

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.2:539.25

ТЕКСТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ
В ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРЕ
НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

© 2019 г. М. Л. Лобанов^{a, b, *}, И. Ю. Пышминцев^c, В. Н. Урцев^d, С. В. Данилов^a,
Н. В. Урцев^d, А. А. Редикульцев^a

^aУральский федеральный университет им. первого Президента РФ Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

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

^cОАО “РосНИТИ”, ул. Новороссийская, 30, Челябинск, 454139 Россия

^dИТЦ “Аусферр”, ул. Горького, 18, Магнитогорск, 455000 Россия

*e-mail: m.l.lobanov@urfu.ru

Поступила в редакцию 05.06.2019 г.

После доработки 25.06.2019 г.

Принята к публикации 22.07.2019 г.

Методом ориентационной микроскопии (EBSD) исследованы структурно-текстурные состояния малоуглеродистой низколегированной стали после контролируемой термомеханической обработки (ТМСР) и последующей термической обработки (ТО), включающей аустенитизацию, выдержку при температуре распада γ -фазы по диффузионному механизму в течение различного времени и закалку. В результате ТО получены структуры, состоящие из полигонального феррита и мартенсита в различных соотношениях. Кристаллографические текстуры как мартенсита, так и феррита после ТО воспроизводили текстуру бейнита, сформированную в результате ТМСР. Ориентировки, составляющие данную текстуру, связаны с основными ориентациями деформированных аустенитных зерен при ТМСР, ориентационными соотношениями (ОС), промежуточными между ОС Курдюмова–Закса и ОС Нишиямы–Вассермана. Как в случае феррита, так и мартенсита факт ориентационной связи компонент текстур объяснен началом реализации фазового превращения на кристаллографически обусловленных (в том числе специальных) границах.

Ключевые слова: контролируемая термомеханическая обработка, бейнит, мартенсит, феррит, ориентационная микроскопия, текстура, ориентационные соотношения, специальные разориентации, специальные границы

DOI: 10.1134/S0015323019120106

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время при производстве высокопрочных листовых трубных сталей используется контролируемая прокатка с управляемым ускоренным охлаждением (thermo-mechanical controlled processing – ТМСР), которая позволяет снизить металлоемкость и повысить надежность строящихся магистральных трубопроводов. За счет применения ускоренного охлаждения был реализован переход от феррито-перлитных микроструктур к структурам с преобладанием продуктов промежуточного превращения [1–3].

Дополнительным ресурсом, позволяющим придавать изделиям улучшенный комплекс физико-механических свойств в определенных направлениях, является кристаллографическая текстура.

Возникновение и развитие текстуры происходит на стадии изготовления изделия при направленных деформационных и термических воздействиях на материал [4]. Учет закономерностей формирования текстуры позволяет оптимизировать процессы производства материалов за счет рационального выбора температурно-временных и деформационных интервалов технологических операций [5].

В работах [6–8] показано, что существенную роль в процессах разрушения листов трубных сталей играет не интегральная текстура изделия, а одна из ее слабых компонент – $\{001\}\langle 110 \rangle$. Это связано с тем, что плоскости $\{001\}$ в ОЦК-решетке тугоплавких металлов являются плоскостями скола. Для развития трещины принципиальным является наличие достаточно протяженных областей с соот-

ветствующей ориентировкой по всей длине, превышающей критический размер трещины.

При ТМСП формирование текстуры происходит в основном в результате двух последовательно реализованных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении. За счет реализации определенных напряженно-деформационных условий при контролируемой изотермической прокатке с большой степенью обжатия (>90%) по всей толщине листа формируется структура, состоящая из вытянутых в направлении прокатки деформированных аустенитных зерен. Они характеризуются наличием стабильных для ГЦК-решетки девяти ориентировок, а именно: (011)[100], две из {011}<211>, две из {011}<111>, две из {112}<111>, две из {4 4 11}<11 11 8> [9].

Известно, что сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращение реализуется с выполнением определенных ориентационных соотношений (ОС) промежуточных между ОС Курдюмова–Закса (К–З) и ОС Нишиямы–Вассермана (Н–В). В результате $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращения, в условиях отсутствия ограничений на места зарождения новой фазы, из одной ориентировки ГЦК-решетки может возникать 12 (при выполнении ОС Н–В) или 24 (при выполнении ОС К–З) ориентировок ОЦК решетки [10–14]. Таким образом, общее число возникших в результате ТМСП ориентировок феррита может составить величину несколько меньшую, чем 9×12 (или 9×24). Очевидно, что при реализации подобного процесса, невозможно существование какой-либо выраженной текстуры в материале, претерпевшем сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращение. Однако исследования листов трубных сталей, прошедших ТМСП, показывают наличие выраженной текстуры [15, 16].

Появление ограниченного числа ориентировок в результате сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращения, в материале с исходно сложной многокомпонентной текстурой, предполагает наличие неких структурных факторов, существенно ограничивающих возникновение всех возможных ориентаций кристаллитов при фазовой перекристаллизации [17].

Данная работа посвящена исследованию особенностей формирования структурно-текстурных состояний при термической обработке, в результате которой формируется феррито-мартенситная смесь, в листовой малоуглеродистой низколегированной трубной стали, прошедшей ТМСП.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

В качестве материалов для исследований использовались образцы листовой малоуглеродистой низколегированной трубной стали 06Г2МБ (в мас. % ~0.05 С, ≤ 2.0 Мн, ~0.2 Мо, ~0.05 Nb, остальное железо и неизбежные примеси) с преимущественно бейнитной структурой после ТМСП,

характеризовавшиеся в пределах класса прочности К60 (Х80) близким уровнем механических свойств.

Образцы подвергали термическим обработкам (ТО) в лабораторных муфельных печах и печах-ваннах. Аустенитизацию осуществляли при 1000°C. Часть образцов закаливали в воду. Другую часть образцов переносили в печь-ванну с температурой 700°C, где они выдерживались в течение 10, 20 и 40 мин, после чего закаливались в воду. На образцах приготавливались металлографические шлифы на плоскости НП–НН (где НП – направление прокатки при ТМСП, НН – направление нормали к плоскости прокатки).

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводилось на растровом микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Шаг сканирования – 0.1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более $\pm 1^\circ$ (в среднем $\pm 0.6^\circ$). Малоугловые границы (МУГ) между кристаллитами строились на ориентационных картах при разориентациях 2° – 15° (толщина – 1–2 пикселя); при разориентациях $\geq 15^\circ$ проводились высокоугловые границы (толщина – 3 пикселя). Исследование текстуры проводилось с использованием построения функций распределения ориентировок (ФРО). Анализ границ решетки совпадающих узлов (PCY) между отдельными зернами осуществлялся построением их на ориентационных картах с учетом заложенного в программное обеспечение стандартного критерия Брендона $\pm \Delta\Theta$. Для каждой границы он составляет конкретную величину: $\Delta\Theta = 15^\circ / (\Sigma n)^{1/2}$, где Σn – количество совпадающих узлов в элементарной ячейке, образующейся при наложении трехмерных кристаллических решеток.

На ориентационных картах, где одновременно фиксировались мартенситная и ферритная структурные составляющие, их разделение для анализа текстурных компонент проводилось практически вручную. Мартенситные области отличались от ферритных – размером, более вытянутой формой и повышенным количеством межкристаллитных высоко- и малоугловых границ. При обработке ориентационных карт с использованием инструментов программного обеспечения по наличию нескольких характерных признаков выделялись и суммировались области, выявленные в результате детектирования границ. Полученные объединенные области (Subsets в программном обеспечении) представляли собой совокупности мартенситных или ферритных компонент текстуры, для которых строились ФРО. Области, которые вызвали сомнение (не входили ни в одну из совокупностей) отбрасывались.

При анализе ориентировок в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением горячей прокатки при ТМСП ($X||НП$), нормалью к плоскости прокатки ($Y||НН$) и перпендикулярным им направлением ($Z||ПН$), которое совпадает с осью валков, так что все три направления образуют правую тройку векторов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исходные образцы после ТМСП характеризовались преимущественно бейнитной структурой (размеры зерен 5–30 мкм), образовавшейся в пределах сформированных при изотермической горячей прокатке деформированных аустенитных зерен (размером в НН 10–30 мкм) [6]. Текстура исходных образцов состояла из одних и тех же рассеянных компонент: две сильно выраженные ориентировки из $\{112\}\langle 110\rangle$, две слабые ориентировки из $\{110\}\langle 223\rangle$ и слабая ориентировка $(001)[110]$ [6].

В случае закалки в воду наблюдалась характерная для мартенсита пакетная структура, состоящая из чередующихся пластин, толщиной от 0.5 до 2.0 мкм, длиной до 20 мкм (рис. 1а). В пределах одного мартенситного пакета наблюдались 2–3 кристаллографические ориентации кристаллитов. Спектры межзеренных границ соответствовали мартенситной структуре (рис. 2а) [17, 18]. Все высокоугловые границы сосредоточены в углах разориентации от 49° до 60° . В спектре специальных границ фиксировались исключительно РСУ-границы: $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$ и $\Sigma 41c$ (рис. 2б). В работе [19] показано, что появление данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения в соответствие с ОС промежуточными между ОС К–3 и ОС Н–В, которые реализуются в сталях [13, 14].

В случае изотермической выдержки в течение 40 мин в образцах наблюдалась крупнозернистая ферритная структура, характеризовавшаяся размером зерен 10–30 мкм (рис. 1б). В зернограничном спектре (рис. 2в) основное количество высокоугловых границ было сосредоточено в углах разориентации от 49° до 60° . В спектре РСУ-границ наиболее выраженными являлись $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$, то есть границы, соответствующие мартенситу. Также наблюдалось появление специальных границ РСУ $\Sigma 5$, $\Sigma 7$, $\Sigma 17b$, $\Sigma 21b$, $\Sigma 29b$, $\Sigma 33a$, $\Sigma 39b$, $\Sigma 45c$.

Согласно анализу, проведенному в работе [20], возникновение большей части из них связано с реализацией релаксационных процессов (полигонизации и начала первичной рекристаллизации) в ОЦК-решетке.

В случае изотермических выдержек при 700°C 10 и 20 мин в структуре образцов после закалки

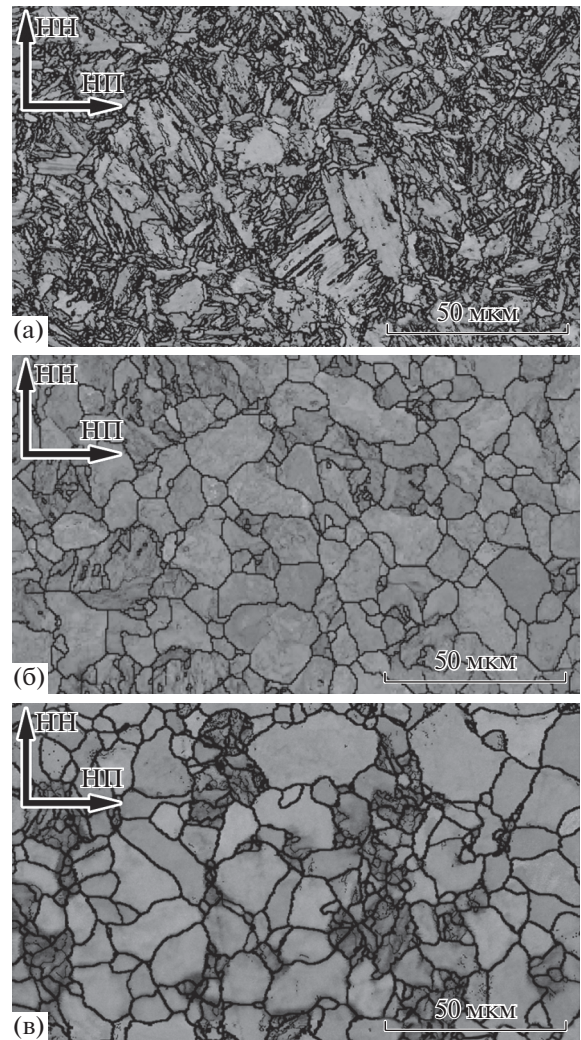


Рис. 1. Микроструктура стали 06Г2МБ после ТМСП и ТО в виде ориентационного контраста (EBSD) с нанесением межкристаллитных границ: а – закалка (мартенсит); б – отжиг 700°C 40' с последующей закалкой (феррит); в – отжиг 700°C 10' с последующей закалкой (феррито-мартенситная структура).

фиксирувалась феррито-мартенситная смесь (рис. 1в). Мартенсит в этом случае отличался от мартенсита “прямой” закалки большей дисперсностью и более высоким уровнем микронапряжений, выраженных высокой плотностью малоугловых границ. Очевидно, это связано с повышенным количеством углерода в данной фазе по сравнению с мартенситом, образовавшимся из аустенита, химический состав которого соответствовал концентрации элементов в стали. Ферритные зерна в феррито-мартенситной структуре имели размер несколько меньший, по сравнению с чисто ферритной структурой. По-видимому, это объясняется началом реализации в чисто ферритной структуре нормального роста зерна.

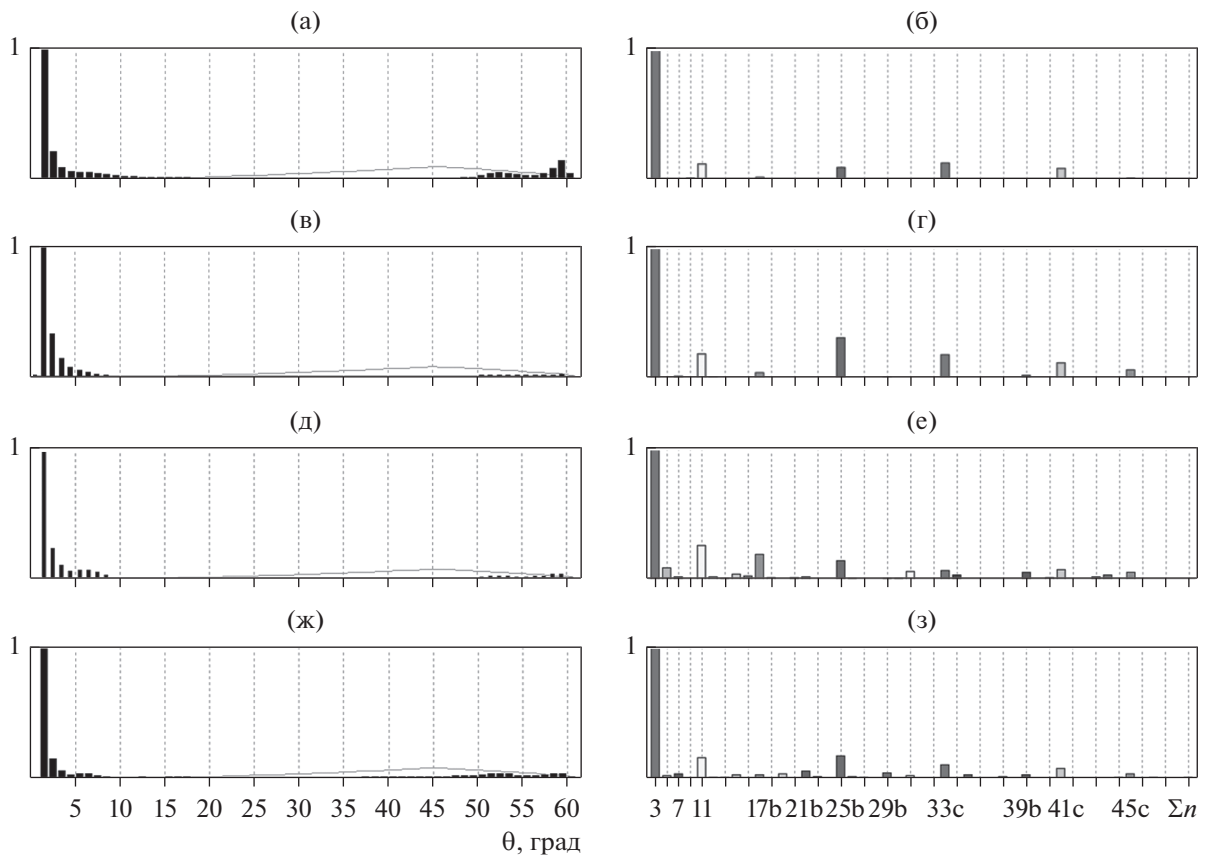


Рис. 2. Спектры межкристаллитных границ (а, в, д, ж) и специальных границ (б, г, е, з), полученные методом EBSD, в структуре стали 06Г2МБ после ТМСП и различных термических обработок; а, б – закалка (мартенсит); в, г – отжиг 700°C 40' с последующей закалкой (феррит); д, е – отжиг 700°C 10' с последующей закалкой (мартенсит в феррито-мартенситной структуре); ж, з – отжиг 700°C 10' с последующей закалкой (феррит в феррито-мартенситной структуре).

Интересно отметить, что распределения межкристаллитных и специальных границ по углам разориентации, определенные отдельно для мартенситной и ферритной составляющих структуры, практически повторяли соответствующие спектры в мартенсите закалки и феррите, полученных при изотермической выдержке (рис. 2).

Важно подчеркнуть, что кристаллографические текстуры, полученные в образцах как в результате сдвигового, так и диффузионного превращения, демонстрируют существенное сходство (рис. 3), при этом повторяя текстуру бейнита, существовавшую до термической обработки [6]. Все их текстурные компоненты могут быть получены в соответствии с промежуточными ОС из основных ориентировок прокатанного материала с ГЦК решеткой: $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{110\}\langle 111 \rangle$, $\{110\}\langle 112 \rangle$, $\{110\}\langle 001 \rangle$ [9, 21]. Очевидно, что различная степень выраженности отдельных компонент текстуры в образцах объясняется сравнительно малыми площадями съемок EBSD, содержащими небольшое количество кристаллитов. Таким образом, малоуглеродистая низколегированная сталь с исходно бейнитной структурой

и выраженной кристаллографической текстурой после ТМСП была подвергнута ТО, при которых в материале дважды происходило фазовое превращение: $\alpha_B \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_M$ или $\alpha_B \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. В результате ТО во всех структурах (мартенсит, феррит, феррито-мартенситная смесь), вне зависимости от механизма превращения (сдвигового или диффузионного), были получены текстуры, совпадающие по основным ориентировкам с исходной (бейнитной после ТМСП), что предполагает реализацию в материале определенной текстурной наследственности.

Подобный механизм эволюции текстуры при фазовых превращениях предполагает наличие в структуре материала после ТМСП (точнее, после горячей деформации) неких факторов, ответственных за наследственность. Согласно [6, 17] ими могут служить сформированные при горячей деформации специальные границы $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$ между деформированными аустенитными зернами, относительное расположение которых в структуре материала дополнительно зафиксировано выделениями карбидных фаз.

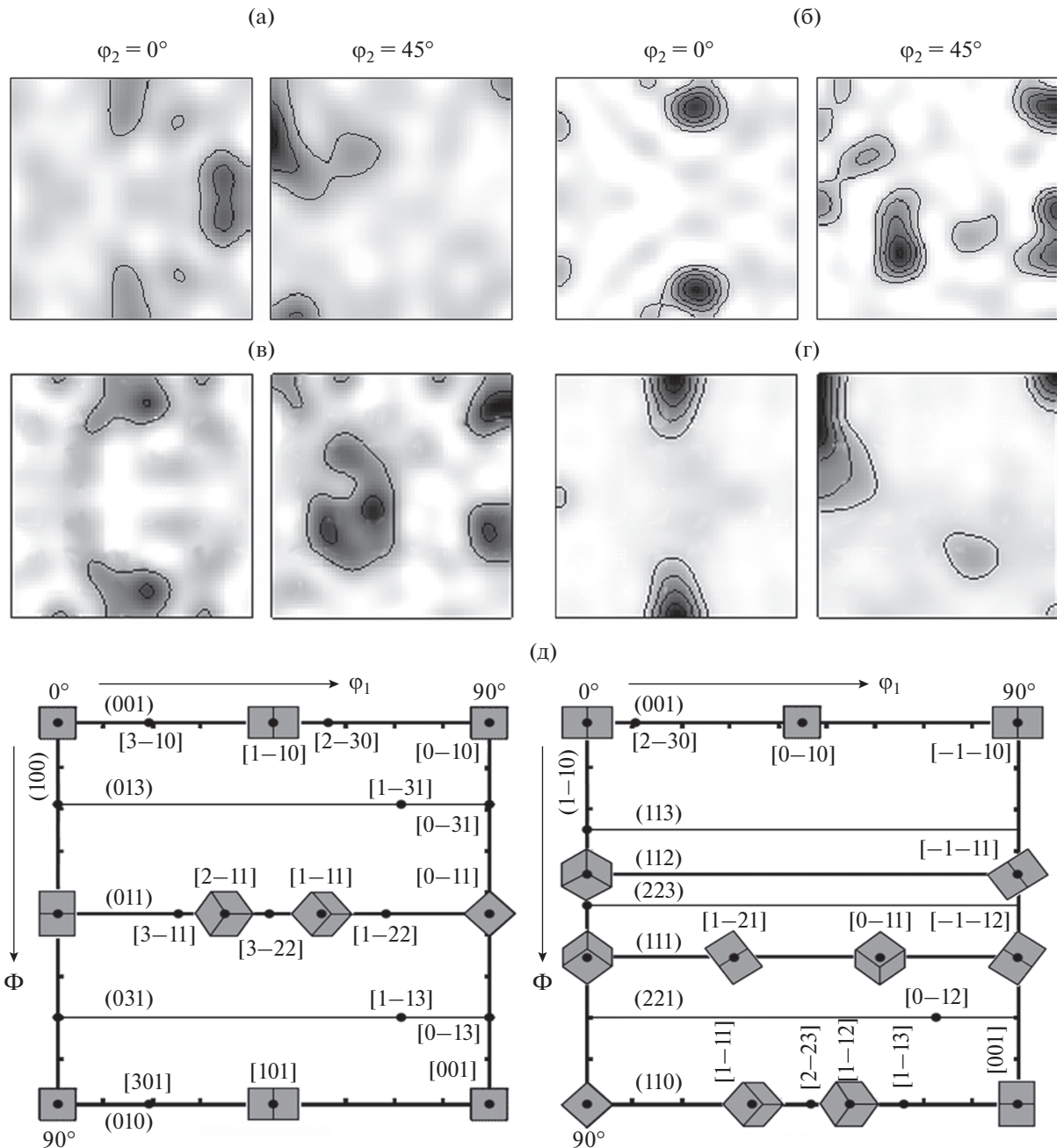


Рис. 3. Текстура в виде сечений ФРО при $\varphi_2 = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$ стали 06Г2МБ после ТМСП и различных ТО: а – закалка (мартенсит); б – отжиг 700°C $40'$ с последующей закалкой; в – отжиг 700°C $10'$ с последующей закалкой (мартенсит); г – отжиг 700°C $10'$ с последующей закалкой (феррит); д – стандартные сетки для сечений ФРО с нанесением идеальных ориентировок в виде элементарных кристаллографических ячеек (вид с ПН).

Важно подчеркнуть, что возникшие в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения парные ориентировки α -фазы, также связаны между собой специальными разориентациями $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$. Таким образом, если все последующие фазовые превращения в данном материале будут начинаться на специальных границах, соответствующих данным специальным разориентациям, то становится вполне очевидной текстурная наследственность, которая в

действительности сводится к сохранению при каждом фазовом переходе одних и тех же специальных разориентаций.

Использование кристаллографически обусловленных границ (в том числе специальных) в качестве носителей структурно-текстурной наследственности представляется вполне оправданным. За счет упорядоченной структуры в расположении

атомов и дискретного набора углов разориентаций, соответствующих ОС, специальные границы могут быть хорошими подложками для зарождения новой фазы. Отметим также, что наличие и движение специальных границ достаточно просто объясняет формирование и развитие локальных текстур в поликристаллических материалах в процессах структурных превращений [20]. Формированию специальных границ должно предшествовать возникновение специальных разориентаций кристаллической решетки между двумя соседними зернами. Отметим, что возникновение специальной разориентации между кристаллическими решетками соседствующих зерен еще не означает наличие между ними кристаллографически упорядоченной границы. Однако при нахождении системы в области достаточно высоких температур можно ожидать перестройку высокоугловых границ общего типа в специальную границу, как в более энергетически устойчивый объект, за счет протекания процессов скольжения и переползания окружающих границу дислокаций на небольшие расстояния.

В работах [22, 23] показано, что формирование зародышей сдвигового превращения существенно облегчается на границах двойников, как деформации, так и рекристаллизации, то есть когда данное зарождение происходит на специальной границы $\Sigma 3$. Следует подчеркнуть, что в алюминии, имеющем ГЦК-решетку, согласно, как теоретическим расчетам, так и экспериментальным наблюдениям специальные границы $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$ обладают минимальной поверхностной энергией [24], и таким образом могут являться подложками для зародышей нового зерна или новой фазы [20, 23]. Также отметим, что специальные границы вблизи температуры фазового перехода могут являться источником дислокаций превращения.

Возможна ситуация, когда граница между аустенитными зернами, находящимися в специальных разориентациях, после завершения горячей деформации, но до начала контролируемого охлаждения, превратится в специальную границу. В этом случае трансформация решетки при формировании первых зародышей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения может реализоваться не в пределах одного аустенитного зерна, а одновременно в соседних зернах, разделенных кристаллографически обусловленной границей. Очевидно, что образующиеся по данному механизму зародыши новой фазы будут закономерно разориентированы относительно друг друга.

Отметим, что во всех спектрах специальных границ, зафиксированных как в мартенсите, так и феррите, наиболее выраженными являются $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$ и $\Sigma 41c$. Как было подчеркнуто ранее появление данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения в соответствие с промежуточными ОС. Подобные спек-

тры специальных границ были неоднократно зафиксированы в мартенсите средне и низкоуглеродистых сталей [17, 18, 23]. Достаточно удивительным является появление подобного набора специальных границ между зернами феррита, сформировавшимися по диффузионному механизму. Можно предположить, что образование зародышей феррита при диффузионном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении также происходит по “сдвиговому механизму”, то есть является ориентированным.

Также представляется важным, что интенсивность специальной границы $\Sigma 3$ является наибольшей как в мартенсите, так и в феррите. Проведенная в данной работе ориентационная микроскопия мартенситной структуры показывает, что граница $\Sigma 3$ в основном является внутри пакетной, то есть часто фиксируется между параллельными рейками, принадлежащими одному пакету. По-видимому, данный факт свидетельствует о том, что мартенсит в пакете образуется не в виде отдельных реек со случайными ориентациями из шести возможных [10, 11], а в виде пар реек, находящихся в двойниковой разориентации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что в образцах малоуглеродистой низколегированной стали со структурой, сформированной в результате ТМСП, при дальнейшей их термической обработке наблюдается выраженная текстурная наследственность. При термических обработках стали, включающих двойную фазовую перекристаллизацию $\alpha_B \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_M$ (или α), сформированная как по сдвиговому, так и по диффузионному механизму структура, характеризуется наличием одной и той же кристаллографической текстуры, что и исходный бейнит. Факт ориентационной связи компонент текстур объяснен началом реализации фазовых превращений, как сдвиговых, так и диффузионных, на кристаллографически обусловленных границах РСУ $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$.

Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006. Работа выполнена при поддержке стипендии Президента Российской Федерации Проект СП-259.2018.1.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Endo S., Nakata N.* Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and high performance steel in JFE Steel // JFE Techn. Report. 2015. V. 20. P. 1–7.
2. *De Diego-Calderón I., Sabirov I., Molina-Aldareguia J.M., Föjjer C., Thiessen R., Petrov R.H.* Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to im-

- prove their fracture properties // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 657. P. 136–146.
3. *Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Варнак О.В., Мальцева А.Н.* Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на хрупкость низкоуглеродистой стали // ФММ. 2018. Т. 119. № 2. С. 205–210.
 4. *Деревягина Л.С., Гордиенко А.И., Почивалов Ю.И., Смирнова А.С.* Модификация структуры низкоуглеродистой трубной стали методом поперечно-винтовой прокатки и повышение ее характеристик прочности и хладноломкости // ФММ. 2018. Т. 119. № 1. С. 89–98.
 5. *Druker A.V., Sobrero C., Fuster V., Malarria J., Bolmaro R.* Is it Possible to Use Rolling Methods to Improve Textures on Fe–Mn–Si Shape Memory Alloys? // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20. № 4. P. 1700062.
 6. *Пышминцев И.Ю., Струин А.О., Гервасьев А.М., Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Данилов С.В., Арабей А.Б.* Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой // Металлург. 2016. № 4. С. 57–63.
 7. *Pyshmintsev I. Yu., Gervasyev A. M., Petrov R. H., Olalla V. C., Kestens L.* Crystallographic Texture as a Factor Enabling Ductile Fracture Arrest in High Strength Pipeline Steel // Mater. Sci. Forum. 2012. V. 702–703. P. 770–773.
 8. *Mohtadi-Bonab M.A., Eskandari M., Szpunar J.A.* Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 620. P. 97–106.
 9. *Hölscher M., Raabe D., Lücke K.* Relationship Between Rolling Textures and Shear Textures in F.C.C. and B.C.C. Metals // Acta Metall. Mater. 1994. V. 42. № 3. P. 879–886.
 10. *Gong W., Toyota Y., Paradowska A.M., Kelleher J.F., Zhang S.Y.* Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel // Acta Mater. 2013. № 61. P. 4142–4154.
 11. *Kitahara H., Ueji R., Tsuji N., Minamino Y.* Crystallographic Features of Lath Martensite in Low-Carbon Steel // Acta Mater. 2006. V. 54. P. 1279–1288.
 12. *Pereloma E.V., Fayez Al-Harbi, Gazder A.A.* The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels // J. Alloys Compd. 2014. V. 615. P. 96–110.
 13. *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.
 14. *Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М.* Ориентационные соотношения и механизм мартенситного превращения в среднеуглеродистой стали с пакетным мартенситом // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2017. Т. 81. № 11. С. 1435–1441.
 15. *Sasidhar K.N., Dhande T., Javed N., Ghosh A., Mukherjee M., Sharma V., Mahashabde V.V., Das Bakshi S.* Effect of transformation texture on the impact toughness of hot-rolled Ti + Nb microalloyed steel // Mater. Des. 2017. V. 128. P. 86–97.
 16. *El-Danaf E., Baig M., Almajid A., Alshalfan W., Al-Mojil M., Al-Shahrani S.* Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel // Mater. Des. 2013. V. 47. P. 529–538.
 17. *Лобанов М.Л., Бородина М.Д., Данилов С.В., Пышминцев И.Ю., Струин А.О.* Текстура наследственность при фазовых превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали после контролируемой термомеханической обработки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 11. С. 910–918.
 18. *Pyshmintsev I. U., Veselov I. N., Yakovleva A. A., Lobanov M. L., Danilov S. V.* Evolution of the texture of low-carbon microalloyed pipe steel in the seamless pipe manufacturing process // AIP Conference Proceedings. 2016. V. 1785. P. 040053.
 19. *Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикольцев А.А., Беликов С.В., Карабаналов М.С., Струина Е.Р., Гервасьев А.М.* Исследование специальных разориентаций в речном мартенсите низкоуглеродистой стали методом ориентационной микроскопии // ФММ. 2016. Т. 117. № 3. С. 266–271.
 20. *Русаков Г.М., Лобанов М.Л., Редикольцев А.А., Беляевских А.С.* Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe–3% Si // ФММ. 2014. Т. 115. № 8. С. 827–838.
 21. *Лобанов М.Л., Логинов Ю.Н., Данилов С.В., Головин М.А., Карабаналов М.С.* Влияние скорости горячей прокатки на структурно-текстурное состояние плиты алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg // МиТОМ. 2018. № 5. С. 49–54.
 22. *Nakada N., Ito H., Matsuoka Y., Tsuchiyama T., Takaki S.* Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels // Acta Mater. 2010. V. 58. P. 895–903.
 23. *Pastukhov V.I., Kozlov A.V., Lobanov M.L.* Crystallographic Peculiarities of Shear α - γ Transformation in Austenitic Stainless Steel in the High Temperature Area // Solid State Phenomena. 2018. V. 284. P. 253–258.
 24. *Humphreys F.J., Hatherly M.* Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004. 574 p.