

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 548.735.6

РЕЛАКСАЦИОННЫЙ ПОВОРОТ  
ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ  
С ТЕРМОУПРУГИМ И НЕТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТОМ

© 2023 г. В. М. Гундырев<sup>а</sup> \*, В. И. Зельдович<sup>а</sup> \*\*

<sup>а</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

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

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

Поступила в редакцию 30.03.2022 г.

После доработки 15.11.2022 г.

Принята к публикации 16.02.2023 г.

Показано, что применение кристаллографической теории мартенситного превращения вместо феноменологической теории позволяет получить в кристаллографическом анализе реальное представление о механизме мартенситного превращения, а также рассчитать помимо прежних характеристик, новую важную характеристику – релаксационный поворот кристаллитов мартенсита для получения инвариантной плоскости. Показано, что угол релаксационного поворота наиболее сильно зависит от кристаллографических систем исходной и конечной фаз, а также от параметров решеток этих фаз. Было обнаружено, что размытие текстурных пиков мартенсита, определяемое как половина интегральной ширины текстурного максимума, зависит прямо пропорционально от угла релаксационного поворота кристаллов мартенсита.

*Ключевые слова:* мартенситное превращение, термоупругий и нетермоупругий мартенсит, кристаллографическая теория мартенситного превращения, релаксационный поворот, текстура мартенсита

DOI: 10.31857/S0015323022100278, EDN: VHTBJD

ВВЕДЕНИЕ

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

$$P_1 = RPB, \quad (1)$$

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. При разработке феноменологической теории авторы [1] 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 [1], “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 равен  $\sim 10^\circ$  [1, 2]. Такой большой 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 в несколько раз меньше [3]. Недостатком ФТМП является 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 минимальным. Очевидно, деформация решетки при мартенситном превращении должна включать сдвиговый механизм, так как при сдвиге помимо чистой деформации решетки происходит нужное вращение.

В нашей работе [3] была предложена кристаллографическая теория мартенситного превращения (КТМП), в которой использован другой ва-

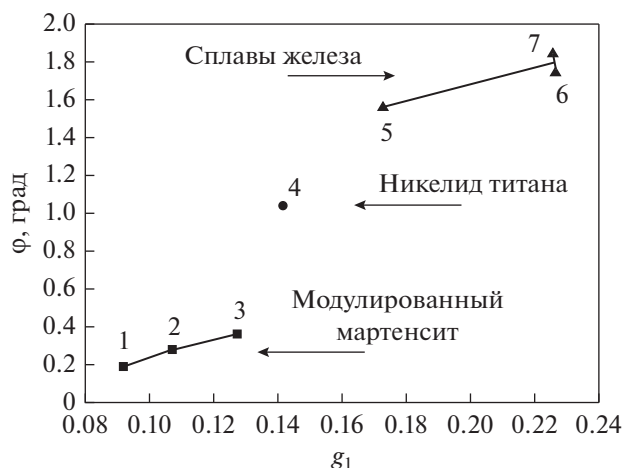


Рис. 1. Зависимость угла релаксационного поворота  $\varphi$  от макросдвига  $g_1$ . Цифры указывают номер сплава из табл. 1.

риант деформации решетки аустенита до параметров мартенсита, приближенный к реальному механизму превращения. Он состоит из сдвига  $\Gamma_1$  и, соответственно, другой чистой деформации  $B_1$ . Сдвиг  $\Gamma_1$  совпадает с первым сдвигом из двухсдвигового механизма образования мартенсита Курдюмова–Закса [4]. При расчете по КТМП угол поворота  $\varphi$  получается почти в 6 раз меньше, чем при расчете по ФТМП, а именно  $\varphi = 1.75^\circ$ . Данный поворот мы назвали релаксационным. Деформация формы в этом случае записывается в виде произведения четырех матриц:

$$P_1 = R_1 P B_1 \Gamma_1. \quad (2)$$

Матрица  $\Gamma_1$  описывает деформацию аустенита путем сдвига обычно по плоскости двойникования в направлении двойникования. Так в сплавах с исходной решеткой ГЦК (сплавы Fe–31% Ni, Fe–1.75% C и сталь 37ХН3А) сдвиг  $\Gamma_1$  происходит по плоскости (111) в направлении  $[11\bar{2}]$  (первый Курдюмовский сдвиг). В сплавах с исходной решеткой  $B2$  (сплавы  $Ni_{63}Al_{37}$  и  $Ti_{49}Ni_{51}$ ) и исходной решеткой  $L2_1$  (сплавы  $Ni_{51}Mn_{24}Ga_{25}$  и  $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ ) сдвиг  $\Gamma_1$  происходит по плоскости (112) в направлении  $[\bar{1}\bar{1}1]$  за исключением никелида титана. В нем сдвиг  $\Gamma_1$  происходит по той же плоскости, но в противоположном направлении, а именно  $[11\bar{1}]$ . Система сдвига (112)  $[\bar{1}\bar{1}1]$  совпадает с системой двойникования в ОЦК кристаллах. В неупорядоченном состоянии данные сплавы также имеют ОЦК-структуру.

Матрица  $B_1$  описывает недостающую чистую деформацию аустенита до получения параметров решетки мартенсита. Одна из главных осей данной деформации совпадает с направлением сдвига  $\Gamma_1$ , другая главная ось деформации совпадает с

нормалью к плоскости сдвига  $\Gamma_1$ , третья главная ось перпендикулярна первым двум.

Матрица  $P$  описывает деформацию мартенсита при инвариантной решетке до достижения такой деформации мартенсита, при которой будут выполняться следующие условия:  $\varepsilon_1 > \varepsilon_2$ ,  $\varepsilon_3 < \varepsilon_2$ ,  $\varepsilon_2 = 1$ , где  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ ,  $\varepsilon_3$  – главные оси деформации формы  $P_1$ . Деформация мартенсита ( $P$ ) осуществляется либо двойникованием, либо скольжением по легким системам двойникования (скольжения), имеющим максимальный фактор Шмида среди эквивалентных вариантов по отношению к главным осям деформации решетки  $B_1$ .

Матрица  $R_1$  описывает релаксационный поворот кристалла мартенсита до получения инвариантной плоскости в усредненной решетке кристалла мартенсита. Инвариантная плоскость мартенсита совпадает с исходной плоскостью в аустените. Угол релаксационного поворота является важной характеристикой мартенсита, как будет показано ниже. Он в несколько раз меньше, чем угол при повороте  $R$ , так как поворот  $R$  в формуле (1) включает в себя помимо релаксационного поворота также вращательную компоненту сдвига  $\Gamma_1$ .

Цель настоящей работы – установить факторы, от которых зависит угол релаксационного поворота ( $\varphi$ ) в сплавах с термоупругим и нетермоупругим мартенситом, а также установить зависимость рассеяния текстуры мартенсита от величины этого угла. Для этого предполагается провести сравнительный анализ всех ранее полученных результатов расчета по КТМП мартенситных превращений в разных сплавах и опубликованных в работах [3, 5–8].

## РЕЗУЛЬТАТЫ

В табл. 1 представлены отдельные результаты кристаллографического анализа на основе КТМП в семи сплавах, взятые из работ [3, 5–8]. По данным таблицы построена зависимость угла релаксационного поворота пластины мартенсита ( $\varphi$ ) от величины сдвига  $g_1$  при деформации формы  $P_1$  относительно инвариантной плоскости (рис. 1). Из табл. 1 и рис. 1 видно, что в сплавах с мартенситным переходом  $\gamma \rightarrow \alpha$  величина сдвига  $g_1$  в  $\sim 2$  раза больше, а угла поворота  $\varphi$  в  $\sim 6$ –7 раз больше, чем в сплавах с мартенситным переходом  $B2 \rightarrow B2_t$ . (Индекс “t” означает тетрагональность). Величина сдвига и угла поворота для никелида титана, имеющего мартенситный переход  $B2 \rightarrow B19'$ , занимает промежуточное положение.

Также видно, что для первых трех сплавов с ростом тетрагональности решетки матрицы мартенсита ( $c/a$ ) наблюдается рост величины сдвига ( $g_1$ ) и увеличение угла релаксационного поворота

**Таблица 1.** Значения сдвигов и углов релаксационного поворота для сплавов с термоупругим (сплавы 1–4) и нетермоупругим (сплавы 5–7) мартенситным превращением

№ сплава	1 [5]	2 [5]	3 [8]	4 [6]	5 [3]	6 [3]	7 [3, 7]
Сплав	Ni <sub>51</sub> Mn <sub>24</sub> Ga <sub>25</sub>	Ni <sub>63</sub> Al <sub>37</sub>	Ni <sub>47</sub> Mn <sub>42</sub> In <sub>11</sub>	Ti <sub>49</sub> Ni <sub>51</sub>	Fe–1.75C	Fe–31Ni	37ХН3А
Переход	B2* → B2 <sub>T</sub> *	B2 → B2 <sub>T</sub>	B2* → B2 <sub>T</sub> *	B2 → B19'	γ → α <sub>T</sub>	γ → α	γ → α
c/a	1.145	1.175	1.205		1.077	1.000	1.000
ρ	0.722	0.692	0.709	0.883	0.166	0.185	0.189
	–0.066	–0.081	–0.090	0.403	0.808	0.782	0.788
	0.689	0.717	0.699	–0.238	0.565	0.595	0.586
s	–0.753	–0.729	–0.753	–0.470	–0.184	–0.209	–0.214
	–0.063	–0.076	–0.084	0.502	0.758	0.709	0.720
	0.655	0.680	0.653	–0.726	–0.626	–0.673	–0.665
g	0.092	0.111	0.126	0.070	0.221	0.272	0.276
g <sub>1</sub>	0.092	0.107	0.127	0.141	0.172	0.226	0.225
u	–0.030	–0.000	–0.181	0.921	0.548	0.470	0.480
	0.122	0.422	0.071	–0.331	0.533	0.385	0.415
	–0.992	–0.907	–0.981	0.206	0.644	0.795	0.733
φ, град	0.19	0.28	0.36	1.04	1.56	1.75	1.85

ρ – Инвариантная плоскость, s – направление сдвига по инвариантной плоскости при деформации формы (P<sub>1</sub>), g<sub>1</sub> – величина сдвига при деформации формы (P<sub>1</sub>) относительно инвариантной плоскости, g – величина сдвига при сдвиговой деформации (Γ<sub>1</sub>) решетки аустенита, u – направление оси релаксационного поворота пластины мартенсита на угол φ в системе координат исходной решетки. B2 – объемно-центрированная кубическая решетка исходной фазы, B2<sub>T</sub> – объемно-центрированная тетрагональная решетка матрицы мартенсита. \* Без учета сортности атомов. Данное допущение не влияет на приведенные расчеты.

(φ). Для последних трех сплавов (сплавов железа) с ростом тетрагональности c/a наблюдается, наоборот, уменьшение величины сдвига (g<sub>1</sub>) и уменьшение угла релаксационного поворота (φ). Таким образом, величина угла релаксационного поворота зависит главным образом от типа решетки исходной и конечной фаз, а также зависит от величины сдвига g<sub>1</sub> при деформации формы P<sub>1</sub>.

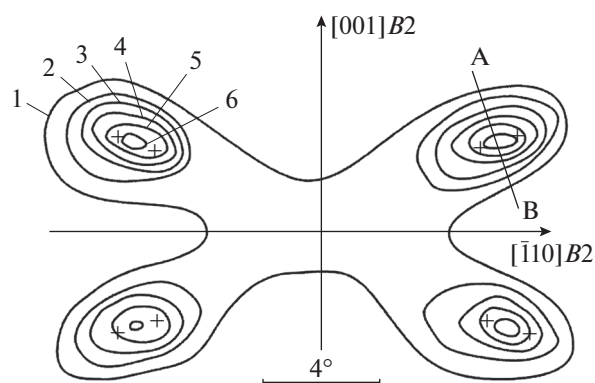
#### Рассеяние текстуры мартенсита

Если бы мартенситные кристаллы (пластины) были абсолютно жесткие, то при релаксационном повороте в твердом теле возникли бы пустоты. Размеры пустот были бы тем больше, чем больше угол поворота. В реальности мартенситные пластины упруго изгибаются, препятствуя возникновению пустот. Изгиб пластин приводит к изгибу кристаллографических плоскостей, что вызовет рассеяние текстурных максимумов. Чем больше угол релаксационного поворота, тем больше изгиб плоскостей и рассеяние текстуры мартенситных пиков.

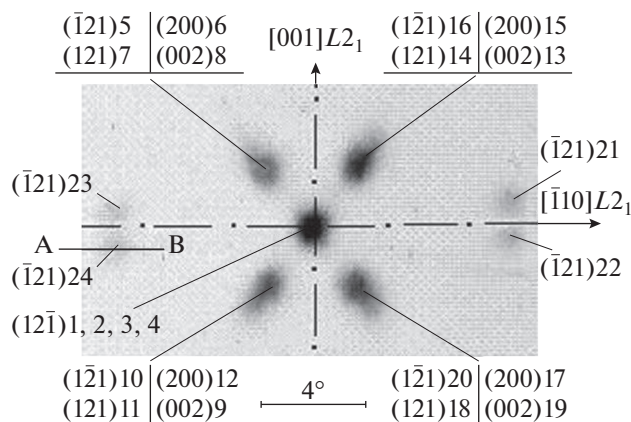
Рассеяние текстуры было исследовано по полюсным фигурам и по рефлексам на лауэграммах. На рис. 2 представлен фрагмент полюсной фигуры B19'-мартенсита для сплава Ti<sub>49</sub>Ni<sub>51</sub>. Эллипсоидная форма линий вокруг текстурных максимумов обусловлена наложением отражений от двух эквивалентных ориентировок мартенсита. Чтобы

исключить влияние второго отражения, измерения нужно проводить в поперечном направлении, в данном случае рассеяние текстуры определялось в сечении АВ. Для измерения рассеяния текстуры мартенсита в стали 37ХН3А использовали фрагменты полюсных фигур, приведенные в работе [7]. В работе [9] представлены достаточно четкие лауэграммы мартенсита 14М, полученные на закаленном сплаве Ni<sub>63</sub>Al<sub>37</sub>, что возможно лишь при небольшом размытии текстуры мартенсита.

На рис. 3 представлен фрагмент лауэграммы, полученной с одного зерна в образце закаленного



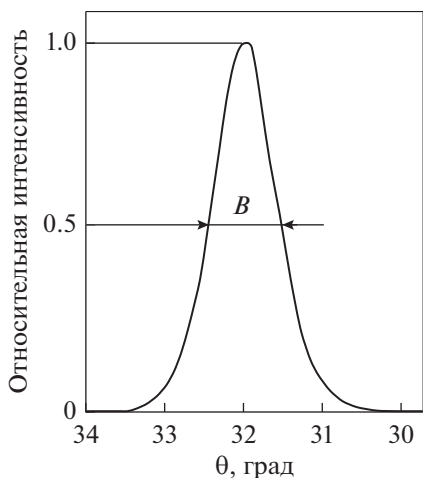
**Рис. 2.** Распределение полюсов (111) B19'-мартенсита на месте полюса (110) B2-фазы, сплав Ti<sub>49</sub>Ni<sub>51</sub> [6].



**Рис. 3.** Рентгеновский снимок текстурных максимумов мартенсита, полученных в окрестностях полюса (220)L<sub>21</sub>. Цифры после индексов соответствуют номерам эквивалентных ориентировок. Сплав Ni<sub>47</sub>Mn<sub>42</sub>In<sub>11</sub> [8].

сплава Ni<sub>47</sub>Mn<sub>42</sub>In<sub>11</sub>. Для определения рассеяния текстуры измеряли ширину *B* текстурного пика на половине его высоты (рис. 4). Измерения проводили на рефлексах, содержащих отражение только одной ориентировки. Для определения инструментального уширения *b* текстурных пиков использовали сечение рефлекса (220)L<sub>21</sub>-аустенита сплава Ni<sub>47</sub>Mn<sub>42</sub>In<sub>11</sub>. Для этого проводили съемку при температуре 70°C. Сечение рефлекса (220)L<sub>21</sub> показано на рис. 5. Инструментальное уширение текстурных пиков исследованных сплавов принято одним и тем же, так как условия съемки были близкими. Рассеяние текстуры, определяемое как половина интегральной ширины текстурного максимума, находили по формуле:

$$\delta \approx \frac{\sqrt{(1.14B - 1.125b)}\sqrt{(1.14B)^2 - (1.125b)^2}}{2} \quad (3)$$



**Рис. 4.** Профиль рефлекса (121)24, записанный на дифрактометре. Сплав Ni<sub>47</sub>Mn<sub>42</sub>In<sub>11</sub>.

Формула (3) получена из формулы:

$$\beta_n \approx \sqrt{(B_n - b_n)}\sqrt{(B_n^2 - b_n^2)}, \quad (4)$$

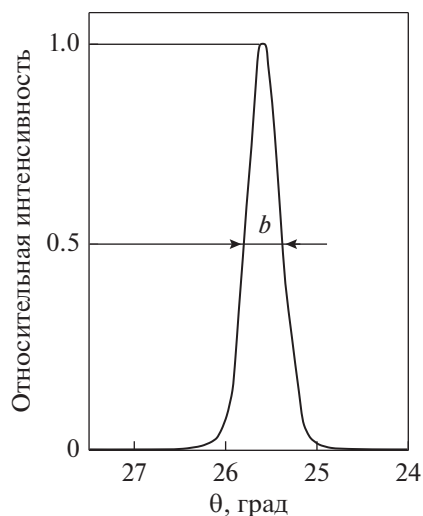
взятой из [10]. Здесь *B<sub>n</sub>* и *b<sub>n</sub>* – интегральные ширины пиков на рис. 4 и 5, определяемые по формуле:  $B_n = \int_{\theta_2}^{\theta_1} I(\theta)d(\theta)$ . Принято  $\delta = \beta_n/2$ . После подстановки экспериментально найденных соотношений  $B_n \approx 1.14B$  и  $b_n \approx 1.25b$  в формулу (4) получаем формулу (3).

Полученные результаты расчетов представлены в табл. 2 и на рис. 6. На рис. 6 видно, что наблюдается прямолинейная связь с коэффициентом пропорциональности, равным 1, между углом φ релаксационного поворота, рассчитанному по КТМП, и экспериментально определенной величиной рассеяния текстуры δ. Предполагается, что погрешность расчетов δ не превышает ±10%.

Угол релаксационного поворота при мартенситном превращении в никелиде титана, как видно из табл. 1, в несколько раз больше, чем в сплавах Гейслера, но меньше, чем в сплавах железа. Соответственно, упругие напряжения, возникающие при релаксационном повороте в никелиде титана будут значительно больше, чем в сплавах Гейслера.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученная зависимость угла рассеяния текстуры δ от угла релаксационного поворота φ представляет интерес по трем причинам. Во-первых, она позволяет количественно определить рассеяние текстуры мартенсита с помощью КТМП. Значит, появился еще один параметр (δ), кото-



**Рис. 5.** Профиль рефлекса (220)L<sub>21</sub> кристалла аустенита сплава Ni<sub>47</sub>Mn<sub>42</sub>In<sub>11</sub>, записанный на дифрактометре.

рый может быть рассчитан с помощью КТМП. Во-вторых, установленная прямолинейная связь между рассчитанным по КТМП углом  $\varphi$  и экспериментально определенной величиной рассеяния текстуры мартенсита  $\delta$  является подтверждением того, что КТМП правильно описывает механизм мартенситного превращения. В-третьих, совпадение угла  $\delta$  с углом  $\varphi$  с точностью до  $\pm 10\%$  для конкретного сплава будет означать, что расчеты по КТМП для данного сплава были выполнены правильно.

До сих пор проверку расчетов по КТМП осуществляли путем сравнения расчетных ориентационных соотношений с экспериментально полученными. При этом последние должны быть определены с погрешностью не более 0.5 град, отклонение расчетных ориентировок от экспериментально определенных должно быть также не более 0.5 град. Сравнение угла  $\delta$  с углом  $\varphi$  является еще одной возможностью экспериментальной проверки расчетов по КТМП.

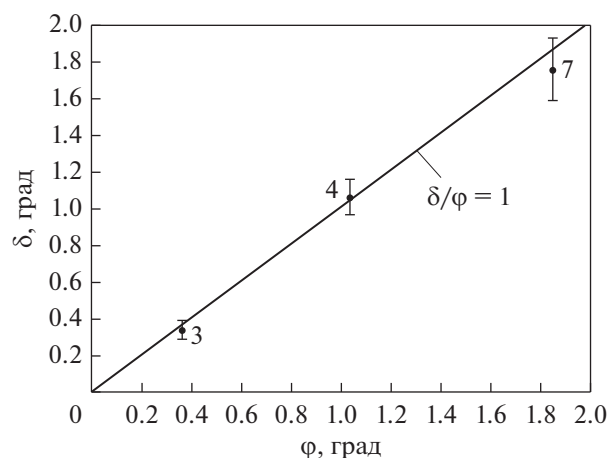
Погрешность расчета угла  $\varphi$  зависит от точности определения параметров решеток аустенита и мартенсита и при определении параметров с точностью 0.0001 нм не превышает 0.01 град. Намного больше погрешность в измерении угла  $\delta$ . Чтобы получить значение  $\delta$  с погрешностью не более  $\pm 10\%$  на сплаве  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ , мы поступили следующим образом. Как видно на рис. 3, одиночные рефлексы 21, 22, 23 и 24 имеют одинаковое размытие во всех направлениях. Отсюда можно сделать вывод, что рассеяние текстуры мартенсита сплава  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$  одинаково во всех направлениях. Если определять рассеяние текстуры непосредственно на данном рисунке, то точность определения будет недостаточна из-за слабой интенсивности данных отражений на лауэграмме. Поэтому на дифрактометре ДРОН была проведена запись для рефлекса  $(\bar{1}21)_{24}$  изменения интенсивности отражения в зависимости от угла  $\theta$ , которая представлена на рис. 4. Как видим, получился хорошей интенсивности пик, на котором можно точно измерить ширину  $B$  (рис. 4). Учитывая прямолинейную зависимость интенсивности отражения от полюсной плотности, данный пик является одновременно функцией распределения полюсной плотности. Для определения инструментального уширения  $b$  нагреваем образец непосредственно на ДРОНе до  $70^\circ\text{C}$ , переводим материал в аустенитное состояние и записываем профиль рефлекса  $(220)$  аустенита (рис. 5). Один образец, одна установка образца, одинаковые условия съемки позволяют максимально точно определить инструментальное уширение  $b$ . По формуле (3) с использованием полученных значений  $B$  и  $b$  удается рассчитать угол  $\delta$  с погрешностью не более  $\pm 10\%$ .

**Таблица 2.** Исходные данные и рассчитанные значения  $\delta$  для исследованных сплавов

	$\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$	$\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$	37ХНЗА
$B$ , град	0.95	2.14	3.31
$b$ , град	0.48	0.48	0.48
$\delta$ , град	0.33	1.06	1.74

Прежде чем рассматривать мартенситное превращение в сплаве Гейслера  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ , сделаем небольшое отступление. Обычно за элементарные ячейки мартенсита в сплавах Гейслера принимаются длиннопериодные ячейки 6М, 10М, 14М, в частности, в сплаве  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$  это ячейка 6М [8]. В таких ячейках в направлении оси  $C$  наблюдается чередование широких областей (матрица) и узких областей (двойник). Мартенситное превращение описывается как деформация прообраза до параметров элементарной длиннопериодной ячейки, дополненная перетасовочными смещениями плоскостей, перпендикулярных оси  $C$ , для получения модулированной структуры.

Однако, если узкие области рассматривать как двойники, возникающие при деформации мартенсита при инвариантной решетке  $P$ , то в этом случае элементарной ячейкой мартенсита является ячейка матрицы мартенсита так же, как это имеет место в сплавах железа или сплаве никелида титана. Размеры ячейки матрицы мартенсита в сплавах Гейслера очень маленькие. Поэтому дифракция рентгеновских лучей позволяет получить лишь усредненную ячейку мартенсита, состоящую из матрицы и двойника. Такой усредненной ячейкой мартенсита сплава  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$  является ячейка 6М. Из параметров ячейки 6М можно рассчитать параметры элементарной



**Рис. 6.** Зависимость рассеяния текстуры мартенсита  $\delta$  от величины угла релаксационного поворота  $\varphi$ . Цифры указывают номер сплава из табл. 1.

ячейки матрицы мартенсита, как это сделано в работе [5]. Была получена ячейка типа  $B2_T$ . Аналогичные расчеты были выполнены для модулированной структуры 14М сплавов  $Ni_{63}Al_{37}$  и  $Ni_{51}Mn_{24}Ga_{25}$ . Элементарная ячейка решетки матрицы мартенсита оказалась того же типа  $B2_T$ . Далее, зная параметры решетки матрицы мартенсита и параметры исходной фазы, с помощью КТМП рассчитываются параметры мартенситного превращения, в том числе и релаксационный поворот [5].

Предположение, что модулированная структура возникает в результате появления двухслойных двойников при деформации мартенсита сдвигом  $P$ , оказалось правильным, так как имеется точное совпадение расчетных полюсов с экспериментально наблюдаемыми на полюсной фигуре [8]. Следовательно, результаты расчетов по КТМП являются верными и соответствуют реальному механизму мартенситного превращения. Это также подтверждается совпадением угла релаксационного поворота с экспериментально определенной величиной рассеяния текстуры.

Сдвиг  $P$  при деформации мартенсита, как указывалось, происходит путем образования очень тонких двойников, содержащих лишь два слоя атомов, такие двойники мы называем двухслойными двойниками. Вероятно, энергетические затраты на их образование требуются небольшие, так же, как и на их устранение при обратном мартенситном превращении, поэтому получается небольшой температурный гистерезис мартенситного превращения в сплаве Гейслера, всего несколько градусов.

## ВЫВОДЫ

1. Обнаружена сильная зависимость угла релаксационного поворота от типа решеток исходной и конечной фаз. Для мартенситного перехода ГЦК  $\rightarrow$  ОЦК угол  $\phi$  получается 1.75–1.85 град. Для мартенситного перехода  $B2 \rightarrow B2_T$  имеем  $\phi$ , равный 0.19–0.36 град в зависимости от тетрагональности матрицы мартенсита  $B2_T$ . Для мартенситного перехода  $B2 \rightarrow B19'$  получаем  $\phi$ , равный 1.04 град. Кроме того, наблюдается зависимость

угла релаксационного поворота от величины сдвига  $g_1$  при деформации формы  $P_1$ .

2. Установлена зависимость между углом релаксационного поворота мартенситных кристаллов и величиной рассеяния текстуры мартенсита. Величина рассеяния равна рассчитанному по КТМП углу релаксационного поворота.

Работа выполнена в рамках государственного задания по темам “Структура” Г.р. № 122021000033-2 и “Давление” Г.р. № 122021000032-5.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *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.
2. *Wayman C.M.* Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations. N.Y.–London, 1964. 193 p.
3. *Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М.* Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплавах железа // *ФММ.* 2020. Т. 121. № 11. С. 1142–1161.
4. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.
5. *Гундырев В.М., Зельдович В.И.* Кристаллографический анализ и механизм термоупругого мартенситного превращения в сплавах Гейслера с семислойной структурой мартенсита // *ФММ.* 2022. Т. 123. № 1. С. 27–34.
6. *Гундырев В.М., Зельдович В.И.* Кристаллографический анализ мартенситного превращения  $B2 \rightarrow B19'$  в никелиде титана // *Изв. РАН. Сер. физическая.* 2012. Т. 76. № 1. С. 24–28.
7. *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.
8. *Гундырев В.М., Калетина Ю.В.* Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплаве Гейслера  $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$  // *ФММ.* 2019. Т. 120. № 11. С. 1193–1199.
9. *Murakami Y., Otsuka K., Hanada S., Watanabe S.* Self-accommodation and morphology of 14M (7R) martensites in an Ni–37.0 at % Al alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 1994. V. 189. P. 191–199.
10. *Тейлор А.* Рентгеновская металлография. М.: Металлургия, 1965. 663 с.