях $[\bar{2}11]_{\gamma}$, $[1\bar{2}1]_{\gamma}$, $[11\bar{2}]_{\gamma}$. Второй фрагмент (рис. 9б) охватывает четыре текстурных максимума четырех ориентировок, а именно: $(\bar{1}01)1$, $(101)2$, $(101)3$, $(\bar{1}01)4$ (см. рис. 8). Следует обратить внимание на то, что два соседних рефлекса в центре: $(101)2$ и $(101)3$, более размыты и с меньшей интенсивностью в максимуме, чем крайние рефлексы. Максимальное рассеяние наблюдается в направлении $[\bar{2}11]_{\gamma}$.

Из анализа данных рис. 8 и 9, а также из анализа интенсивностей, сделанных в максимуме каждого рефлекса, представленных на рис. 8, можно сделать следующие выводы.

1) В пакете доля каждой из шести ориентировок примерно одинакова. Это подтверждает равносторонняя треугольная форма рассеяния ре-

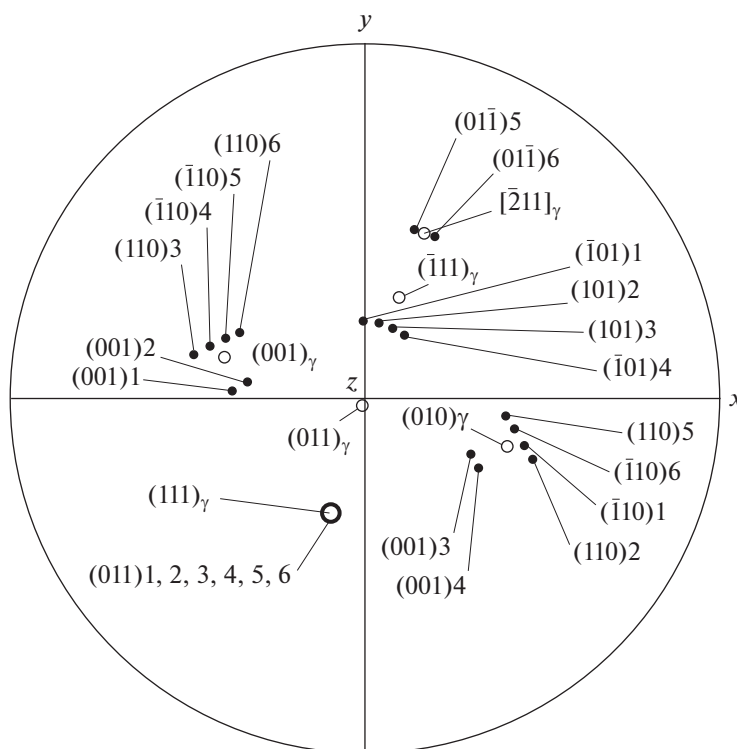


Рис. 8. Стереографическая проекция с указанием полюсов исследованных плоскостей {110} и {100} мартенсита для кристаллов одного пакета. Приведены положения текстурных максимумов, цифры после индексов указывают номера ориентировок.

флекса $(011)_\alpha$ и измеренные в максимуме интенсивности других рефлексов.

2) Максимальное рассеяние каждой ориентировки происходит вокруг направления, совпадающего с длинной стороной рейки мартенсита, которая совпадают с направлениями $\langle 110 \rangle_\gamma$. В нашем случае ориентировки 2 и 3 максимально рассеяны вокруг направления $[0\bar{1}1]_\gamma$, что проявляется в максимальном размытии их рефлексов в направлении $[\bar{2}11]_\gamma$ (рис. 9а, 9б). Ориентировки 4 и 5 рассеяны вокруг $[10\bar{1}]_\gamma$, из-за этого наблюдается размытие их рефлексов в направлении $[1\bar{2}1]_\gamma$ (рис. 9а). Ориентировки 1 и 6 рассеяны вокруг направления $[\bar{1}10]_\gamma$, это приводит к размытию их рефлексов в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$ (рис. 9а).

3) Рассеяние вокруг направления, совпадающего с длинной стороной рейки, несимметрично. Оно более вытянуто в направлении сдвига. Так, например, для ориентировок 1 и 6 оно больше в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$, чем в обратном. Такая асимметрия создает треугольную форму рассеяния рефлекса мартенсита (011) для ориентировок 1, 2, 3, 4, 5, 6.

Для каждой ориентировки мартенсита экспериментально найденные положения полюсов уточняли аналитически. Уточнение ориентировок проводили в два этапа. На первом этапе уточ-

няли координаты измеренных рефлексов каждой ориентировки. Углы между полюсами одной ориентировки должны быть точно такими, как между соответствующими плоскостями монокристалла. Исходя из этого, координаты полюсов корректировали так, чтобы углы между полюсами точно совпали с углами между соответствующими кристаллографическими плоскостями. При этом сумма квадратичных смещений должна быть минимальна. Это было сделано с помощью программы Mathcad. По уточненным координатам полюсов измеренных рефлексов можно найти координаты любых других полюсов данной ориентировки. Таким образом найдены прямоугольные координаты полюсов (011) и $(01\bar{1})$ для всех шести ориентировок кристаллитов в пакете.

На втором этапе найденные координаты уточняли, исходя из требования симметричного их расположения вокруг направления $[111]$ аустенита, а также симметричного их расположения относительно плоскостей аустенита (011) , $(10\bar{1})$, $(1\bar{1}0)$. В результате выполненных процедур были получены точные ориентационные соотношения между решетками мартенсита и аустенита:

$$(011)_\alpha \parallel (1; 0.990; 1.009)_\gamma \text{ с точностью } 0.15^\circ,$$

$$[01\bar{1}]_\alpha \parallel (1; 1.163; \overline{2.133})_\gamma \text{ с точностью } 0.15^\circ.$$

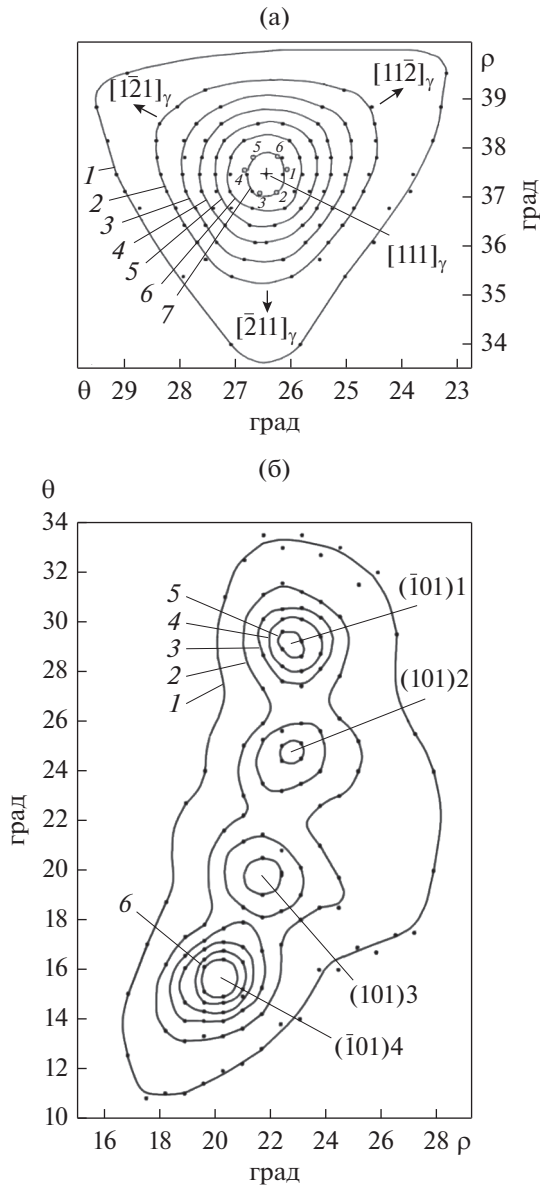


Рис. 9. Фрагменты экспериментальной полюсной фигуры {110} мартенсита. (а) Вблизи текстурного максимума (011)1, 2, 3, 4, 5, 6; ○ – положение максимума (011) каждой ориентировки. (б) Вблизи текстурных максимумов $(\bar{1}01)1$, $(101)2$, $(101)3$, $(\bar{1}01)4$.

В феноменологической теории мартенситных превращений для проведения расчетов необходимо знать параметры решеток мартенсита и аустенита, а также механизм деформации решетки мартенсита в процессе превращения (деформацию при инвариантной решетке). Параметры решеток мартенсита и аустенита исследованной стали весьма близкие к параметрам решеток железоникелевого сплава. Следовательно, напряженное состояние, возникающее в мартенсите при превращении и вызывающее его деформацию, будет таким же. Поэтому в качестве меха-

низма деформации будем использовать ту же кристаллографическую систему $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$ только не для двойникования, как в случае двойникованного мартенсита, а для скольжения.

Соответственно расчетные кристаллографические параметры мартенситного превращения должны получиться весьма близкими к ранее полученным параметрам на железоникелевом сплаве. Также были выполнены расчеты с использованием других систем скольжения: $(011)[\bar{1}\bar{1}1]$, $(123)[\bar{1}\bar{1}1]$.

Результаты расчетов для системы скольжения $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$ представлены в табл. 5. Как и ожидалось, расчетные кристаллографические параметры мартенситного превращения оказались почти одинаковыми для железоникелевого сплава и исследуемого образца при выборе в качестве механизма деформации системы скольжения $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$. При использовании других систем скольжения рассчитанные ориентационные соотношения хуже согласуются с экспериментально определенными.

Из табл. 5 видно, что расчетные ориентационные соотношения получаются почти одинаковыми для сплавов с двойникованным и с реечным мартенситом. На рис. 10 показаны экспериментально полученные и расчетные положения плоскости (011) и направления $[01\bar{1}]$ ОЦК-фазы относительно направлений исходной кристаллографической решетки ГЦК-фазы. Экспериментально определенные ориентационные соотношения для двойникованного мартенсита получены нами из данных работы [47]:

$$(011)_\alpha \parallel (1; 0.988; 0.997)_\gamma \text{ с точностью } 0.3^\circ,$$

$$[01\bar{1}]_\alpha \parallel (1; 1; 2.159)_\gamma \text{ с точностью } 0.3^\circ.$$

Как видно из рис. 10, экспериментально полученные ориентировки обоих типов мартенсита практически совпадают с точностью до 0.3° , что находится в пределах экспериментальной ошибки. Отсюда можно сделать вывод, что реальный механизм деформации решетки при мартенситном превращении один и тот же. Он состоит в сдвиге по плоскости (111) аустенита в направлении $[11\bar{2}]$ на 0.3535, сжатии на $\sim 7.5\%$ вдоль $[11\bar{2}]_\gamma$, сжатии на $\sim 8\%$ вдоль $[111]_\gamma$ и растяжении на $\sim 13.2\%$ вдоль $[1\bar{1}0]_\gamma$. Кроме того, деформация мартенсита практически одна и та же, заключается в сдвиге по плоскости $(112)_\alpha$ в направлении $[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$ на ~ 0.27 . При этом механизмы реализации данного сдвига разные, в одном случае путем двойникования, а в другом – путем скольжения.

В двойникованном мартенсите инвариантная плоскость совпадает с габитусной плоскостью В реечном мартенсите расчетная инвариантная плоскость $(0.189; 0.788; 0.586)$ отклонена на $\sim 25^\circ$ от плоскости $(111)_\gamma$, совпадающей с габитусной

Таблица 5. Расчетные кристаллографические параметры мартенситного превращения

Параметры	Реечный мартенсит	Двойникованный мартенсит
B	$\begin{pmatrix} 1.12542 & -0.00816 & 0.09585 \\ -0.00816 & 1.12542 & 0.09585 \\ -0.13555 & -0.13555 & 0.79002 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 1.12398 & -0.00815 & 0.09572 \\ -0.00815 & 1.12398 & 0.09572 \\ -0.13537 & -0.13537 & 0.78901 \end{pmatrix}$
P	$\begin{pmatrix} 0.86286 & -0.01911 & -0.15041 \\ 0.01385 & 1.00193 & 0.01519 \\ 0.12329 & 0.01718 & 1.13521 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.86450 & -0.01888 & -0.14860 \\ 0.01369 & 1.00191 & 0.01501 \\ 0.12181 & 0.01697 & 1.13359 \end{pmatrix}$
g	0.2757	0.2724
R	$\begin{pmatrix} 0.9996 & -0.02486 & 0.0136 \\ 0.02507 & 0.99957 & -0.01534 \\ -0.01321 & 0.01567 & 0.99979 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.99964 & -0.02419 & 0.01193 \\ 0.02436 & 0.99960 & -0.01421 \\ -0.01158 & 0.01449 & 0.99983 \end{pmatrix}$
P_1	$\begin{pmatrix} 0.99088 & -0.03799 & -0.02828 \\ 0.03045 & 1.12681 & 0.0944 \\ -0.02828 & -0.11777 & 0.91233 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.99127 & -0.03695 & -0.02810 \\ 0.02958 & 1.12526 & 0.09524 \\ -0.02810 & -0.11897 & 0.90955 \end{pmatrix}$
ρ	(0.1891; 0.7877; 0.5864)	(0.1848; 0.7823; 0.5948)
s	[-0.214; 0.720; -0.665]	[-0.209; 0.709; -0.673]
g_1	0.2249	0.2258
θ	$\begin{pmatrix} 0.90374 & -0.85966 & -0.02548 \\ 0.84462 & 0.89412 & -0.20878 \\ 0.16213 & 0.13399 & 1.2297 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0.90433 & -0.86142 & -0.02303 \\ 0.84667 & 0.89443 & -0.20867 \\ 0.16039 & 0.13546 & 1.23139 \end{pmatrix}$
u	[0.480; 0.415; 0.773]	[0.470; 0.385; 0.795]
φ , град	1.85	1.75

плоскостью [42]. Возникает вопрос, почему в пакетном мартенсите габитусная плоскость не совпадает с инвариантной плоскостью, как это обычно наблюдается в двойникованном мартенсите, и почему габитусная плоскость совпадает с плоскостью сдвига (111) механизма деформации решетки аустенита до параметров решетки мартенсита. Как будет показано ниже, причина этого заключается в перераспределении углерода при мартенситном превращении.

В следующем разделе будут представлены результаты исследования распределения углерода в реечном мартенсите. Если рассматривать механизм деформации решетки аустенита, как сдвиговый механизм роста кристалла мартенсита, то движущая межфазная граница должна быть параллельна плоскости сдвига, то есть плоскости (111). В процессе роста кристалла углерод, переходящий из мартенситной пластины в аустенит, не успевает перераспределиться и накапливается

в аустените вблизи границы раздела фаз [48]. Соответственно мартенситная точка снижается, и рост мартенситной пластины останавливается. Следующая мартенситная пластина возникнет за данной обогащенной углеродом полоской аустенита и т.д. При этом плоскость сдвига (111) становится габитусной плоскостью.

Таким образом, новый вариант феноменологической теории мартенситных превращений успешно применен для кристаллографического анализа деформаций при образовании реечного мартенсита.

1. Экспериментально определены точные ориентационные соотношения при мартенситном превращении в среднеуглеродистой стали 37ХН3А с реечным (пакетным) мартенситом:

$$(011)_\alpha \parallel (111)_\gamma \text{ с отклонением на } 0.44^\circ,$$

$$[01\bar{1}]_\alpha \parallel [11\bar{2}]_\gamma \text{ с отклонением на } 2.55^\circ.$$

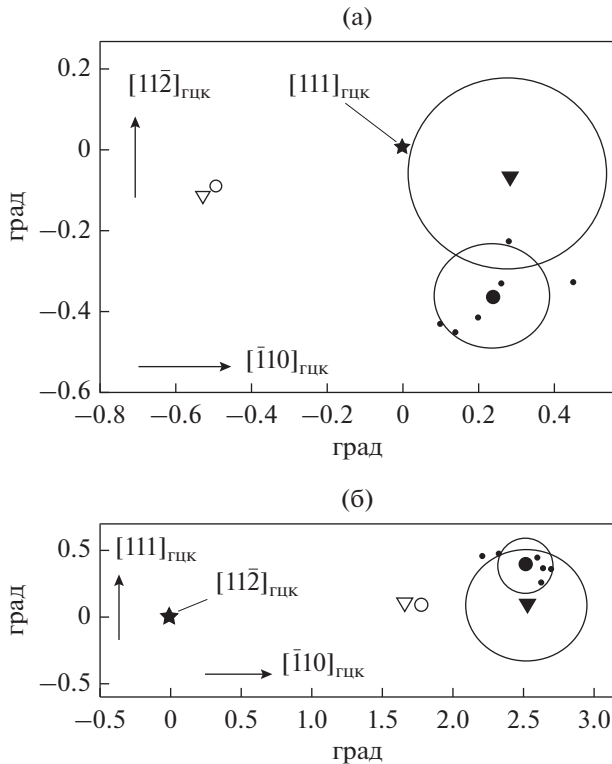


Рис. 10. Экспериментально определенные и расчетные положения плоскости (011) (а) и направления [01] (б) ОЦК-фазы относительно направлений кристаллографической решетки ГЦК-фазы для реечного и двойникового мартенситов. На рис. 10а: ● – экспериментально определенное положение плоскости (011) для реечного мартенсита, усредненное по всем шести ориентировкам, • – то же для каждой ориентировки в отдельности, ▼ – экспериментально определенное положение плоскости (011) для двойникового мартенсита, ○ – расчетное положение для реечного мартенсита при деформации скольжением по системе $(112)[\bar{1}\bar{1}1]$, ▽ – расчетное положение для двойникового мартенсита. Окружностями вокруг экспериментальных точек показаны возможные погрешности измерений. На рис. 10б те же обозначения относятся к направлению $[0\bar{1}\bar{1}]$.

Ориентационные соотношения, рассчитанные по феноменологической теории, таковы:

$$(011)_\alpha \parallel (111)_\gamma \text{ с отклонением на } 0.50^\circ,$$

$$[0\bar{1}\bar{1}]_\alpha \parallel [11\bar{2}]_\gamma \text{ с отклонением на } 1.78^\circ.$$

Отметим, что расчетная ориентировка мартенситной пластины отличается от наблюдаемой на $\sim 1^\circ$, что превышает ошибку измерения. Аналогичное отклонение наблюдается для двойникового мартенсита.

2. Механизм мартенситного превращения описан следующим образом. Деформация решетки происходит сдвигом по плоскости $(111)_\gamma$ в направлении $[11\bar{2}]_\gamma$ при дополнительном изменении раз-

меров во взаимно перпендикулярных направлениях $[11\bar{2}]_\gamma$, $[111]_\gamma$, $[1\bar{1}0]_\gamma$. Деформация при инвариантной решетке осуществляется скольжением в мартенсите по плоскости типа $(112)_\alpha$ в направлении $[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$.

3. В реечном мартенсите стали 37ХН3А инвариантная плоскость мартенситного кристалла, полученная из расчетов, отклонена на $\sim 25^\circ$ от поверхности мартенситной пластины, которая близка к плоскости $(111)_\gamma$. Данный факт связывается с перераспределением углерода между мартенситом и аустенитом, и объясняется обогащением углеродом слоев аустенита, прилегающих к межфазной границе, в результате которого рост мартенситной пластины останавливается.

Распределение углерода в структуре реечного мартенсита

При мартенситном превращении в сталях образуется пересыщенный углеродом твердый раствор ОЦК-железа. Однако нельзя считать, что все атомы углерода располагаются в междоузлиях кристаллической решетки. В монографии [4] указано, что в сталях с высокой мартенситной точкой, содержащих менее 0.5 вес. % С, атомы углерода могут покидать занимаемые ими междоузлия ОЦК-решетки уже во время закалочного охлаждения, а также при выдержке при комнатной температуре. Л.М. Утевский предположил, что углерод может перераспределяться в процессе роста мартенситного кристалла при температурах превращения 523–623 К [43]. И.А. Тананко определила экспериментально, что мартенсит в среднеуглеродистых закаленных сталях обеднен углеродом по отношению к их марочному составу [49]. Важно, что в сталях с реечным мартенситом эффект обеднения мартенсита по углероду был выражен заметно сильнее, чем в сталях, в которых присутствовал пластинчатый мартенсит. Этот факт указывал на то, что рост кристалла пластинчатого (двойникового) мартенсита происходит без диффузии углерода.

Получение псевдомоноталлов конструкционной стали [28, 50] открыло дополнительные возможности для изучения распределения углерода в мартенситной структуре. Исследование выполнено на закаленном псевдомоноталле стали 37ХН3А. При съемке с одного пакета псевдомоноталла рефлекс мартенсита (002) , (020) и (200) расположены отдельно друг от друга. Заметим, что при съемке поликристалла эти рефлексии сливаются в одну линию. То же самое относится к рефлексам мартенсита (220) , (202) и (022) . Поэтому только при съемке с одного пакета можно точно определить периоды c – по линии (001) и a – по линии $(hk0)$. Это позволяет определить даже небольшую тетрагональность. Под-

черкнем, что при съемке поликристалла такая возможность отсутствует. Период решетки мартенсита c был определен по рефлексам (002), $c = 0.2877 \pm 0.0001$ нм; период a – по рефлексам (220), $a = 0.2868 \pm 0.0001$ нм. Расчет периодов c и a проводили для нескольких ориентировок. Разброс полученных результатов находился в пределах указанных погрешностей. Тетрагональность решетки $c/a = 1.0031 \pm 0.0009$. По известному [4] соотношению

$$c/a = 1 + \gamma p, \text{ где } \gamma = 0.046$$

находим концентрацию углерода в решетке мартенсита p . Получаем $p = 0.07 \pm 0.02$ вес. % С.

Аналогично период решетки остаточного аустенита был определен по рефлексам (222), ($\bar{2}22$), (002), (020) и (022), $a_\gamma = 0.3583 \pm 0.0002$ нм. По соотношению из работы [4]

$$a_\gamma = 0.3555 + 0.0044p$$

находим концентрацию углерода в решетке остаточного аустенита p . Получаем $p = 0.64 \pm 0.05$ вес. % С.

Учитывая, что количество остаточного аустенита составляет 6.5%, находим, что в нем содержится около 0.04% С. Таким образом, в решетках мартенсита и остаточного аустенита находится $(0.07 + 0.04)\% = 0.11\%$ С. Так как концентрация углерода в стали больше и составляет 0.37 вес. % С, то большая часть атомов углерода, 0.26 ± 0.02 вес. % С, располагается не в междоузлиях решеток, а на дефектах кристаллического строения (дислокациях и границах мартенситных кристаллов), что соответствует сложившимся представлениям [4, 29].

Плотность дислокаций в кристаллах пакетного мартенсита порядка 10^{11} см $^{-2}$ [4, 29]. По данным [4, 51], в пакетном мартенсите на дислокациях может находиться 0.1–0.2 вес. % С. Тогда на границах мартенситных кристаллов находится 0.06–0.16% С. По всей видимости, в процессе роста мартенситного кристалла часть углерода оттесняется движущейся межфазной границей в аустенит. Это представление подтверждается наблюдением распределения углерода в остаточном аустените, которое было получено с помощью атомного силового микроскопа [48]. На рис. 11 показана картина распределения углерода в тонкой (толщиной ~1 нм) прослойке остаточного аустенита в закаленной стали с 0.26 вес. % С. В средней части прослойки концентрация углерода была 0.8 вес. %, на границе мартенсит/аустенит она достигала 2.1 вес. %.

Таким образом, на примере псевдомонокристалла закаленной среднеуглеродистой стали установлено квазиравновесное распределение углерода в мартенситной структуре при комнатной температуре. При средней концентрации в стали

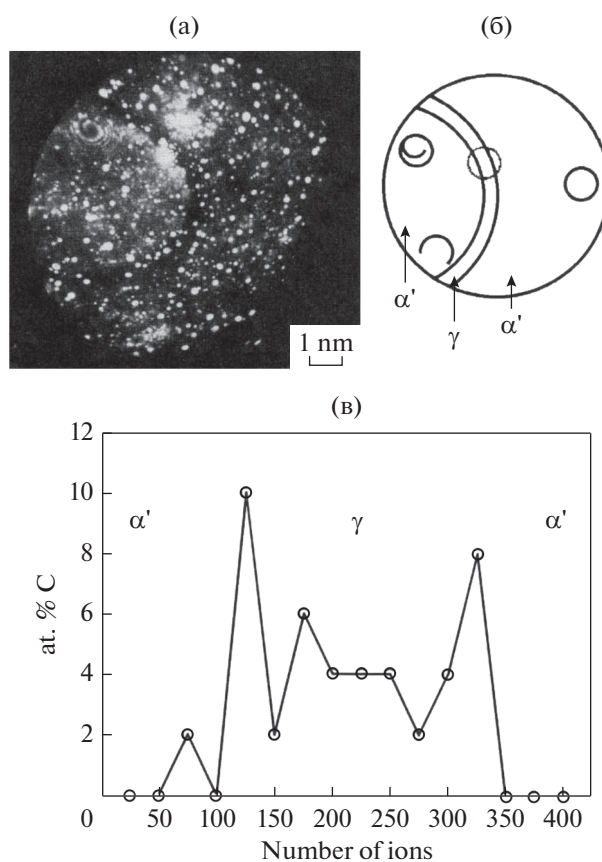


Рис. 11. Полевая ионная микрофотография прослойки остаточного аустенита в закаленной в воде стали, вес. %: 0.26С–3Сг–2Мн–0.5Мо–0.07Si, $M_H = 320^\circ\text{C}$ [48]. (а) Полевая ионная микрофотография. (б) Чертеж, показывающий расположение прослойки. (в) Результаты анализа прослойки на углерод.

0.37 вес. % С, концентрация углерода в решетке мартенсита составляет всего 0.07% С, в решетке остаточного аустенита – 0.64% С. Остальной углерод, концентрация которого 0.26% С, размещается на границах мартенситных кристаллов и дислокациях.

ВЫВОДЫ

1. Разработан новый вариант кристаллографической теории мартенситного превращения, в котором для деформации решетки, вместо деформации Бейна, принят сдвиг по системе двойникования ГЦК-кристаллов и дополнительное изменение размеров в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Принятый сдвиг совпадает с первым сдвигом в двухсдвиговой схеме Курдюмова–Закса. Деформация при инвариантной решетке осуществляется двойникованием или скольжением в мартенсите по системе двойникования (скольжения) ОЦК-кристаллов.

2. По новому варианту теории угол релаксационного поворота мартенситного кристалла получается $\sim 1.8^\circ$, вместо вращения на $\sim 10^\circ$ в феноменологической теории, построенной на деформации Бейна. Поэтому можно принять, что новый вариант отражает реальный механизм деформации при мартенситном превращении. Рассматривая механизм деформации решетки аустенита, как сдвиговый механизм роста кристалла мартенсита, легко объяснить наличие прослоек остаточного аустенита по плоскости (111) между рейками мартенсита. Этот факт является важным экспериментальным доказательством реальности сдвигового механизма деформации решетки по плоскости (111) при мартенситном превращении. Следовательно, нашу теорию мартенситного превращения, построенную на основе реального механизма деформации решетки, а не на деформации Бейна, точнее называть кристаллографической теорией мартенситного превращения (КТМП), а не ФТМП.

3. На примере псевдомонотокристалла среднеуглеродистой стали 37ХН3А установлено распределение углерода в мартенситной структуре. При средней концентрации в стали 0.37 вес. % С, концентрация углерода в решетке мартенсита составляет всего 0.07% С, в решетке остаточного аустенита — 0.64% С. Остальной углерод, концентрация которого 0.26% С, размещается на границах мартенситных кристаллов и дислокациях. Таким образом, рост кристалла реечного мартенсита сопровождается диффузионным перераспределением углерода; и в этом случае превращение нельзя назвать строго бездиффузионным.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки по темам “Структура” № АААА-А18-118020190116-6 и “Давление” № АААА-А18-118020190104-3.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Физическое металловедение / Под ред. Р. Кана. Вып. 2. Фазовые превращения. Металлография. М.: Мир, 1968. 492 с.
2. Физическое металловедение / Под ред. Р.У. Кана и П. Хаазена. Т. 2. Фазовые превращения в металлах и сплавах с особыми физическими свойствами. М.: Металлургия, 1987. 624 с.
3. Курдюмов Г.В. Явления закалки и отпуска стали. М.: Металлургиздат. 1960. 64 с.
4. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука. 1977. 238 с.
5. Штейнберг С.С. Основы термической обработки стали. Свердловск, М.: Металлургиздат., 1945. 157 с.
6. Садовский В.Д. Превращения переохлажденного аустенита (атлас диаграмм). Свердловск: Металлургиздат., 1947. 56 с.
7. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
8. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. 496 с.
9. Смирнов Л.В., Соколов Е.Н., Садовский В.Д. Влияние пластической деформации в аустенитном состоянии на хрупкость при отпуске конструкционных легированных сталей // ДАН СССР. 1955. Т. 103. № 4. С. 609–610.
10. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия. 1968. 1171 с.
11. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
12. Малышев К.А., Сагарадзе В.В., Сорокин И.П., Земцова Н.Д., Теплов В.А., Уваров А.И. Фазовый наклеп аустенитных сплавов на Fe–Ni основе. М.: Наука, 1982. 260 с.
13. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН. 2013. 720 с.
14. Курдюмов Г.В., Хандрос Л.Г. О термоупругом равновесии при мартенситных превращениях // ДАН СССР. 1949. Т. 66. № 2. С. 211–2214.
15. Корнилов И.И., Белоусов О.К., Качур Е.В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом памяти. М.: Наука, 1977. 179 с.
16. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. 216 с.
17. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: структура и свойства. М.: Наука, 1992. 160 с.
18. Bain E.C., Dunkirk N. The nature of martensite // Trans. AIME. 1924. V. 70. P. 25–46.
19. Wayman C.M. Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations. New York–London. 1964. 193 p.
20. Варлимонт Х., Дилей Д. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. М.: Наука, 1980. 205 с.
21. Лободюк В.А., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения. М.: Физматлит, 2009. 351 с.
22. Kurdyumov G., Sachs G. // Z. Physik. 1930. Bd. 64. S. 325–343. (цитируется по [4])
23. Greninger A.B., Trojano A.R. The Mechanism of Martensite Formation // Trans. AIME. 1949. V. 185. № 3. P. 590–598.
24. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the Theory of the Formation of Martensite // Trans. AIME. 1953. V. 197. P. 1503–1515.
25. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2007. 322 с.
26. Счастливцев В.М., Зельдович В.И. Физические основы металловедения. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2015. 224 с.
27. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М.: Наука, Физматлит, 1991. 279 с.
28. Счастливцев В.М., Родионов Д.П., Садовский В.Д., Смирнов Л.В. Некоторые структурные особенности закаленных монокристаллов конструкционной

- стали, выращенных из расплава // ФММ. 1970. Т. 30. Вып. 6. С. 1238–1244.
29. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
 30. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$ в никелиде титана // Изв. РАН. Серия физическая. 2012. Т. 76. № 1. С. 24–27.
 31. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Определение ориентационных соотношений при превращении $B2 \rightarrow B19'$ в монокристалле никелида титана по текстуре $B19'$ -мартенсита // Известия РАН. Серия физическая. 2010. Т. 74. № 11. С. 1561–1569.
 32. Vyacheslav Gundyrev, Vitaly Zel'dovich. About the Mechanism of Deformation at Martensite Transformation in the Fe–31 wt % Ni Alloy // Materials Science Forum. 2013. V. 738–739. ESOMAT 2012. P. 20–24.
 33. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ мартенситного превращения в железоникелевом сплаве с двойникованным мартенситом // Известия РАН, серия физическая. 2013. Т. 77. № 11. С. 1638–1643.
 34. Ройтбурд А.Л., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения // Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. 1968. М.: ВИНТИ, 1970. С. 5–102.
 35. Уманский Я.С., Скаков Ю.А. Физика металлов. М.: Атомиздат, 1978. 352 с.
 36. Мирзаев Д.А., Каблиман Е.А., Мирзоев А.А. Устойчивость решетки аустенита высоконикелевого сплава железа по отношению к мартенситному превращению // ФММ. 2012. Т. 113. № 8. С. 816–820.
 37. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ мартенситного ГЦК \rightarrow ОЦТ превращения в высокоуглеродистой стали // ФММ. 2014. Т. 115. № 10. С. 1035–1042.
 38. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 631 с.
 39. Хачатурян А.Г. Углерод в мартенсите стали. В сб. Не совершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. М.: Наука, 1972. С. 34–45.
 40. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. Кристаллографический анализ мартенситного превращения в среднеуглеродистой стали с пакетным мартенситом // ФММ. 2016. Т. 117. № 10. С. 1052–1062.
 41. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. Ориентационные соотношения и механизм мартенситного превращения в среднеуглеродистой стали с пакетным мартенситом // Известия РАН, серия физическая. 2017. Т. 81. № 11. С. 1435–1441.
 42. Андреев Ю.Г., Девченко Л.Н., Шелехов Е.В., Штремель М.А. Упаковка кристаллов мартенсита в псевдомонокристалле // ДАН СССР. 1977. Т. 237. № 3. С. 574–576.
 43. Этераивили Т.В., Утевский Л.М., Снасский М.Н. Строение пакетного мартенсита и локализация остаточного аустенита в конструкционной стали // ФММ. 1979. Т. 48. Вып. 4. С. 807–815.
 44. Wakasa K., Wayman C.M. The morphology and crystallography of ferrous lath martensite. Studies of Fe–20% Ni–5% Mn – I. Optical microscopy. II. Transmission electron microscopy. III. Surface relief, the shape strain and related features // Acta Metall. 1981. V. 29. № 6. P. 973–990; P. 991–1011; P. 1013–1028.
 45. Sandvik B.P.J., Wayman C.M. Characteristics of Lath Martensite: Part I. Crystallographic and Substructural Features. Part II. The Martensite–Austenite Interface. Part III. Some Theoretical Considerations // Metal. Trans. 1983. V. 14A. № 5. P. 809–822; P. 823–834; P. 835–844.
 46. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. Распределение углерода в мартенситной структуре конструкционной стали // ДАН. 2016. Т. 468. № 1. С. 26–28.
 47. Breedis J.F., Wayman C.M. The Martensitic Transformation in Fe–31 wt % Ni. // Trans. Met. Soc. AIME. 1962. V. 224. P. 1128–1133.
 48. Speich G.R., Taylor K.A. Tempering of Ferrous Martensites. P. 241–275. Charter 13 in book “Martensite”. Edited by Olson G.B. and Owen W.S. ASM International, 1992. 331 p.
 49. Тананко И.А., Махатилова А.И., Белозеров В.В. К вопросу о природе неоднородности мартенсита закаленной стали // ФММ. 1983. Т. 56. Вып. 4. С. 791–795.
 50. Родионов Д.П., Счастливцев В.М. Стальные монокристаллы. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 1996. 124 с.
 51. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. Киев: Наукова думка, 1987. 208 с.