

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СДВИГОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАРТЕНСИТНЫХ И МАРТЕНСИТНО-ФЕРРИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ

© 2024 г. М. Л. Лобанов^{a,*}, А. А. Гусев^b, Л. А. Лобанова^{a,c}, В. Ю. Ярков^{a,d}

^aУрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^bООО «Исследовательский центр ТМК», Большой б-р, 5, Москва, 121205 Россия

^cООО «Исследовательский центр ТМК», ул. Р. Люксембург, 49, Екатеринбург, 620026 Россия

^dАО «Институт реакторных материалов», Заречный, п/о 29, 624250 Россия

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

Поступила в редакцию 05.04.2024 г.

После доработки 13.05.2024 г.

Принята к публикации 20.05.2024 г.

Методом ориентационной микроскопии (EBSD) после закалки исследована микроструктура нержавеющей сталей мартенситного и мартенситно-ферритного классов. Стали содержали 15 мас.% Cr, Ni и Nb и отличались дополнительным легированием Cu или Mo. С использованием спектров отклонений межфазных α/γ -границ от ориентационных соотношений (ОС), а также процедуры восстановления исходного аустенитного зерна по ОС, установлено, что мартенситное превращение, протекающее в обеих сталях, реализуется с выполнением ОС, наиболее близких к ОС Курдюмова–Закса или ОС: $(112)\gamma\|(113)\alpha$; $[11\bar{1}]\gamma\|[\bar{1}\bar{1}0]\alpha$. Показано, что зерна δ -феррита, присутствующие в стали мартенситно-ферритного класса до и после закалки, находятся с аустенитом в тех же ОС, что, по-видимому, является следствием зарождения мартенситных кристаллов на межфазной границе δ -феррит/аустенит. Также показано, что с помощью ориентационной микроскопии можно с достаточно высокой точностью оценивать зеренную аустенитную структуру нержавеющей сталей при высоких температурах, по структуре, формирующейся в результате сдвигового превращения.

Ключевые слова: мартенситное превращение, нержавеющая сталь, феррит, ориентационная микроскопия, ориентационные соотношения, исходное зерно аустенита

DOI: 10.31857/S0015323024080115 EDN: JWHSX

ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие происходит активная разработка проектов по бережному природопользованию, в частности утилизации CO₂ в поглощающие скважины. Перспективным материалом в этом направлении выступают нержавеющие стали мартенситного и мартенситно-ферритного классов, содержащие 15–17 мас.% Cr [1].

Мартенситные коррозионностойкие стали обычно содержат: 12–17 мас.% Cr; до 4 мас.% Ni и 0.05–1.0 мас.% C. Для улучшения специальных свойств добавляют такие легирующие элементы, как Mo, V, Nb, Al и Cu. Термическая обработка таких сталей заключается в проведении закалки для получения мартенситной структуры с последующим высоким отпускком, направленным на снижение внутренних напряжений и упрочнение вторыми фазами [2–4]. Данные стали закаливают на воздухе от 950–1050°C, при этом их микроструктура при нагреве под закалку состоит либо полностью из аустенита, либо содержит

более 10% δ -феррита. Интервал между температурами начала и конца сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения обычно находится выше 20°C.

Сдвиговое фазовое превращение аустенита оказывает влияние на формирование конечной микроструктуры металла, которая в свою очередь определяет получаемый комплекс прочностных и пластических свойств стали [5, 6]. Сдвиговое превращение в сталях всегда происходит в соответствии с ориентационными соотношениями (ОС) между исходной и конечной фазами [7–13]. Как правило, при этом выполняются ОС Курдюмова–Закса (К–З): $(111)\gamma\|(011)\alpha$, $[\bar{1}30]\gamma\|[\bar{1}31]\alpha$; Нишиямы–Вассермана (Н–В): $(111)\gamma\|(011)\alpha$, $[\bar{2}33]\gamma\|[\bar{0}31]\alpha$; Гренингера–Трояно (Г–Т): $(111)\gamma\|(011)\alpha$, $[\bar{3}2, 3, 17]\gamma\|[\bar{3}, \bar{3}7, 17]\alpha$ и др. Важно отметить, что перечисленные ОС при экспериментальной проверке их выполнения не являются точными в любых сталях, т.е. имеют угловые отклонения по плоскостям и направлениям от 3° до 6°. Более точны ОС, предложенные в работах

[12, 13], поскольку позволяют учесть тетрагональность решетки мартенсита и рассчитать релаксационный поворот кристаллитов мартенсита для получения инвариантной плоскости [14]. Также сравнительно недавно в работе [11] было показано, что основные ОС для сталей могут быть получены как следствие выполнения более общих ОС: $(112)\gamma \parallel (113)\alpha$, $[1\bar{1}3]\gamma \parallel [1\bar{3}0]\alpha$. Выполнение определенных ОС интересно тем, что оно отражает механизм трансформации кристаллических решеток в ходе превращения, а также указывает на особенности механизмов превращения в различных условиях [15].

Получение требуемых прочностных и вязкопластических свойств стали после термической обработки зависит от характеристик исходного зерна аустенита, которое формируется при нагреве под закалку. Размер и форма зерен аустенита определяет морфологию и дисперсность продуктов фазового $\gamma \rightarrow \alpha'(\alpha)$ -превращения [16].

После термической обработки «кристаллографическая структура» металла состоит из продуктов фазового $\gamma \rightarrow \alpha'(\alpha)$ -превращения, которые формируют действительное зерно, наблюдаемое при микроструктурном анализе. По продуктам распада аустенита при помощи ориентационной микроскопии, основанной на дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD – electron backscatter diffraction) возможно восстановить информацию о характеристиках исходного аустенитного зерна. Метод EBSD дает достаточно точные данные о размерах, границах и кристаллографической ориентации зерен, а также о текстуре и фазовом составе материала [17–18].

Возможность восстановления обусловлена кооперативной перестройкой конфигурации атомов при сдвиговых превращениях, где связь между исходной структурой и продуктами превращения прослеживается через ОС. Выполнение ОС приводит к появлению в новой структуре специальных строго определенных разориентаций, по наличию и количеству которых может быть проведено восстановление ориентации зерен родительской фазы [12, 19].

Восстановление исходного аустенитного зерна осуществляется с использованием оценки разориентации соседних реек мартенсита. Разработаны методики, рассчитывающие возможные ориентировки аустенитных зерен по зафиксированным границам в мартенситной структуре. Большинство методов получения исходного зерна аустенита основываются на постепенном «восстановлении» аустенитных зерен через оценку угла разориентации между прилегающими струк-

турными составляющими. Точность методов ограничивается количеством анализируемых элементов (пикселей) и временем вычислений [20].

Данная работа посвящена установлению кристаллографических особенностей сдвигового превращения в мартенситных и мартенситно-ферритных нержавеющих сталях с использованием методов ориентационной микроскопии, в том числе для построения методики восстановления аустенитного зерна в подобных материалах.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования были выбраны две нержавеющие стали с 15 мас. % Cr и 5 мас. % Ni, условно обозначенные в работе сталь № 1 и № 2. Исследуемые стали были дополнительно легированы карбидообразующими элементами, которые обеспечивают их дисперсионное упрочнение при отпуске. Сталь № 1, кроме основных легирующих элементов, содержит Nb и 3 мас. % Cu. Легирование медью осуществляли с целью обеспечения дисперсионного упрочнения по аналогии со сталями, применяемыми в аэрокосмической отрасли и других областях [21–22]. Сталь № 2 содержит в химическом составе V и Nb, а также сравнительно высокое количество Mo—2 мас. % для улучшения комплекса механических свойств, повышения стойкости к локальной коррозии и препятствия росту аустенитного зерна при нагреве [21, 23–28].

Исследования сталей проводили в состоянии после закалки с охлаждением на спокойном воздухе. Исследование микроструктуры проведено на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT.

Содержание δ -феррита определяли металлографическим методом на продольных шлифах, выбирая место с наибольшим содержанием δ -фазы. Травление шлифов проводили в реактиве Марбле. Для расчета доли δ -феррита использовали данные по размерам (максимальным диаметрам) областей (зерен) δ -феррита.

Электронно-микроскопическое исследование микроструктуры проводили на растровом микроскопе Tescan Mira3 с приставкой EBSD HKL Inca и системой анализа Oxford Instruments при ускоряющем напряжении 20 кВ. Исследуемые области имели размеры $\sim 1000 \times 1000$ мкм. Шаг сканирования 0.05 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более 1° (в среднем 0.6°). Высокая точность идентификации ориентаций, и, соответственно, локальных разориентаций при проведении EBSD-анализа (выше 90% распознава-

ния для всех исследуемых областей) позволили использовать программное обеспечение Oxford Instruments для определения параметров микроструктуры образцов.

Для восстановления исходного аустенитного зерна использовали программное обеспечение Aztec Crystals. Восстановление проводили с использованием ОС К–3, Н–В, Г–Т, а также ОС из работы Крапошина [11] – ОСК, с учетом выполнения ОС с двумя соседними зернами (правило отбора). Предложенные в работах [12–14] ОС содержат дробные числа, либо угловые величины. К сожалению, программное обеспечение, применяемое в исследовании, не позволяет вводить подобные значения. По этой причине в данной работе указанные ОС не применяли.

Для того чтобы двойное ОС могло выполняться на большинстве обычных границ, соот-

ношение на одной стороне границы зерна могло отклоняться до 10° от точного ОС.

Методом ориентационной микроскопии определяли средний размер кристаллита ($D_{\text{ср}}$) – диаметр окружности, эквивалентной средней площади кристаллитов, максимальный размер кристаллита ($D_{\text{макс}}$), количество проанализированных зерен (N). В качестве кристаллита принимали объект, ограниченный со всех сторон границами с углами разориентации не менее 8° [29]; анализ проводили по всем кристаллитам, за исключением кристаллитов с размером меньше 1 мкм.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Согласно результатам металлографического исследования, микроструктура стали № 1 представляет собой пакетный мартенсит (рис. 1а). Микроструктура стали № 2 представлена мар-

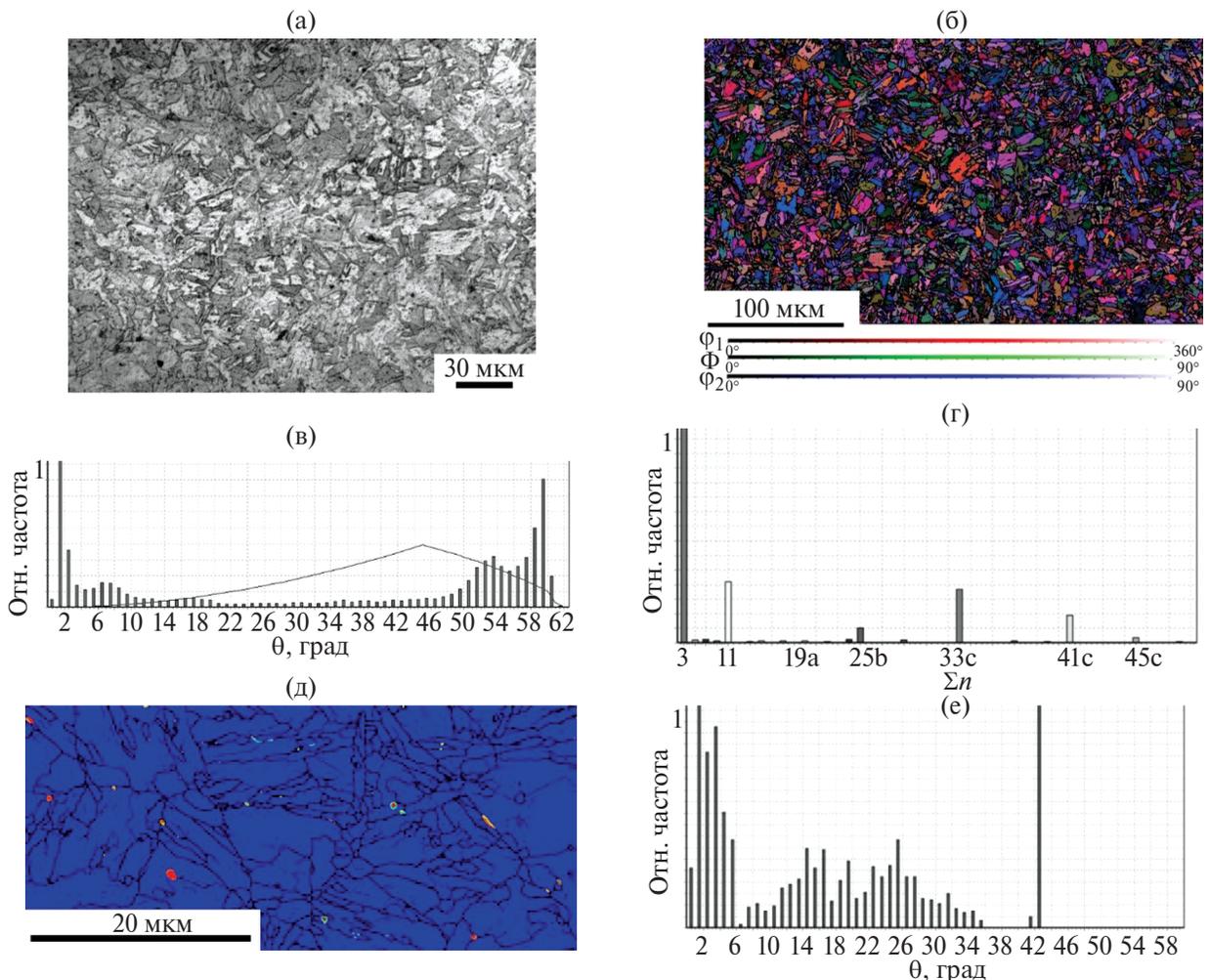


Рис. 1. Микроструктура стали № 1: а – оптическая микроскопия; б – ориентационная микроскопия в углах Эйлера; в – гистограмма распределения границ по углам разориентации; г – спектр РСУ-границ; д – фазовая карта (синий цвет – α' (α)-фаза, красный – γ -фаза, желтым выделены межфазные границы с отклонением от К–3 больше 10°); е – спектр отклонений от ориентационных соотношений.

тенситом и 20% δ-феррита (рис. 2а). Значительное количество образовавшегося δ-феррита связано с легированием стали Мо – сильным ферритообразующим элементом.

Средний размер (D_{cp}) кристаллитов, выявленный с помощью ориентационной микроскопии (рис. 1б, рис. 2б) составил 2.7 ± 0.7 мкм для стали № 1 и 2.0 ± 0.6 мкм для стали № 2.

Наибольшее количество высокоугловых границ находится в углах разориентации от 47° до 60° (рис. 1в, рис. 2в).

На основании данных спектра специальных границ (рис. 1г, рис. 2г) установлено, что в спектре преимущественно зафиксированы специальные границы модели решетки совпадающих узлов (PCY-границы): $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. В работах [29, 30] показано, что появление дан-

ного спектра является результатом сдвигового фазового превращения. Преобладание таких границ допускает возможность методами ориентационной микроскопии восстановить исходное аустенитное зерно на основе кристаллографических особенностей микроструктуры. В спектре PCY-границ, дополнительно к выше перечисленным, наблюдаются слабые пики специальных границ $\Sigma 5$, $\Sigma 7$, $\Sigma 9$, $\Sigma 13b$, $\Sigma 19a$, $\Sigma 29b$, $\Sigma 37c$, $\Sigma 41c$, $\Sigma 45c$ и др. Согласно анализу, проведенному в работе [29], возникновение большей части из них связано с реализацией релаксационных процессов (полигонизации и первичной рекристаллизации) в ОЦК-решетке.

По результатам ориентационного межфазного анализа (рис. 1д, рис. 2д) определено, что доля γ -фазы в микроструктуре стали № 2 состав-

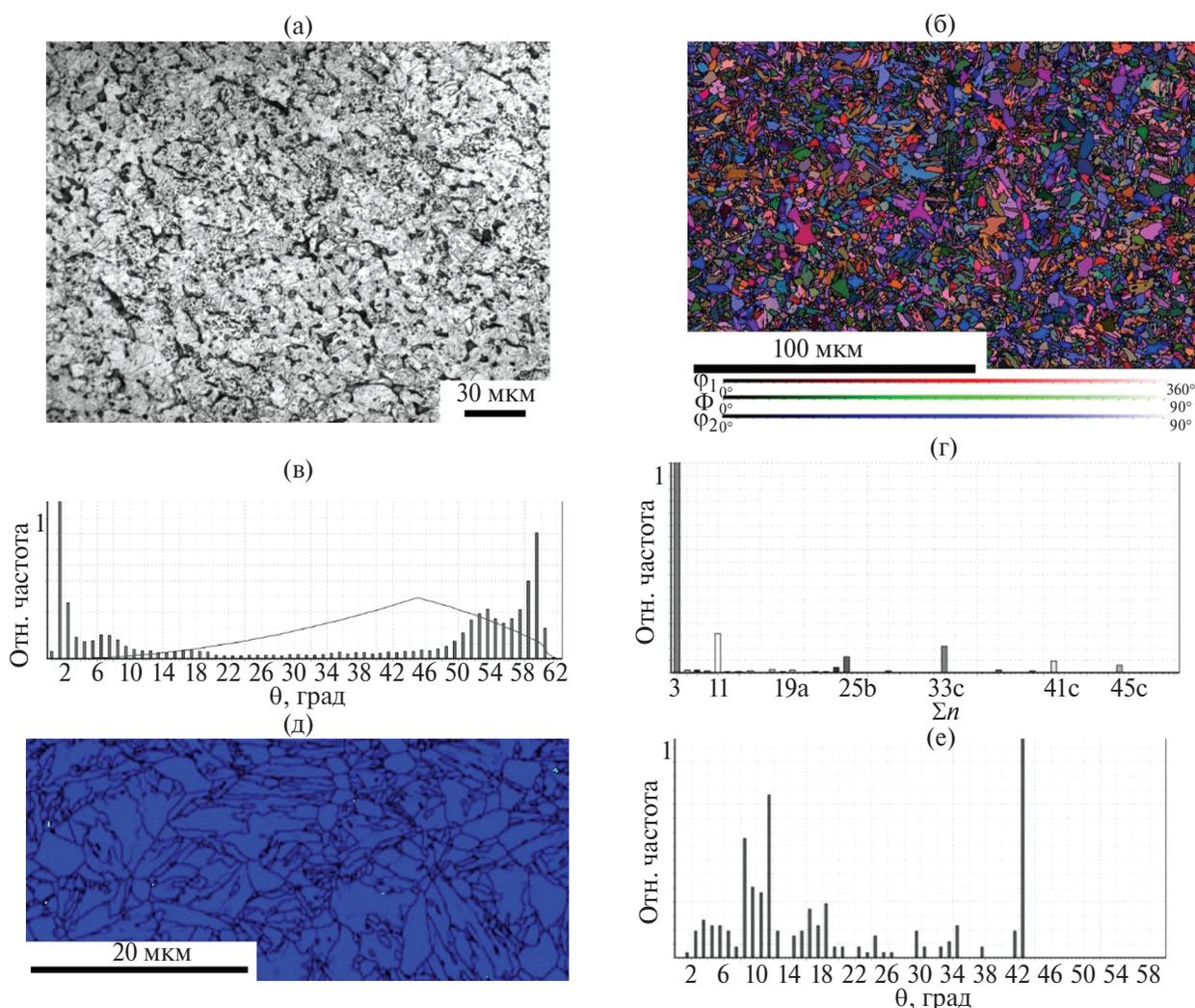


Рис. 2. Микроструктура стали № 2: а – оптическая микроскопия; б – ориентационная микроскопия в углах Эйлера; в – гистограмма распределения границ по углам разориентации; г – спектр PCY-границ; д – фазовая карта (синий цвет – α' (α)-фаза, красный – γ -фаза, желтым выделены межфазные границы с отклонением от К–З больше 10°); е – спектр отклонений от ориентационных соотношений.

ляет 0.06%, что значительно меньше, чем в стали № 1, в которой доля γ -фазы равна 0.73%.

Анализ полученных спектров отклонений межфазных α' - γ -границ от ОС показал, что часть γ -фазы находится с мартенситом в ОС близких к ОС К-3 (максимум около 4.5° – 5.5°). Другая часть γ -фазы связана с мартенситом ОС, отличными от ОС К-3, поскольку угловые отклонения межфазных α' - γ -границ превышают 10° . При этом в спектре присутствует максимальное значение интенсивности на 42.5° (рис. 1е, рис. 2е).

Максимальное значение интенсивности на 42.5° соответствует ситуации, когда ориентации соседствующих зерен двух фаз практически совпадают. Данная ситуация не может возникать при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении, реализующемся при выполнении любых ОС (К-3, Н-В, Г-Т). Появление подобной ситуации возникает в связи с ошибочной идентификацией фаз при ОР-EBSD, связанной с неточностями, возникающими при использовании преобразования Хафа [31, 32].

Результаты восстановления зерен аустенита по мартенситной и мартенситно-ферритной микроструктурам с использованием ОС К-3, Н-В, Г-Т и ОСК приведены соответственно на рис. 3 и рис. 4. Данные по размерам восстановленных аустенитных зерен указаны в табл. 1.

При восстановлении исходной аустенитной структуры на основе кристаллографических особенностей разориентации кристаллитов было показано, что для различных ОС получены близкие значения среднего и максимального размера зерна (D_{cp} , D_{max}) (табл. 1, рис. 3 и рис. 4).

Наиболее точный результат восстановления был достигнут при использовании ОС К-3 и ОСК, поскольку объемная доля невосстановленного аустенита ($V\alpha_n$) для этих ОС была наименьшей.

Отмечено, что кристаллографические ориентации зерен δ -феррита в микроструктуре стали № 2 и восстановленных аустенитных зерен удовлетворяют ОС К-3, Н-В, Г-Т, ОСК, что может быть следствием зарождения мартенситных кристаллов на межфазной границе δ -феррит/аустенит. При этом в мартенситно-ферритной стали доля невосстановленных зерен аустенита составляет от 4.5 до 10%, что больше по сравнению с мартенситной сталью – от 1 до 3.9%. Следовательно, характеристики кристаллитов γ -фазы для стали № 2 рассчитаны с меньшей точностью.

Таким образом, возможно применять методики ориентационной микроскопии для восстановления зерен аустенита в нержавеющей стали на основе кристаллографических особенностей мартенситной и мартенситно-ферритной микроструктуры с использованием любых ОС (К-3, Н-В, Г-Т, ОСК). Сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha'$ (α)-превращение реализуется в опытных сталях с выполнением ОС, наиболее близких к ОС К-3 и ОСК.

Достаточно высокая близость параметров восстановления зерен аустенита с использованием различных ОС: К-3, Г-Т и ОСК (исключение ОС Н-В), имеющих экспериментально установленные угловые отклонения от точных по плоскостям и направлениям от 3° до 6° , а также результаты работы [15] позволяют

Таблица 1. Результаты восстановления зерен аустенита по различным ОС

Структура	ОС	* $V\alpha_n$, %	Характеристики зерен		
			D_{cp} , мкм	D_{max} , мкм	**N
<i>Сталь № 1</i>					
α'	–	–	2.7±0.7	19.0	10 886
	К-3	1.1	4.3±0.9	34.9	3648
	Н-В	3.9	3.2±0.8	20.7	7300
	Г-Т	2.8	5.1±0.9	35.1	2706
	ОСК	1	4.6±0.9	34.9	3251
<i>Сталь № 2</i>					
$\alpha' + \delta$	–	–	2.0±0.6	14.2	21 876
	К-3	4.5	3.2±0.8	18.9	7414
	Н-В	10.2	1.6±0.8	20.4	1840
	Г-Т	10	3.2±0.8	19.8	6836
	ОСК	4.4	3.3±0.8	19.6	6741

*доля невосстановленного аустенита; ** количество зерен, по которым проведен анализ.

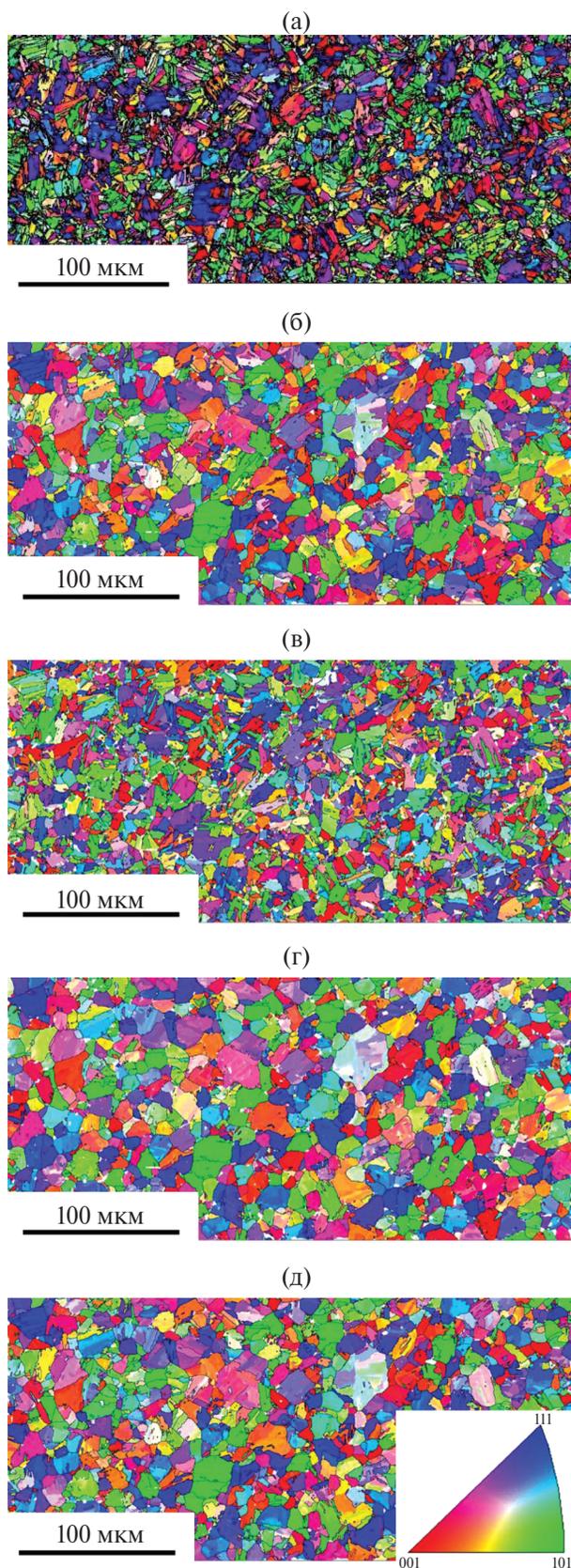


Рис. 3. Ориентационные карты (EBSD) исходной и «восстановленной» микроструктуры стали № 1 по ОС: а – исходная микроструктура; б – К-3; в – Н-В; г – Г-Т; д – ОСК.

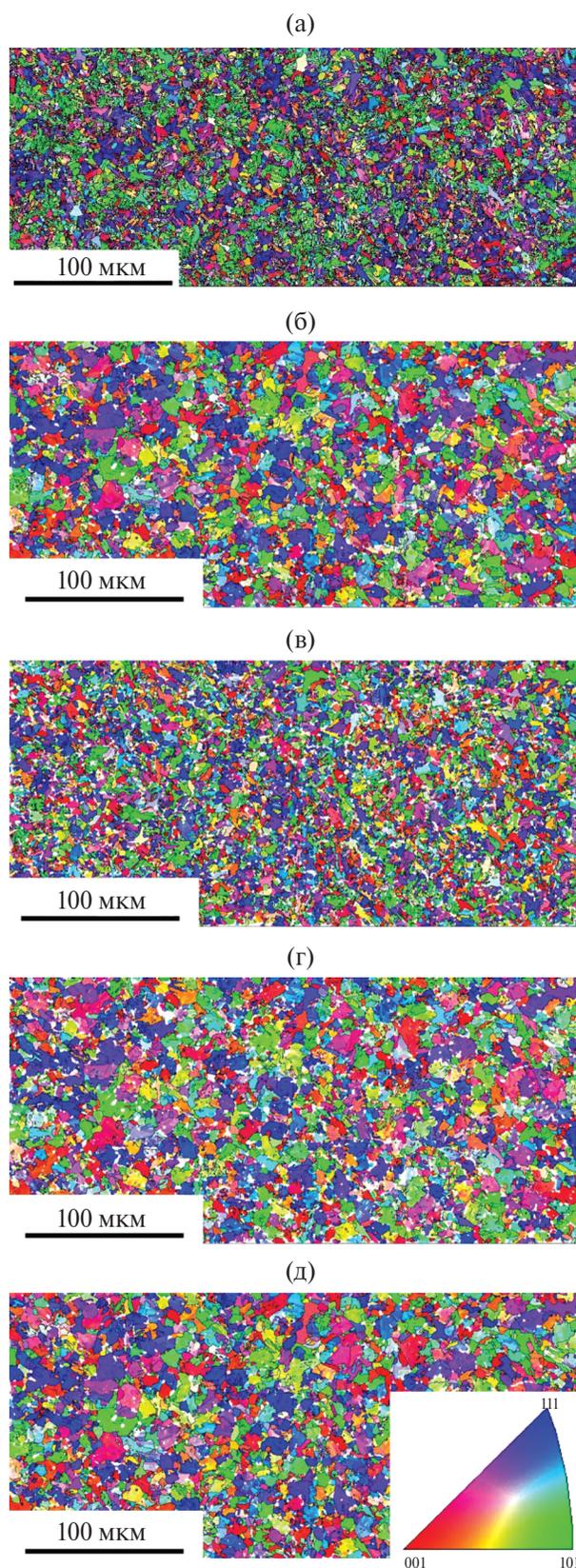


Рис. 4. Ориентационные карты (EBSD) исходной и «восстановленной» микроструктуры стали № 2 по ОС: а – исходная микроструктура; б – К-3; в – Н-В; г – Г-Т; д – ОСК.

предполагать, что все известные ОС для сталей не являются строгими закономерностями. ОС, как некие следы, отражают кристаллогеометрические особенности превращений только для определенной среды (химический состав области превращения, конкретные расхождения в периодах решеток фаз и угловые расхождения между определенными кристаллографическими направлениями и плоскостями), при этом для удобства выраженные в виде максимально простых индексах Миллера.

ВЫВОДЫ

Установлено, что мартенситное превращение в исследуемых сталях происходит в соответствии с ориентационными соотношениями, наиболее близкими к ОС $K-3(111)\gamma \parallel (011)\alpha$, $[130]\gamma \parallel [1\bar{3}1]\alpha$ и ОСК $(112)\gamma \parallel (113)\alpha$; $[11\bar{3}]\gamma \parallel [1\bar{3}0]\alpha$.

Показано, что в мартенситно-ферритной микроструктуре зерна δ -феррита также находятся с аустенитом в тех же ОС. Данный факт, вероятно, является следствием зарождения мартенситных кристаллов на межфазных границах δ -феррит/аустенит.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>, ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», Свердловская обл.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kimura M., Tamari T., Shimamoto K. High Cr Stainless Steel OCTG with High Strength and Superior Corrosion Resistance // JFE GIHO. 2005. № 9. P. 7–12.
2. Odnobokova M.V., Kipelova A.Yu., Belyakov A.N., Kaibyshev R.O. Mechanical behavior and brittle-viscous transition in highchromium martensitic steel // Phys. Met. Metal. 2016. V. 117 (4). P. 390–398.
3. Hu X., Song Y., Yan D., Rong L. Aging characteristics and properties of Fe–16Cr–2.5Mo–1.0Cu damping alloy // Mater. Sci. Eng. 2018. A. 734. P. 184–191.
4. Akhmed'yanov A.M., Rushchits S.V., Smirnov M.A. Hot deformation of martensitic and supermartensitic stainless steels // International Conference on Industrial Engineering-2016, Materials Science Forum 870 (Trans Tech Publications, Switzerland). 2016. P. 259–264.
5. 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. № 3. P. 895–903.
6. Cho L., Seo E.J., Bruno C., De Cooman B.C. Near Ac3 austenitized ultra-fine-grained quenching and partitioning (Q&P) steel // Scripta Mater. 2016. V. 123. P. 69–72.
7. Kurdjumow G., Sachs G. Über den Mechanismus der Stahlhärtung // Zeitschrift für Phys. 1930. V. 64. P. 325–343.
8. Nishiyama Z. X-ray Investigation of the Mechanism of the Transformation from Face-Centered Cubic Lattice to Body-Centered Cubic // Sci. Rep. Tohoku Univ. 1934. V. 23. P. 637–664.
9. Wassermann G. Über Den Mechanismus Der α - γ -Umwandlung Des Eisens. Verlag Stahleisen, Düsseldorf. 1935. 7.
10. Greninger A.B., Troiano A.R. Kinetics of the Austenite \rightarrow Martensite Transformation in Steel // Metall. Trans. 1940. V. 28. P. 537–562.
11. Kraposhin V., Jakovleva I., Karkina L., Nuzhny G., Zubkova T., Talis A. Microtwinning as a common mechanism for the martensitic and pearlitic transformations // J. Alloys Compounds. 2013. V. 577S. P. 30–36.
12. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М. Ориентационные соотношения и механизм мартенситного превращения в среднеуглеродистой стали с пакетным мартенситом // Изв. РАН. Сер. физическая. 2017. Т. 81. № 11. С. 1435–1441.
13. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ мартенситного ГЦК \rightarrow ОЦТ-превращения в высокоуглеродистой стали // ФММ. 2014. Т. 115. № 10. С. 1035.
14. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Релаксационный поворот при мартенситном превращении в сплавах с термоупругим и нетермоупругим мартенситом // ФММ. 2023. Т. 124. № 4. С. 409–414.
15. Лобанов М.Л., Пастухов В.И., Редикульцев А.А. Влияние специальных границ на $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в аустенитной нержавеющей стали // ФММ. 2021. Т. 122. № 4. С. 424–430.
16. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. Москва: Металлургиздат, 2012. 696 с.
17. Maitland T., Sitzman S. Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Technique and Materials Characterization Examples / Scanning Microscopy for Nanotechnology. Zhou W., Wang Z.L. (Eds.). 2007. 522 p.
18. Nolze G., Winkelmann A., Cios G., Tokarski T. Tetragonality mapping of martensite in a high-carbon steel by EBSD // Materials Characterization. 2021. V. 175. P. 1044–5803. 111040.

19. Adachi Y., Ojima M., Morooka S., Tomota Y. Hierarchical 3D/4D characterization on deformation behavior of austenitic and pearlitic steels // Materials Science Forum. 2010. P. 638–642.
20. Meishuai L., Yudong Z., Wang X., Beausir B., Zhao X., Zuo L., Esling C. Crystal defect associated selection of phase transformation orientation relationships (ORs) // Acta Mater. 2018. V. 152. P. 315–326.
21. Алексеев В.И., Юсупов В.С., Лазаренко Г.Ю. Механизм влияния молибдена и меди на антикоррозионные свойства стали // Перспективные материалы. 2009. № 6. С. 21–29.
22. Алексеев В.И., Юсупов В.С., Лазаренко Г.Ю. Роль меди как легирующего элемента в стали для повышения ее антикоррозионных свойств в атмосферных условиях // Перспективные материалы. 2010. № 4. С. 95–101.
23. Chenna Krishna S., Pant B., Jha A., George K.M., Gangwar N.K. Microstructure and properties of 15Cr–5Ni–1Mo–1W martensitic stainless steel // Steel Research International. 2015. V. 86. № 1. P. 51–58.
24. Kumar A.V., Gupta R.K., Narahari P., Amruth M., Ramkumar P., Narahari P. Development and characterization of 15Cr–5Ni–1W martensitic precipitation hardening stainless steel for aerospace applications // Mater. Sci. Forum. 2015. V. 830–831. P. 15–18.
25. Потак Я.М. Высокопрочные стали. Москва: Металлургия, 1972. 208 с.
26. Mariani F.E., Takeya G.S., Casteletti L.C., Lombardi A.N., Totten G.E. Heat treatment of precipitation-hardening stainless steels alloyed with niobium // Mater. Perfor. Characteriz. 2016. V. 5. № 1. P. 38–46.
27. Wang Z., Li H., Shen Q., Liu W., Zhanyong W. Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel // Acta Mater. 2018. V. 156. P. 158–171.
28. Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Алиева Е.С., Гусев А.А., Михайлов С.Б., Лобанов М.Л. Особенности фазовых превращений в сталях мартенситного класса для высокопрочных коррозионноустойчивых труб нефтяного сортамента // Металлург. 2021. № 11. С. 35–42.
29. 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.
30. Сухомлин Г.Д. Большеугловые низкоэнергетические границы в мартенситных структурах доэвтектоидных сталей // Металлофиз. новейшие технол. 2013. Т. 35. № 8. С. 1109–1122.
31. Lobanov M.L., Zorina M.A., Karabanalov M.S., Urtsev N.V., Redikultsev A.A. Phase Transformation Crystallography in Pipeline HSLA Steel after TMCP // Metals. 2023. V. 13 (6). 1121.
32. Ram F., Zaefferer S., Jäpel T., Raabe D. Error Analysis of the Crystal Orientations and Disorientations Obtained by the Classical Electron Backscatter Diffraction Technique // J. Appl. Crystal. 2015. V. 48. P. 797–813.

CRYSTALLOGRAPHIC FEATURES OF SHEAR TRANSFORMATION IN MARTENSITIC AND MARTENSITIC–FERRITIC STAINLESS STEELS

M. L. Lobanov^{1,*}, A. A. Gusev², L. A. Lobanova^{1,3}, and V. Yu. Yarkov^{1,4}

¹Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, 620002 Russia

²OOO TMK Research Center, Moscow, 121205 Russia

³OOO TMK Research Center, Ekaterinburg, 620026 Russia

⁴JSC Institute of Reactor Materials, Zarechny, 624250 Russia

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

The microstructure of stainless steels belonging to the martensitic and martensitic–ferritic classes was examined by orientation microscopy (EBSD) following quenching. The steels comprised 15 wt % Cr, Ni, and Nb, and were distinguished by the addition of Cu or Mo as alloying elements. Using the deviation spectra of interfacial α/γ -boundaries from orientation relationships (OR), as well as the initial austenitic grain recovery procedure according to OR, it was found that the martensitic transformation occurring in both steels is realized according to the closest to Kurdjumov–Sachs OR, or $(112)\gamma \parallel (113)\alpha$; $[11\bar{1}]\gamma \parallel [1\bar{1}0]\alpha$ OR. It is demonstrated that the δ -ferrite grains present in the martensitic–ferritic grade steel before and following quenching are in the same OR with austenite. This appears to be a consequence of the nucleation of martensitic crystals at the δ -ferrite/austenite phase interface. It is demonstrated also that the application of orientation microscopy enables the estimation of the grain austenitic structure of stainless steels at elevated temperatures with an acceptable degree of precision. This is achieved by analyzing the structure resulting from shear transformation.

Keywords: martensitic transformation, stainless steel, ferrite, orientation microscopy, orientation relationships, initial austenite grain