

PACS: 81.40.–z, 81.40.Ef

Б.М. Эфрос¹, И.П. Конакова², С.В. Гребенкин², Н.Б. Эфрос¹,
В.С. Тютенко¹

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ТЕКСТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
²Уральский федеральный университет – УПИ

Статья поступила в редакцию 5 ноября 2015 года

Проведено исследование структуры, текстуры, фазового состава, деформационной стабильности остаточного аустенита, упрочнения и связи этих параметров с технологической пластичностью стали 08X15H5D2T на различных этапах изготовления холоднокатаных труб. Показано, что при последовательных циклах холодной прокатки труб из этой стали формируются аксиальные преимущественные ориентировки $\langle 110 \rangle$ мартенсита и $\langle 111 \rangle$ аустенита, а также монотонно увеличивается количество остаточного аустенита, что обусловлено протеканием $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в ходе пластической деформации и стабилизацией ревертированной γ -фазы.

Ключевые слова: нержавеющая мартенситностареющая сталь, фазовый состав, структура, текстура, упрочнение, технологическая пластичность

Проведено дослідження структури, текстури, фазового складу, деформаційної стабільності залишкового аустеніту, зміцнення та зв'язку цих параметрів з технологічною пластичністю сталі 08X15H5D2T на різних етапах виготовлення холодно-вальцьованих труб. Показано, що при послідовних циклах холодного вальцювання труб із цієї сталі формуються аксіальні переважні орієнтування $\langle 110 \rangle$ мартенситу і $\langle 111 \rangle$ аустеніту, а також монотонно збільшується кількість залишкового аустеніту, що обумовлено протіканням $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення під час пластичної деформації та стабілізацією ревертованої γ -фази.

Ключові слова: нержавіюча мартенситностаріюча сталь, фазовий склад, структура, текстура, зміцнення, технологічна пластичність

Введение

В последние годы все большее применение для изготовления ответственных изделий находят мартенситностареющие стали, к классу которых относится нержавеющая сталь X15H5D2T, обладающая оптимальным сочетанием высоких механических свойств и хорошей свариваемостью. Это делает ее весьма перспективной для многих отраслей промышленности, в частности

она используется для производства холоднодеформируемых труб. Технологическая схема изготовления труб включает в себя ряд последовательных операций холодной прокатки на валковых (ХПТ) и (или) роликовых (ХПТР) станах и термической обработки, которая проводится с целью получения оптимального сочетания структуры и фазового состава, обеспечивающего повышенную деформируемость данной стали [1]. Кроме того, существенное влияние на анизотропию пластичности и сопротивления деформации оказывает кристаллографическая текстура [2–4].

В связи с этим представляет интерес исследование закономерностей формирования фазового состава, структуры, текстуры и механических свойств нержавеющей стали X15H5Д2Т на различных этапах производства из нее холоднокатаных труб.

Материал и методика эксперимента

Исследуемая сталь X15H5Д2Т по химическому составу (mass%: 15.2 Cr, 5.1 Ni, 1.9 Cu, 1.3 Ti, 0.005 S, 0.005 P, остальное – Fe) относится к мартенситным слабостареющим сталям. Однако по содержанию углерода $C \approx 0.08$ mass%, положению критических точек M_s – M_f и наличию после закалки $\sim 10\%$ остаточного аустенита ее можно рассматривать как сталь переходного класса.

Текстуру изучали с помощью обратных полюсных фигур, снимаемых с поперечного сечения труб. Параметры рассеяния отдельных текстурных компонент определяли по методике [5]. Съемку дифрактограмм производили в K_α -излучениях молибдена и кобальта на рентгеновском аппарате ДРОН-3М. Функцию распределения интенсивности рентгеновского отражения $\{110\}_\alpha$ и $\{111\}_\gamma$ аппроксимировали следующей зависимостью:

$$P(\alpha) = D \exp(-\alpha^2/\sigma),$$

где $\alpha = |\varepsilon - \varepsilon_0|$ (ε_0 – значение угла, которое соответствует максимуму на кривой распределения); D – максимальное значение функции распределения $P(\alpha)$; σ – дисперсия распределения. Значения параметров D и σ характеризуют рассеяние кристаллографической текстуры.

Фазовый состав определяли магнитометрическим и рентгеноструктурным методами. Структурные изменения исследовали металлографическим и электронно-микроскопическим методами на микроскопах «NU-2», «Reichert» и JEM-100С соответственно. Для оценки упрочнения стали проводили измерения микротвердости на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 1.98 N.

Результаты эксперимента и обсуждение

Технологические особенности производства холоднокатаных труб мелкого сортамента и режимов промежуточных термических обработок определяются классом стали. Поэтому преимущества и недостатки мартенситностареющих и сталей переходного класса могут проявляться в той или иной мере

и в стали X15H5Д2Т и, следовательно, определять технологическую схему производства холоднокатаных труб. Для снижения прочностных характеристик и увеличения технологической пластичности данной стали в схему производства труб введена термическая обработка в интервале температур $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, приводящая к увеличению количества остаточного аустенита в структуре стали.

Критические точки α/γ -превращения в исходном состоянии стали X15H5Д2Т составляют следующие значения: $A_{c1} \approx 550^\circ\text{C}$; $A_{c3} \approx 680^\circ\text{C}$; $M_s \approx 130^\circ\text{C}$; $M_f \approx 30^\circ\text{C}$ (рис. 1). Количественные соотношения между α - и γ -фазами, определяющие в значительной мере технологическую пластичность, существенно зависят от температурно-временных параметров отпуска в двухфазной ($\alpha + \gamma$)-области (рис. 2). Результаты исследования фазового состава, параметров текстуры α - и γ -фаз, а также изменения микротвердости на различных этапах технологического цикла производства труб из стали X15H5Д2Т приведены на рис. 1–3 и в таблице.

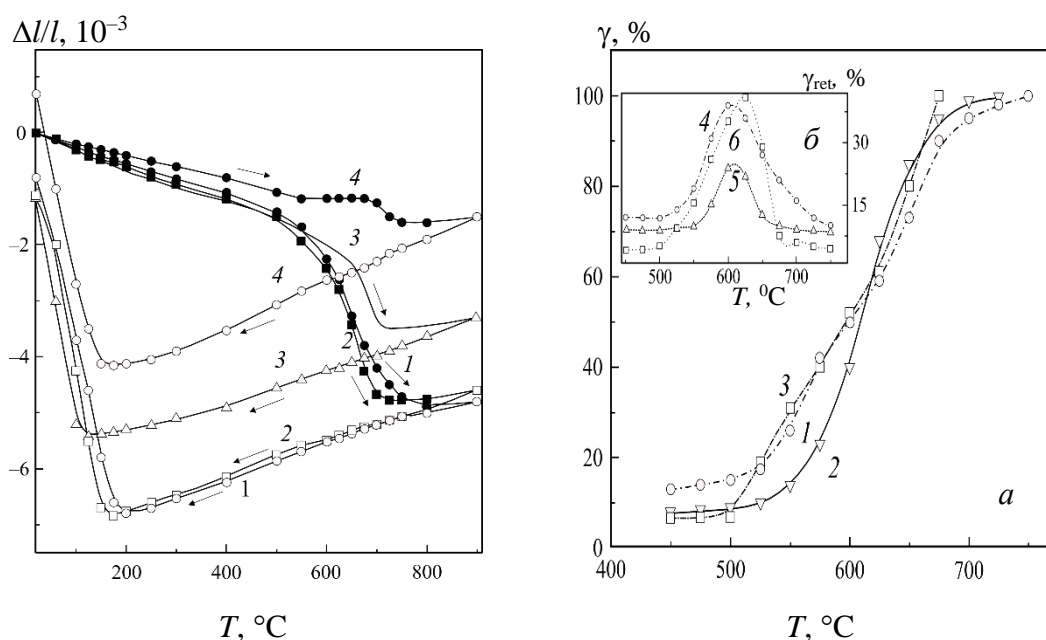


Рис. 1. Дилатогаммы образцов стали X15H5Д2Т после различных предварительных обработок в процессе производства труб: 1 – горячекатаное состояние, 2 – закалка (950°C , 1 h), 3 – ХПТ-1, 4 – ХПТ-2; зачерненные символы – нагрев, незачерненные – охлаждение

Рис. 2. Влияние предварительной обработки и температуры изотермической выдержки ($\tau = 3.5$ h) на фазовый состав стали X15H5Д2Т в процессе производства труб: а – замеры фазового состава произведены при температуре 250°C ; б – замеры фазового состава произведены после охлаждения до комнатной температуры: 1, 4 – горячекатаное состояние; 2, 5 – закалка (950°C , 1 h); 3, 6 – ХПТ-1

Таблица

Изменение фазового состава, степени упрочнения и параметров текстуры на различных этапах технологического цикла производства труб из стали X15H5Д2Т

Обработка	γ_{ret} , %	H_{μ} , МПа	Параметры рассеяния текстуры			
			$\langle 110 \rangle_{\alpha}$		$\langle 111 \rangle_{\gamma}$	
			Д, puls/s	σ , deg	Д, puls/s	σ , deg
Горячая прокатка (81 × 7.5 mm)	15	3410	850	–	120	–
Отжиг при 650°C, 2 h	21	3120	750	–	135	–
ХПТ-1 (63 × 5.1 mm)	6	3840	4120	12.0	176	14.5
Отжиг при 650°C, 3.5 h	20	3580	1883	16.5	270	15.5
ХТП-2 (48 × 3.8 mm)	25	3860	6500	8.8	1400	10.0
Отжиг при 650°C, 3.5 h	35	3495	5670	8.8	1750	9.0
ХТП-3 (35 × 2.7 mm)	46	3440	10000	6.8	5800	6.8
Закалка при 950°C, 5 min	39	3015	4285	11.5	1850	10.6
Стан ХПТР (с размеров 20 × 1.9 на 18 × 1.4 mm) + закалка при 950°C, 5 min	27	–	1170	22.0	270	17.5
Волочение (с размеров 18 × 1.4 на 16 × 1.2 mm)	7	–	1260	21.5	65	25.0

Исходным материалом для холодной прокатки служили горячекатаные трубы размером 81 × 7.5 mm, которые предварительно подвергались отжигу при температуре 650°C в течение 2 h. Характерной особенностью сформированной структуры является зубчатое строение границ мартенситных пластин. Как вдоль направления прокатки, так и в поперечном направлении в структуре зерна равноосные, а по их границам не отмечается выделений, при этом границы тонкие и четкие.

Сталь X15H5Д2Т в горячекатаном состоянии характеризуется практически бестекстурным состоянием (рис. 3,а). Отжиг горячедеформированных труб при температуре 650°C в течение 2 h не приводит к заметному изменению микроструктуры и размера аустенитных зерен. Содержание остаточного аустенита γ_{ret} повышается при этом примерно до 20% и электронно-микроскопически выявляется в виде прослоек между мартенситными рейками.

Первая холодная прокатка на стане ХПТ (ХПТ-1) приводит к существенному упрочнению труб из стали X15H5Д2Т, почти полному превращению остаточного аустенита в мартенсит деформации и развитию преимущественных ориентировок $\langle 110 \rangle$ мартенсита (рис. 3,б) и $\langle 111 \rangle$ аустенита (таблица). Электронно-микроскопические исследования показывают также наличие четкой ориентации пластин α -мартенсита вдоль направления прокатки.

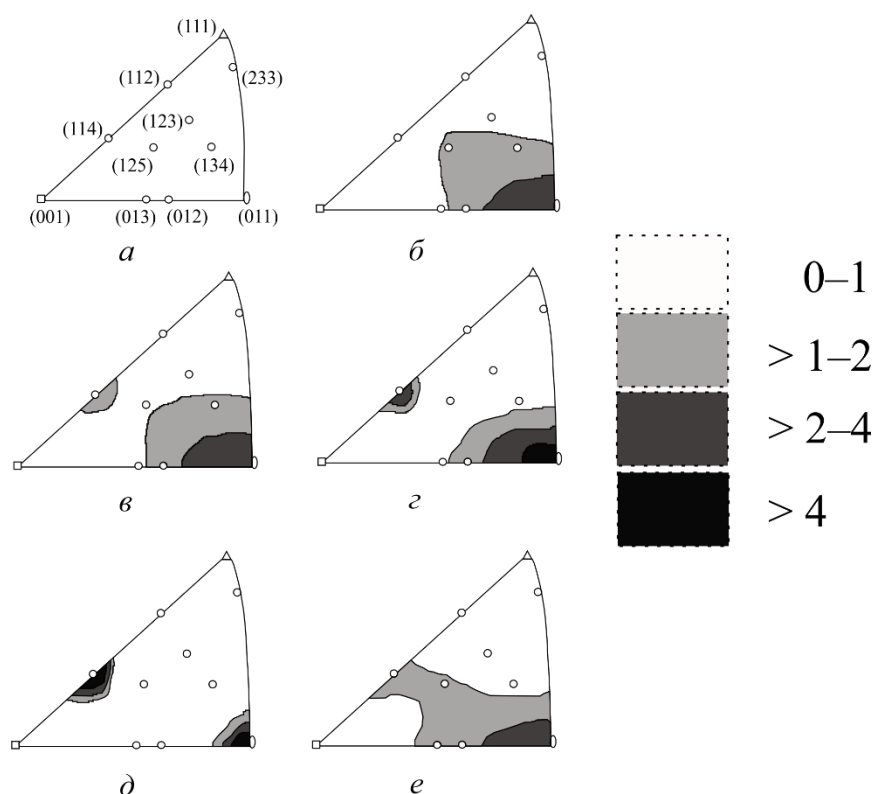


Рис. 3. Обратные полюсные фигуры для α -фазы в структуре труб из стали X15H5D2T после различных обработок: *a* – горячекатаное состояние; *б* – ХПТ-1; *в* – ХПТ-1 + отпуск (650°C, 3.5 h); *г* – ХПТ-2; *д* – ХПТ-3; *е* – ХПТ-3 + закалка (950°C, 20 min)

В результате отжига холоднокатаных труб (после ХПТ-1) при температуре 650°C в течение 3.5 h происходит заметное детекстурирование стали (рис. 3,в), о чем свидетельствуют существенное уменьшение интенсивности основной текстурной компоненты $\langle 110 \rangle$ мартенсита и увеличение ее рассеяния относительно оси преимущественного ориентирования (таблица). Это, по-видимому, вызвано процессами рекристаллизации. Между тем полного разупрочнения труб из исследованной стали не наблюдается. Последнее указывает на то, что при данных температуре и продолжительности отжига рекристаллизация протекает лишь частично. Отметим, что обычный металлографический анализ не позволил однозначно ответить на вопрос о степени развития рекристаллизации: существенных изменений в структуре не наблюдалось, лишь несколько уменьшилась полосчатость вдоль направления прокатки.

Более определенная картина возникла в результате электронно-микроскопических исследований: в различных микрообъемах образца встречались участки как рекристаллизованной, так и холоднодеформированной структуры. Отжиг холоднокатаных труб при температуре 650°C приводит к увеличению остаточного аустенита в стали X15H5D2T, который оказывается деформационно-стабильным и не претерпевает превращения при последующей холодной прокатке. Более того, после ХПТ-2 количество γ_{ret} даже несколько

увеличивается (таблица). При этом вновь повышается интенсивность текстуры $\langle 110 \rangle$ мартенсита (рис. 3,з), а также усиливается преимущественная ориентировка $\langle 111 \rangle$ аустенита. Эти ориентировки типичны для текстуры растяжения ОЦК- и ГЦК-металлов соответственно. Следует обратить внимание, что наряду с ориентировкой $\langle 110 \rangle$ в мартенсите холоднодеформированных труб возникает еще и компонента $\langle 114 \rangle$ (рис. 3,з).

После ХПТ-2 трубы из стали X15H5Д2Т вновь подвергали отжигу при температуре 650°C (выдержка 3.5 h), в результате которого наблюдалось разупрочнение материала и увеличение содержания γ -фазы за счет стабилизации ревертированного аустенита. Каких-либо существенных изменений в текстуре мартенсита не происходило. Рассеяние основной компоненты текстуры α -фазы $\langle 110 \rangle$ сохраняется на прежнем уровне (8.8 deg), а некоторое уменьшение интенсивности текстуры связано с уменьшением объемной фракции α -фазы (рис. 3,д). При этом наблюдается не только заметное повышение интенсивности линии (111) γ -фазы за счет наследования текстуры $\langle 110 \rangle$ мартенсита ориентационно связанной с ней текстурой $\langle 111 \rangle$ ревертированного аустенита, но и уменьшение рассеяния ориентировки $\langle 111 \rangle_\gamma$. Это, по-видимому, связано с тем, что в деформированном состоянии совершенство ориентировки $\langle 110 \rangle_\alpha$ несколько выше, чем $\langle 111 \rangle_\gamma$ (таблица).

В результате стабилизации ревертированного аустенита преимущественная ориентировка $\langle 111 \rangle_\gamma$ при строгом выполнении ориентационного соотношения $\{110\}_\alpha \parallel \{111\}_\gamma$ в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода должна обладать меньшим рассеянием по сравнению с деформационной компонентой $\langle 111 \rangle_\gamma$, однако в итоге рассеяние ориентировки $\langle 111 \rangle_\gamma$ несколько уменьшается. Второй причиной этого, по-видимому, является протекание полигонизационных процессов, обнаруживаемое в отдельных микрообъемах стали при электронно-микроскопических исследованиях, что сопровождается уменьшением разориентации субзерен и повышением совершенства текстуры. Рекристаллизационные же процессы при отжиге стали X15H5Д2Т после ХПТ-2 сильно заторможены, что и обуславливает почти полное сохранение текстуры деформационного происхождения.

Очень сильная текстура формируется в результате третьей холодной прокатки (ХПТ-3). Так, например, полюсная плотность компоненты $\langle 110 \rangle$ α -фазы достигает 8–9 единиц (рис. 3,д) ($D \approx 10000$ puls/s), а рассеяние ориентировок $\langle 110 \rangle_\alpha$ и $\langle 111 \rangle_\gamma$ не превышает ~ 7 deg. Важно отметить, что при этом, как и в случае ХПТ-2, наблюдается заметный прирост количества остаточного аустенита (до $\gamma_{\text{ret}} = 46\%$), что свидетельствует о протекании в процессе деформации обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Хотя температура $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода при нагреве стали X15H5Д2Т достаточно высока ($A_s \approx 550\text{--}600^\circ\text{C}$ [6]) по сравнению с использованными температурами нагрева стали под прокатку $200\text{--}250^\circ\text{C}$, деформационное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение оказывается возможным, по-видимому, в результате дополнительного разогрева труб при ХПТ-3. Кроме того, пласти-

ческая деформация может значительно снижать точку A_s [7]. При этом аустенит, образовавшийся в результате $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе пластической деформации, оказывается весьма стабильным и не превращается в мартенсит при последующем охлаждении труб до комнатной температуры.

Дальнейший нагрев холоднокатаных труб под закалку (950°C , 5 min) обеспечивает протекание рекристаллизации. При этом происходят существенное измельчение зерна, разупрочнение материала и значительное ослабление кристаллографической текстуры (рис. 3,е).

При изготовлении труб мелкого сортамента используются прокатка на стане ХПТР и волочение. В результате деформации труб на стане ХПТР волокнистая текстура, сформированная на предыдущих стадиях холодной прокатки, практически разрушается: резко уменьшается интенсивность ориентировки $\langle 110 \rangle_\alpha$ и увеличивается ее рассеяние (таблица). Известно [8], что тип текстуры, возникающей в трубах, зависит от отношения величины уменьшения толщины стенки к величине уменьшения диаметра трубы. В частности, если толщина стенки и диаметр трубы уменьшаются в одинаковой степени, то в трубах, как и в проволоке, возникает волокнистая текстура, что и было обнаружено при исследовании труб, прокатанных на станах ХПТ. В случае существенного увеличения указанного отношения возможен переход текстуры от волокнистой к ограниченной (текстуре прокатки), что и приводит к наблюдаемому в данном случае разрушению исходной аксиальной текстуры как α -, так и γ -фаз при прокатке на стане ХПТ с размеров 20×1.9 на 18×1.4 mm.

При последующем волочении труб из стали X15H5Д2Т с размеров 18×1.4 на 16×1.2 mm, сопровождающемся примерно одинаковым уменьшением толщины стенки и диаметра, сколько-нибудь существенного развития аксиальной текстуры не происходит, что, по-видимому, обусловлено недостаточно высокой степенью деформации для формирования устойчивых преимущественных ориентировок.

Выводы

Обнаружено, что при последовательных циклах холодной прокатки труб из стали X15H5Д2Т происходит формирование аксиальных преимущественных ориентировок $\langle 110 \rangle$ α -мартенсита и $\langle 111 \rangle$ γ -аустенита. Кроме того, в результате протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в ходе пластической деформации и стабилизации ревертированной γ -фазы монотонно увеличивается количество остаточного аустенита. Промежуточные отжиги при температуре 650°C в течение 3.5 h сопровождаются лишь самыми начальными стадиями рекристаллизации, не вызывая полного разупрочнения металла.

1. Н.В. Звигинцев, И.П. Конакова, Изв.вузов. Черная металлургия № 10, 154 (1987).
2. В.И. Юшков, Р.А. Адамеску, Т.М. Гапека, ФММ 52, 1289 (1981).

3. П.М. Юшкевич, О.С. Вильямс, О.В. Олейник, *Сталь* № 11, 867 (1979).
4. Н.В. Звигинцев, В.И. Юшков, Б.М. Эфрос, *ФММ* **61**, 1178 (1986).
5. Р.А. Адамеску, Ю.Н. Марков, В.И. Юшков, *Физические методы исследования твердого тела*, Изд-во УПИ, Свердловск (1975).
6. Я.М. Потак, *Высокопрочные стали*, Металлургия, Москва (1972).
7. L. Kaufmann, M. Cohen, *J. Metals* **8**, 1393 (1956).
8. Г. Вассерман, И. Гревен, *Текстуры металлических материалов*, Металлургия, Москва (1969).

В.М. Efros, I.P. Konakova, S.V. Grebenkin, N.B. Efros, V.S. Tyutenko

EFFECT OF THERMOPLASTIC TREATMENT ON THE STRUCTURE, THE TEXTURE AND THE MECHANICAL PROPERTIES OF STAINLESS MARAGING STEEL

The structure, the texture, the phase composition, the deformation stability of residual austenite, the hardening and the relation of these characteristics to the technological plasticity of the Fe–15.2 Cr–5.1 Ni–1.9 Cu–1.3 Ti maraging steel have been investigated at different stages of production of cold-rolled tubes. It has been shown that in the course of successive cycles of cold rolling of the tubes made of the steel, the dominating axial orientations are formed, namely, $\langle 110 \rangle$ in martensite and $\langle 111 \rangle$ in austenite. Besides, the amount of the residual austenite increases in a monotonic way, being determined by the $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in the course of plastic deformation and the stabilization of the reversed γ -phase.

Keywords: stainless maraging steel, phase composition, structure, texture, hardening, manufacturing plasticity

Fig. 1. Dilatograms of the the Fe–15.2 Cr–5.1 Ni–1.9 Cu–1.3 Ti steel samples after the varied pre-processing in the course of tube production: 1 – hot-rolled state, 2 – quenching (950°C, 1 h), 3 – ХПТ-1, 4 – ХПТ-2; black symbols – heating, white symbols – cooling

Fig. 2. Effect of the pre-processing and the temperature of the isothermal holding ($\tau = 3.5$ h) on the phase composition of the Fe–15.2 Cr–5.1 Ni–1.9 Cu–1.3 Ti steel in the course of tube production: *a* – the phase composition was measured at the temperature of 250°C; *b* – the phase composition was measured after the cooling down to the room temperature: 1, 4 – hot-rolled state; 2, 5 – quenching (950°C, 1 h); 3, 6 – ХПТ-1

Fig. 3. Reverse pole figures of the α - phase in the structure of the tubes of the Fe–15.2 Cr–5.1 Ni–1.9 Cu–1.3 Ti steel after the processing: *a* – hot-rolled state; *b* – ХПТ-1; *c* – ХПТ-1 + tempering (650°C, 3.5 h); *d* – ХПТ-2; *e* – ХПТ-3 + quenching (950°C, 20 min)