

PACSnumbers: 61.50.Ah, 61.50.Ks, 61.72.Mm, 64.60.My, 64.70.kd, 81.30.Hd, 81.30.Kf

## **Большеугловые низкоэнергетические границы в мартенситных структурах доэвтектоидных сталей**

Г. Д. Сухомлин

*ГВУЗ «Приднепровская государственная академия  
строительства и архитектуры»,  
ул. Чернышевского, 24-А,  
39600 Днепрпетровск, Украина*

Рассмотрена возможность образования решёток совпадающих узлов (PCY) в низкоуглеродистых конструкционных сталях, испытавших полиморфное превращение с образованием метастабильных состояний мартенситного или бейнитного типов. Кристаллографическая сопряжённость между рейками мартенсита объяснена с привлечением гипотезы релаксации напряжений на границах мартенситных реек с учётом концепции формирования PCY.

Розглянуто можливість утворення ґратниці збіжних вузлів (ГЗВ) у низьковуглецевих конструкційних сталях, що зазнали поліморфне перетворення з формуванням метастабільних станів мартенситного або бейнітного типів. Кристаллографічна спряженість між рейками мартенситу пояснюється із залученням гіпотези релаксації напружень на межах мартенситних рейок з урахуванням концепції формування ГЗВ.

The possibility of coincidence-site lattice (CSL) formation in low-carbon structural steels, which are subjected to polymorphic transformation with formation of metastable states of martensitic or bainitic types, is considered. Crystallographic conjugation between martensite laths is explained by the hypothesis of stress relaxation at the boundaries of martensite laths with regard for the concept of CSL formation.

**Ключевые слова:** аустенит, мартенсит, бейнит, границы зёрен.

*(Получено 11 июня 2013 г.)*

### **1. ВВЕДЕНИЕ**

Накопление знаний об атомной структуре границ зерен (ГЗ) в поли-

кристаллических материалах позволяет адекватно объяснить особенности формирования физико-химических характеристик металлов под действием деформации, температуры и других факторов, вызывающих изменение формы и размеров зерен, вследствие движения их границ. Атомные конфигурации на границах, разделяющих кристаллы с различной ориентацией как в пределах одной фазы (внутрифазные границы), так и двух фаз (межфазные границы) являются особым видом нарушения расположения атомов по отношению к их распределению в объемах зерен. Они играют существенную роль в формировании свойств поликристаллических материалов, поэтому изучение их тонкой структуры имеет большое значение для развития материаловедения с теоретической и практической точек зрения.

Цель настоящей работы — решение некоторых проблемных задач, связанных с формированием и атомным строением границ между рейками в мартенситных и бейнитных структурах низкоуглеродистых конструкционных сталей, широко используемых в промышленности.

Поскольку границы зёрен в металлах и сплавах претерпевают существенные изменения как в процессе производства изделий при различных видах температурно-деформационных обработок, так и под действием внешних факторов во время эксплуатации, их строение и свойства являются предметом пристального внимания исследователей в области металлофизики, материаловедения и металловедения [1–7].

Актуальность таких исследований обусловлена также возрастающим спросом на микро- и наноструктурированные материалы, исследование которых требует применения объективных высоколокальных методов анализа химического состава и ориентации кристаллических решёток. Этому способствовало и появление приборов нового поколения, позволяющих одновременно получать изображения зёрен и кристаллографические параметры их границ, осуществлять корректную статистическую обработку результатов.

## 2. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

Атомная структура границ влияет на процессы деформации, диффузии, структурные и фазовые превращения, на свойства поликристаллов, такие как пластичность и сверхпластичность, зернограничное проскальзывание и многие другие. Ранние теории атомного строения ГЗ — аморфного цемента Розенхайна [3], «островковые» модели Мотта [4] и Джиффкинса [5], переходных тел [6] и др. почти утратили свои позиции, и к настоящему времени утвердилась модель решеток совпадающих узлов (PCY) [1, 7]. В концепции PCY все большеугловые границы в поликристаллических материалах раз-

делены на границы общего типа и специальные, обладающие низкой поверхностной энергией и особыми свойствами. Установлено, что в металлах с низкой энергией дефекта упаковки удельная площадь специальных границ РСУ может достигать более 75%. Поскольку от этого показателя зависят многие свойства готовых изделий, получила развитие концепция Ватанабе [8], основанная на зернограничном конструировании, предполагающем применение таких видов температурно-деформационных обработок, которые направлены на увеличение количества специальных границ зерен (СГЗ) в поликристаллических материалах. Относительно подробно изучены структура и свойства ГЗ в металлах и сплавах с ГЦК-решёткой и низкой энергией дефекта упаковки, которые практически не претерпевают полиморфных превращений: медь, вольфрам, молибден, серебро, золото [2–7]. В хrome, алюминии, железе, его сплавах и в некоторых других материалах СГЗ наблюдаются редко и сведения о них ограничены. В настоящей работе показано, что СГЗ можно обнаружить в мартенситных структурах таких распространённых материалов как низкоуглеродистые малолегированные стали.

### 3. СТРУКТУРА МАРТЕНСИТА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Сдвиговое  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при закалке низкоуглеродистых сталей проходит с образованием игольчатого мартенсита, который связан с исходным аустенитом по 24-м вариантам ориентационного соотношения Курдюмова–Закса (ОС К–З) [9]. В отличие от высокоуглеродистых или легированных сталей, в которых мартенсит имеет пластинчатую морфологию (двойникованный мартенсит), в малоуглеродистых малолегированных сталях, содержащих менее 0,4% С, образуется мартенсит, который обычно называют дислокационным или «речным» [10–14]. При этом формируются пакеты, видимые в микроскопе как плоскопараллельные образования, лежащие в одной из плоскостей  $\{111\}_\gamma$ . Их кристаллические решётки имеют общую ось  $[011]_\alpha$ , перпендикулярную  $(111)_\gamma$ , но различно ориентированы по азимуту в соответствии с ОС К–З, [11–14]. Наличие в стали в небольших количествах легирующих элементов слабо влияют на речную морфологию малоуглеродистого мартенсита. Одним из его характерных признаков является отсутствие двойников превращения, которые, как правило, присутствуют в пластинах мартенсита высокоуглеродистых и легированных сталей [15–17].

Речный мартенсит и его морфологические особенности хорошо изучены [12–15], поскольку низкоуглеродистые стали, где он преобладает, широко используются в качестве конструкционных материалов в строительстве, машиностроении и других отраслях промышленности.

В соответствии с имеющимися данными, морфологические параметры малоуглеродистого мартенсита таковы: группы реек по 10–50 кристаллов объединены в пакеты; отдельная среднестатистическая рейка имеет соотношение сторон 1:7:30 при средней толщине 0,1–0,3 мкм и длине 3–10 мкм. Размеры пакетов в значительной мере зависят от величины аустенитного зерна, но, как правило, редко превышают 15 мкм [13, 15].

Точное определение ориентационной связи между исходным аустенитом и кристаллами реечного малоуглеродистого мартенсита связано со значительными трудностями, поскольку количество остаточного аустенита в конечной структуре невелико. Он обычно присутствует в межреечных прослойках [11–13], но его рефлекс заметно (до 3 градусов) размыты из-за насыщенности дислокациями как мартенситных, так и аустенитных кристаллов. Традиционно считается [10–15], что образование мартенсита в аустените идёт с соблюдением ОС К–З [9], хотя во многих работах [11, 13, 17], использующих рентгеноструктурный и электронномикроскопический методы, отмечается некоторое (до 3 градусов) отклонение в сторону ориентационных соотношений Нишияма–Вассермана (ОС Н–В) [16] или Гренингера–Трояно [17], что связано с присутствием в сталях легирующих элементов.

Габитусная плоскость реек малоуглеродистого мартенсита близка к плоскости  $(557)_\gamma$  аустенита [13–15, 17], которая отклоняется на 6 градусов от  $(111)_\gamma$ . Последняя обычно считается габитусной для аустенита, а  $(011)_\alpha$  — габитусной для мартенситных реек.

На вопрос, каким образом ориентированы кристаллы мартенсита внутри пакета, четкого ответа нет. Считается, что пространственная ориентация кристаллических решёток реек в пакете почти идентична (в пределах 2 градусов) или близка к двойниковой [10–16].

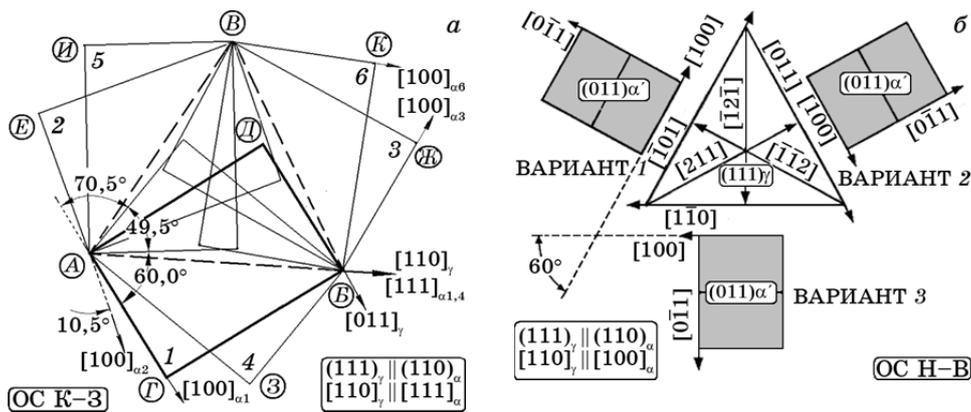
В работе В. М. Счастливецва [11] показано, что в крупных пакетах малоуглеродистого мартенсита, наблюдаемых в световом микроскопе в виде областей селективного отражения, выявляются до шести ориентаций, которые имеют общую для всех реек габитусную плоскость  $(011)_\alpha$ , параллельную плоскости  $(111)$  аустенита согласно ОС К–З. В работе [11] на основе микродифракционных исследований также сделан вывод о том, что в одном пакете по одной из четырёх возможных плоскостей  $(111)$  аустенита реализуются шесть ориентаций мартенсита, которые могут быть разбиты на пары близких (в пределах 1–6 градусов) ориентаций, либо на 3 пары с ориентациями, близкими к двойниковым, но не совсем точно (в пределах  $\pm 2^\circ$ ) согласующихся с ними. При этом ОС К–З реализуется с некоторым отклонением, в пределах 1–3 градусов, если судить по взаимному расположению рефлексов остаточного аустенита и мартенсита.

#### 4. ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВОЗМОЖНЫХ ВАРИАНТОВ ГРАНИЦ МЕЖДУ РЕЙКАМИ

Если в одном пакете реализуются шесть вариантов ОС К-3 [9], или промежуточного соотношения [17], или соотношения Нишияма-Вассермана [16], то между рейками в пакете должны возникать закономерные кристаллографические сопряжения. Очевидно, что выяснение причин и следствий проявления различных вариантов сопряжений важно, так как от них зависят различные физико-химические свойства межречечных границ, которые, в свою очередь, определяют свойства мартенситной структуры в целом.

Угловые соотношения между кристаллами мартенсита на одной из плоскостей (111) материнского аустенита могут быть определены с высокой степенью точности благодаря реализации кристаллографических соотношений между аустенитом и мартенситом. Схематическое изображение взаимного расположения плоскостей типа {011}<sub>α</sub> мартенситных кристаллов на плоскости (111)<sub>γ</sub> углеродистого аустенита для ОС К-3 и ОС Н-В для легированной стали показано соответственно на рис. 1, а и б.

В этих схемах не показана разница в длинах векторов феррита и аустенита на отрезке АВ, так как действительные величины этих параметров составляют:  $|r|_{110\gamma} = 0,507$  нм и  $|r|_{111\alpha} = 0,4964$  нм, а разность между ними составляет около 2%. Плоскость (111)<sub>γ</sub> представ-



**Рис. 1.** Варианты расположения решёток мартенситных кристаллов на плоскости (111)<sub>γ</sub> по различным ориентационным соотношениям: а — шесть вариантов расположения плоскостей {110}<sub>α</sub> феррита на плоскости (111)<sub>γ</sub> аустенита в соответствии с ОС К-3 (пунктирными линиями обозначены направления <110><sub>γ</sub>; вариант № 1 (АДВГ) расположения плоскости (110)<sub>α</sub> выделен жирными линиями); б — три варианта расположения плоскостей {110}<sub>α</sub> феррита на плоскости (111)<sub>γ</sub> аустенита в соответствии с ОС Н-В для легированной стали.

лена тремя направлениями  $\langle 110 \rangle_\gamma$ , пунктирным треугольником  $АВВ$ , а плоскость  $(011)_\alpha$  варианта 1 — прямоугольником  $АДБГ$ , диагональ ( $АВ = [111]_\alpha$ ) которого совмещена с  $[110]_\gamma$ , как этого требует ОС К–3. На эту же сторону  $АВ$  может быть уложена и диагональ варианта 4, который связан двойниковой ориентацией с вариантом 1. На двух других сторонах  $ВВ$  и  $ВА$  аналогичным образом можно расположить также по два варианта ферритных решёток. Все варианты обозначены цифрами 1–6 и буквами  $\Gamma$ – $E$ – $Ж$ – $З$ – $И$ – $К$ .

Кристаллографический анализ показывает, что при выполнении ОС К–3 на одной из плоскостей  $(111)_\gamma$  число вариантов будет определяться числом комбинаций из 6 по 2, т.е. возможна реализация 15 вариантов сопряжений. Если их сопоставить между собой, то можно видеть, что некоторые углы поворота для разных вариантов часто повторяются, поэтому все варианты могут быть сгруппированы по углам между ними (см. табл. 1). В результате можно сделать вывод, что границы между рейками в пакете отличаются друг от друга всего четырьмя углами поворота вокруг общей для них оси  $[011]$  мартенсита [18].

Эти углы можно рассматривать как специфические повороты, которые приводят к образованию (с точностью до  $1^\circ$ ) низкоэнергетических границ в концепции РСУ [19]. Такое предположение вполне допустимо, поскольку большинство исследователей указывает на то, что ОС К–3 выполняется с некоторыми отклонениями ( $\pm 2^\circ$ ) [14–18].

Анализ работ, в которых установлены углы и оси поворотов для специальных границ, обратная плотность которых меньше  $\Sigma \leq 49$  [19], показывает, что углы поворотов вокруг  $\langle 110 \rangle$  между решётками реек в пакете соответствуют специальным границам. Например, при повороте кубической решётки на угол  $50,47^\circ$  возникает РСУ, отвечающая  $\Sigma = 11$ . Такая граница отличается всего на 1 градус от той, которая должна возникать в соответствии ОС К–3 между кристаллами, реализующимися по вариантам 1–6, 2–3 и 4–5 с углом поворота на  $49,5^\circ$ . Аналогичным образом можно показать, что

**ТАБЛИЦА 1.** Группы вариантов с угловыми ориентациями, отвечающими специальным границам.

Варианты	$\Theta_{\text{К-3}}$ , град	$\Sigma/\Theta_{\text{теор.}}$ , град	Варианты	$\Theta_{\text{К-3}}$ , град	$\Sigma/\Theta_{\text{теор.}}$ , град	Варианты	$\Theta_{\text{К-3}}$ , град	$\Sigma/\Theta_{\text{теор.}}$ , град	Варианты	$\Theta_{\text{К-3}}$ , град	$\Sigma/\Theta_{\text{теор.}}$ , град
1–2, 5–6, 10,5 3–4	129/10,12	12–4, 2–6, 60	1–3, 1–5, 3–5, 4–6	60	33/59,0	1–4, 2–5, 3–6	70,5	3/70,5	1–6, 2–3, 4–5	49,5	11/50,5

угол поворота  $60^\circ$  можно рассматривать как близкий к углу  $59,0^\circ$ , который приводит к образованию РСУ с  $\Sigma = 33$ , а угол  $70,5^\circ$  точно соответствует образованию РСУ, отвечающей самой низкоэнергетической конфигурации границы  $\Sigma = 3$  в кубических решётках (табл. 1).

Особое место занимают варианты *1–2*, *3–4*, *5–6*, отвечающие углу поворота  $10,5^\circ$  вокруг  $[011]$ , поскольку их можно рассматривать, как создающие малоугловые границы. Это может быть вполне допустимо, так как в соответствии с критерием Брэндона [20] малоугловыми можно считать границы с углами разориентации до  $15^\circ$ . С другой стороны, стереографический анализ и кристаллографические построения показывают, что такой поворот, а точнее, поворот на  $10,10^\circ$  вокруг  $[011]$  создаёт РСУ с  $\Sigma = 129$ . Обычно считается, что если величина  $\Sigma$  превышает 50, то такой границе не присущи специальные свойства и она относится к большеугловым границам общего типа. Ранее было показано [22], что в аустенитной стали с ГЦК-решёткой присутствуют границы с  $\Sigma = 243$  и углом поворота  $7,35^\circ$ , которые имеют все признаки специальных, большеугловых границ РСУ (фасетирование, пониженную поверхностную энергию). Поэтому при рассмотрении мартенситных и бейнитных структур также следует учитывать существование таких «дальних» специальных границ как  $\Sigma = 129$ .

Таким образом, анализ реализации ОС К–З показывает, что все возможные комбинации границ между кристаллами шести разных вариантов на плоскости  $(111)_\gamma$  могут быть разделены на группы с одинаковыми углами поворота относительно (вокруг) оси  $[011]_\alpha$  внутри каждой группы. При этом группа вариантов *1–4*, *2–5*, *3–6* точно соответствует двойниковым ориентациям  $\Sigma = 3$ . Остальные варианты укладываются с отклонениями менее одного градуса в специальные ориентации  $\Sigma = 11$ ,  $\Sigma = 33$  и  $\Sigma = 129$ .

При реализации ОС Н–В возможны только 3 варианта расположения кристаллов мартенсита на плоскости  $(111)_\gamma$  (рис. 1, б). Угол между ними составляет  $120$  и  $60^\circ$ , поэтому в случае реализации при сдвиговом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении легированной стали ОС Н–В, следует ожидать, что все межречечные границы в одном пакете мартенсита будут относиться к специальным  $\Sigma = 33$ .

## 5. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Кристаллографию малоуглеродистого мартенсита, верхнего бейнита и игольчатого феррита в сталях 20, 10Г2ФБ, 36Г2С исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии и дифракции электронов.

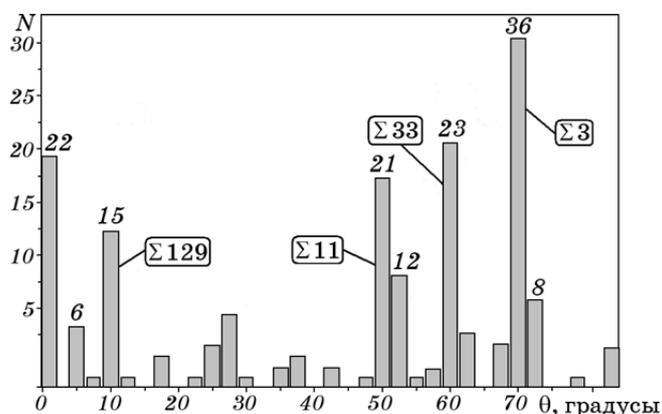
Методически набор данных получали следующим образом. Тон-

кую фольгу из низкоуглеродистой стали сканировали через поле зрения селекторной диафрагмы и непосредственно на экране электронного микроскопа анализировали микродифракционные картины от пакетов мартенсита. Фиксировали на фотопластинки те из них, которые выявляли две ориентации кристаллитов, каждая из которых содержала отчётливые ряды рефлексов от плоскостей  $\{110\}_\alpha$ . Они заметно отличаются от остальных, так как располагаются на минимальном расстоянии от центрального (нулевого) пучка электронов. Далее фиксировали дифракционную картину и светлопольное изображение соответствующей структуры и измеряли с точностью  $\pm 1,5$  градуса угол между направлениями  $\langle 110 \rangle$ .

На основе анализа 187 пар соседних реек в пакетах микродифракционных картин от мартенсита была построена гистограмма (рис. 2) распределения границ между рейками мартенсита и бейнита по углам поворота между направлениями  $\langle 011 \rangle_\alpha$  (точность  $\pm 2^\circ$ ).

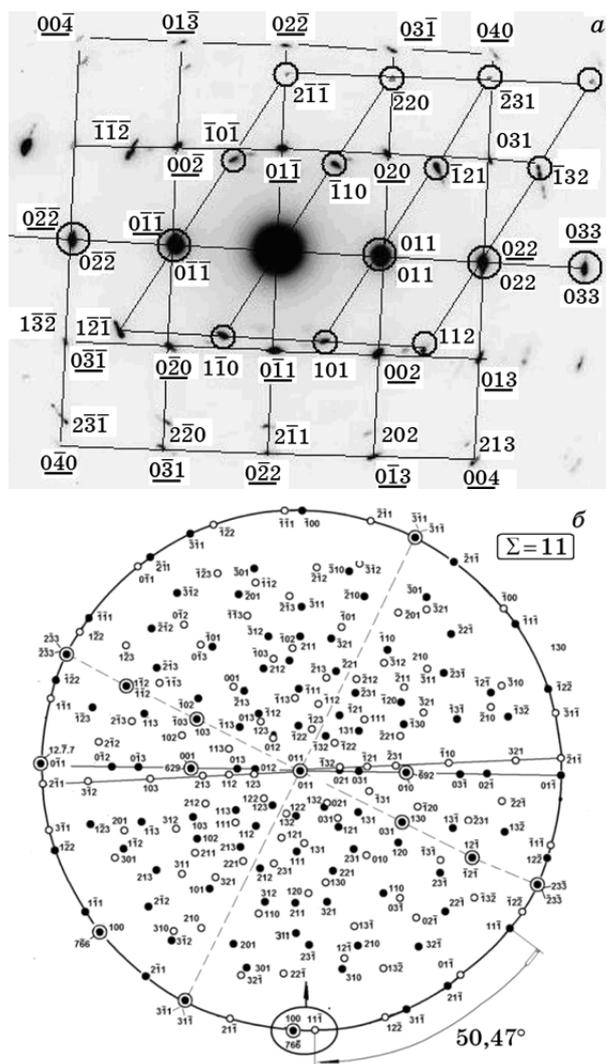
Исследование частотного распределения углов поворота между решётками реек в пакетах низкоуглеродистого мартенсита выявило несколько пиков в окрестностях углов 50, 60 и 70 градусов, что дало основание связать это с образованием специальных границ при реализации ОС К-3 [21].

Анализ показывает, что максимум в области малых (до  $2^\circ$ ) углов отвечает малоугловым границам между рейками одноименных ориентаций, а пики, отвечающие углам 10, 50, 60 и 70 градусов, хорошо согласуются с теоретическими [7, 19] для  $\Sigma = 129, 11, 33$  и 3 соответственно. Наиболее часто наблюдаются повороты на угол  $70,5^\circ$  вокруг оси  $[110]$ , которые идентичны поворотам на  $60,0^\circ$  вокруг  $[111]$ , поскольку и те и другие создают ориентации между



**Рис. 2.** Гистограмма распределения углов между направлениями  $\langle 011 \rangle_\alpha$  кристаллических решёток соседних реек в пакетном мартенсите низкоуглеродистых сталей.





**Рис. 4.** Специальная граница  $\Sigma = 11$  между рейками в пакете мартенсита: *a* — микродифракционная картина с осями зон  $[11\bar{1}]_1$  и  $[100]_2$  (индексы кристалла с ориентацией  $[100]_2$  подчеркнуты), *б* — соответствующая стереопроекция.

ние полюсов плоскостей и основного пучка электронов (рис. 4, б), подтверждают наличие границ  $\Sigma = 11$  между рейками в мартенсите.

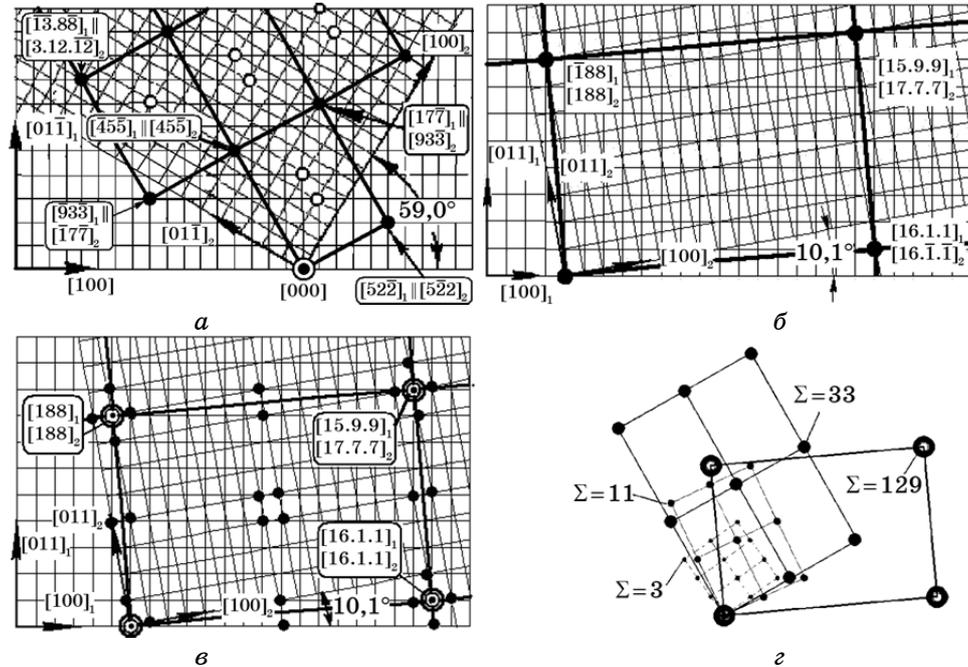
На рисунке 5, *a* изображена РСУ  $\Sigma = 33$ , образующаяся при повороте двух жёстких решёток вокруг оси  $[110]$  на угол  $50,47^\circ$ , а на рис. 5, *б* — РСУ  $\Sigma = 129$ , образующаяся при повороте на  $10,10^\circ$ .

По сравнению с относительно высокой плотностью совпадающих

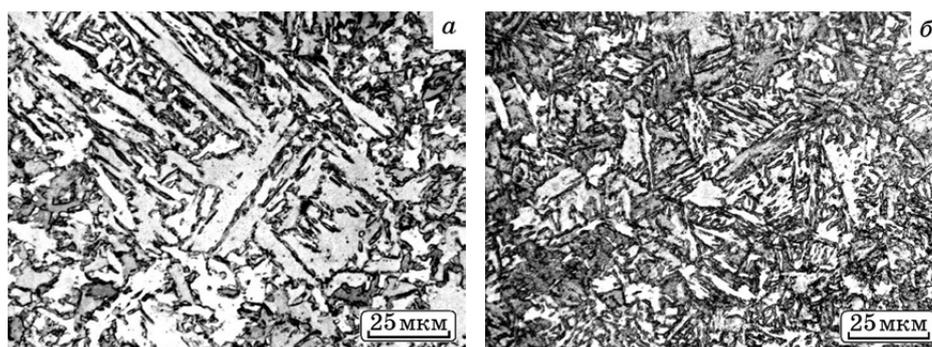
узлов в РСУ  $\Sigma = 3$  и  $\Sigma = 11$  ориентация РСУ  $\Sigma = 129$  имеет относительно крупную орторомбическую ячейку Бравэ (рис. 5, *з*), однако при таком расположении решёток в окрестностях узлов 0-решётки Боллмана [7, 19] возможны почти совпадающие узлы, отмеченные черными кружками на рисунке 5, *в*.

Величина смещения между почти совпадающими узлами составляет  $1/10 - 1/8$  параметра ячейки железа, поэтому релаксационные смещения вполне возможны. При их реализации количество совпадающих узлов в ячейке  $\Sigma = 129$  возрастает до 11, т.е. такая граница по избыточной поверхностной энергии может быть близка к энергии границы  $\Sigma = 11$ .

Таким образом, в пакетах низкоуглеродистого мартенсита и бейнита, т.е. в материалах с ОЦК-решёткой, между рейками реализуются низкоэнергетические специальные границы. Подобный характер распределения границ по углам и осям поворотов, согласующихся с  $\Sigma = 3$ ,  $\Sigma = 9$ ,  $\Sigma = 11$  и  $\Sigma = 33$ , наблюдали также Герман, Гляйтер и Бэро [23] при спекании медных монокристаллических шариков с монокристаллической подложкой при температурах



**Рис. 5.** Образование РСУ  $\Sigma = 33$  (*а*) и  $\Sigma = 129$  (*б*) при повороте двух жёстких решёток вокруг оси  $[110]_M$  на углы  $59,0^\circ$  и  $10,1^\circ$  соответственно; *в* — расположение узлов, близких к совпадению в РСУ  $\Sigma = 129$ ; *з* — сопоставление размеров различных ячеек Бравэ в РСУ.



**Рис. 6.** Структура стали 10Г2ФБ после закалки и нагрева с выдержкой 1 час при температурах: *a* — 700°C, *б* — 800°C.

предплавления. Это свидетельствует о том, что образование низкоэнергетических границ РСУ является одним из способов диссипации избыточной энергии, вне зависимости от механизма (сдвигового, диффузионного, смешанного) их образования.

При сдвиговом механизме  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения кристаллографическая ориентация решётки мартенситной фазы характеризуется конкретным ориентационным соотношением между исходной и вновь образованной решётками. Это определяется необходимостью зарождающихся кристаллов новой фазы обеспечить оптимальное сопряжение между продуктами превращения путём формирования между рейками специальных границ РСУ, обеспечивающих максимальную релаксацию термоупругих напряжений. Именно такой механизм позволяет объяснить, как происходит релаксация напряжений, а также снижение удельной поверхностной энергии на многочисленных межречных границах в продуктах превращения при образовании мартенсита.

В качестве примера на рис. 6. показана структура закаленной и отпущенной стали 10Г2ФБ.

Видно, что в закалённой стали, даже после нагрева до температур выше критической точки  $A_{c1}$ , укрупнение образующихся зерен аустенита не наблюдается. При этом большинство границ не трансформируется в более равновесные формы с образованием 120-градусных стыков трёх зёрен, а участки образовавшегося при нагреве аустенита при последующем охлаждении превращаются в высокоуглеродистый двойникованный мартенсит, как следствие неполной гомогенизации аустенита.

## 6. ВЫВОДЫ

1. На основании рассмотрения современных представлений о строе-

нии и свойствах границ зерен в промышленных низкоуглеродистых сталях показана применимость концепции решетки совпадающих узлов (PCY) для объяснения изменения свойств закалённых на мартенсит сталей при температурно-деформационных воздействиях на них.

2. Концепция PCY предусматривает образование специальных границ не только в результате контролируемых диффузией рекристаллизационных процессов, но и при сдвиговых, дисторсионных мартенситных или бейнитных превращениях аустенита в сталях.

3. Показано, что специальные границы зерен с особыми свойствами, которые существуют в мартенситных и бейнитных структурах промышленных низкоуглеродистых сталей, отвечают специальным ориентациям PCY  $\Sigma = 3$ ,  $\Sigma = 11$ ,  $\Sigma = 33$  и  $\Sigma = 129$ . Они играют существенную роль в формировании структуры и служебных характеристик металла, определяемых технологическими схемами их обработки.

4. Снижение энергии сопряжений между рейками мартенсита, образующимися по сдвиговому механизму, и максимальный уровень релаксации термоупругой энергии при закалке осуществляются путем образования специальных границ PCY.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. М. Косевич, В. М. Иевлев, Л. С. Палатник, А. И. Федоренко, *Структура межкристаллитных и межфазных границ* (Москва: Металлургия: 1980).
2. L. E. Murr, *Interfacial Phenomena in Metals and Alloys* (Massachusetts: Addison-Wesley Press: 1975).
3. W. T. Rosenhain and J. C. W. Humphrey, *J. Iron Steel Inst.*, **87**: 219 (1913).
4. N. F. Mott, *Proc. Phys. Soc.*, **60**: 391 (1948).
5. R. C. Gifkins, *Mat. Sci. Eng.*, **2**, No. 4: 181 (1967).
6. M. F. Ashby, F. A. Spaepen, and S. Williams, *Acta Metall.*, **26**, No. 11: 1647 (1978).
7. *Атомная структура межзеренных границ* (Ред. А. Н. Орлов) (Москва: Мир: 1978).
8. T. Watanabe, *Res. Mechanica*, **11**, No. 1: 47 (1984).
9. G. V. Kurdumov and G. Sachs, *Z. Phys.*, **64**, No. 9: 325 (1930).
10. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и сталях* (Москва: Наука: 1977).
11. В. М. Счастливец, *Физ. мет. металловед.*, **38**, № 4: 793 (1974).
12. В. И. Изотов, *Физ. мет. металловед.*, **34**, № 1: 123 (1972).
13. В. И. Изотов, Л. М. Утевский, *Металловед. и термич. обработка металлов*, № 8: 20 (1967).
14. G. Krauss and A. R. Marder, *Met. Trans.*, **2**, No. 9: 2343 (1971).
15. P. P. Suikkanen, C. Cayron, A. J. DeArdo, and L. P. Karjalainen, *J. Mater. Sci. Technol.*, **27**, No. 10: 920 (2011).
16. Z. Nishiyama, *Sci. Rep. Tohoku Imperial University*, **23**, No. 6: 637 (1934).
17. A. B. Greninger and A. R. Troiano, *Trans. Met. Soc. AIME*, **185**, No. 5: 590

- (1949).
18. В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин и др., *Металознавство та термічна обробка металів*, **35**, № 4: 5 (2006).
  19. H. Grimmer, W. Bollmann, and D. H. Warrington, *Acta Crystallogr. A*, **30**: 197 (1974).
  20. D. G. Brendon, *Acta Metall.*, **14**, No. 11: 1479 (1966).
  21. В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, А. В. Бекетов, С. С. Голобородько, *Строительство, материаловедение, машиностроение*, **26**, № 1: 191 (2004).
  22. G. D. Sukhomlin and A. V. Andreeva, *physica status solidi (a)*, **78**, No. 1: 333 (1983).
  23. G. Herrmann, H. Gleiter, and G. Bäro, *Acta Metall.*, **24**, No. 4: 353 (1976).