

05;12

Особенности микроструктуры феррито-мартенситной (12% Cr) стали ЭК-181 после термообработок по разным режимам

© А.Н. Тюменцев,¹ В.М. Чернов,² М.В. Леонтьева-Смирнова,² Е.Г. Астафурова,¹
Н.А. Шевяко,³ И.Ю. Литовченко¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021 Томск, Россия

² ОАО „Высокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара“,
123098 Москва, Россия

³ Томский государственный университет,
634050 Томск, Россия

e-mail: tyuments@phys.tsu.ru

(Поступило в Редакцию 12 апреля 2011 г.)

Изучено влияние режимов термической обработки на микроструктуру и фазовый состав малоактивируемой жаропрочной феррито-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-Ba). Дополнительное термоциклирование вблизи точки фазового перехода „аустенит–мартенсит“ между закалкой и отпуском затрудняет образование высокодисперсных фаз внедрения, снижает интенсивность фазового наклепа, препятствует формированию субструктуры с непрерывными разориентировками и снижает температуру хрупковязкого перехода.

Введение

Перспективными конструкционными материалами для активных зон ядерных и термоядерных энергетических реакторов являются малоактивируемые (с быстрым спадом активности) феррито-мартенситные 12%-ные хромистые стали [1–3]. Температурный диапазон применения таких сталей ограничен снизу их склонностью к низкотемпературному охрупчиванию (хладноломкости) с повышением температуры охрупчивания (температуры хрупковязкого перехода) при радиационных воздействиях, а сверху ограничен уровнем длительной прочности (жаропрочности) [1–6]. Важным методом улучшения функциональных свойств феррито-мартенситных сталей является их термическая обработка (ТО), приводящая к образованию различных структурно-фазовых состояний, а оптимизация режимов ТО является важным этапом создания (модификации) конструкционных феррито-мартенситных сталей [1–9]. При разработке феррито-мартенситных сталей для ядерной и термоядерной техники важное место занимают их малоактивируемые (с быстрым спадом активности) аналоги [1–5].

В России (ОАО „ВНИИНМ“) разработана жаропрочная малоактивируемая феррито-мартенситная сталь ЭК-181 (RUSFER-EK-181: Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) [4–5,10]. Повышенный уровень жаропрочности стали ЭК-181 обусловлен формированием мартенсита, стабилизированного частицами вторых фаз [4–8], при стандартной термической обработке (ТО-I) по схеме „закалка от температуры $T = 1373$ К + отпуск при $T = 993$ К“. Но при такой ТО-I температура хрупковязкого перехода оказывается высокой [3–7], что ограничивает применение

этой стали в ядерных и термоядерных реакторах. Снижение температуры охрупчивания наблюдается при комбинированной ТО-II, включающей дополнительное термоциклирование в температурном интервале фазового перехода „аустенит–мартенсит“ после закалки и приводящей к снижению порога хладноломкости, повышению ударной вязкости и относительного удлинения в области охрупчивания [3–8]. Однако причины снижения порога хладноломкости стали ЭК-181 остаются еще недостаточно исследованными. В настоящей работе для выяснения причин такого поведения стали ЭК-181 в области хладноломкости проведены сравнительные исследования структурно-фазовых состояний образцов стали ЭК-181 после различных режимов ТО.

Материал и методика эксперимента

Номинальный (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) [10] и промышленно полученный [3–5] композиционные составы стали ЭК-181 близки. Термическая обработка образцов стали, используемая для исследований в настоящей работе, проводилась по режимам:

— ТО-I (стандартная): закалка от температуры 1373 К (выдержка при 1373 К в течение 1 h, охлаждение на воздухе) + отпуск 993 К в течение 3 h, охлаждение на воздухе;

— ТО-II (комбинированная): закалка от температуры 1373 К + термоциклирование около точки γ – α -перехода („аустенит–феррит“) + отпуск 993 К, 1 h, охлаждение на воздухе.

Образцы для структурных исследований вырезали на электроискровом станке в форме прямоугольных

пластинок $12 \times 10 \times 1$ mm. Поврежденный слой удаляли механической шлифовкой и электролитической полировкой. Рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализы осуществляли на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 (Cu K_{α} -излучение). Параметры микродеформаций кристаллической решетки ($\Delta d/d$) рассчитывали с помощью метода аппроксимации [11]. Электронно-микроскопические исследования проводили с использованием электронных микроскопов Philips CM-30 (300 kV) и Philips CM-12 (120 kV). Микротвердость измерялась по отпечаткам алмазной пирамиды Виккерса на приборе ПМТ-3М при нагрузке 200 г с погрешностью измерений, не превышающей 5%.

Результаты исследований

Выбор представленного выше комбинированного (циклического) режима ТО-II [4–8], приводящего к снижению температуры вязкохрупкого перехода, был основан на предположении, что термоциклирование около критической температуры „аустенит–мартенсит“ должно приводит к дополнительному (по сравнению с состоянием после закалки) изменению структурно-фазового состояния стали и за счет фазового наклепа созданию структуры с более высокой дисперсностью и плотностью дислокаций.

Результаты измерений микротвердости, рентгеноструктурных и рентгенофазовых исследований стали ЭК-181 после ТО-I и ТО-II показаны в табл. 1, из данных которой видно, что в результате ТО-II наблюдается снижение микротвердости и более чем четырехкратное уменьшение величины микроискажений кристаллической решетки ($\Delta d/d$).

Результаты рентгеновского фазового анализа аналогичны полученным ранее в работах [4–8] и свидетельствуют о том, что независимо от режимов ТО основной составляющей структуры образцов является твердый раствор на основе α -железа с параметрами решетки $a = 0.2876$ (ТО-I) и 0.2874 (ТО-II) nm (α -мартенсит). Но степень тетрагональности α -мартенсита после термообработок настолько мала, что невозможно разделить дублеты на рентгенограммах для ее определения. Поэтому в табл. 1 даны значения параметра решетки условно „кубического мартенсита“. Малая степень тетрагональности является, по-видимому, следствием невысокой концентрации углерода в твердом растворе мартенсита, в частности, из-за образования в процессе высокотемпературных отпусков частиц карбидных фаз (табл. 1). Оценка показывает, что объемное содержание этих фаз не превышает $\sim 2\%$. Остаточный аустенит в количестве не более 3% обнаружен рентгенографически лишь после ТО-I. После ТО-II остаточный аустенит удается обнаружить лишь с помощью метода просвечивающей электронной микрокопии, а объемная для γ -фазы не превышает 1–2%.

Таблица 1. Микротвердость, параметры микроструктуры и фазовый состав стали после разных ТО

ТО	H_{μ} , GPa	a , nm	$\Delta d/d$	Фазовый состав (рентген)
ТО-I	3.00 ± 0.06	0.2876	$4.0 \cdot 10^{-4}$	α -Fe, $M_{23}C_6$ (Cr $_{23}$ C $_6$, (FeMn) $_{23}$ C $_6$), γ -Fe
ТО-II	2.32 ± 0.06	0.2874	$0.9 \cdot 10^{-4}$	α -Fe, $M_{23}C_6$ (Cr $_{23}$ C $_6$, (FeMn) $_{23}$ C $_6$)

Таблица 2. Средние значения размеров частиц вторичных фаз внедрения после различных ТО

ТО	$M_{23}C_6$, nm	Карбиды ванадия, nm	Карбонитриды ванадия, nm
ТО-I	111 ± 5	64 ± 5	< 5
ТО-II	299 ± 5	120 ± 5	< 5

Существенные различия особенностей гетерофазной структуры после рассматриваемых режимов ТО-I и ТО-II обнаружены в процессе электронно-микроскопического исследования. Наблюдаемые при этом частицы второй фазы удобно разделить на три размерных типа (табл. 2, рис. 1):

1. Относительно крупные (сотни нанометров, табл. 2, рис. 1) неравновесные карбиды $M_{23}C_6$, располагающиеся как на границах зерен, так и внутри мартенситных пластин и реек, часто со строчечным расположением внутри кристаллов мартенсита. В случае режима ТО-II эти карбиды по сравнению с режимом ТО-I более однородно распределены в структуре мартенсита, более равноосные (рис. 1, a, c) и почти в 3 раза более крупные (табл. 2).

2. Карбиды на основе ванадия различного состава (VC, V_2C) размерами в пределах от 60 до 120 nm. Примечательно к режиму ТО-I они описаны в работах [4,7,8]. В настоящей работе показано, что, как и в случае карбидов $M_{23}C_6$, результатом ТО-II является значительное (примерно двукратное, табл. 2) увеличение среднего размера этих частиц.

3. Наночастицы (карбонитриды ванадия) в интервале размеров от 2 до 5 nm. Высокая плотность таких частиц является важной особенностью гетерофазной структуры после ТО-I. После ТО-II области с подобными частицами встречаются крайне редко, а их плотность существенно ниже (как минимум на порядок).

На светлопольных электронно-микроскопических изображениях наличие указанных выше наночастиц проявляется в формировании слабого „крапчатого“ контраста (рис. 1, a). При этом хорошо различимые дифракционные максимумы на электронограммах, позволяющие получить отчетливые темнопольные изображения таких частиц, удается получить лишь в достаточно тонких

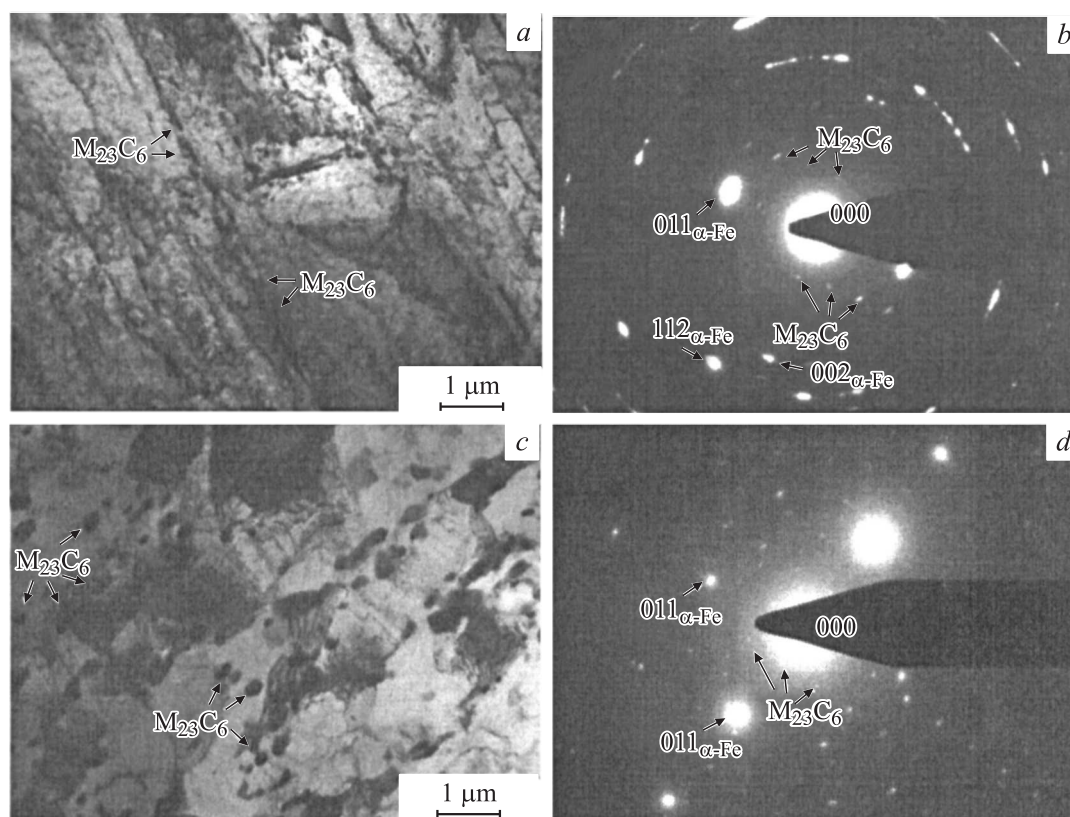


Рис. 1. Спеллопольные электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали ЭК-181 (*a, c*) с соответствующими картинками микродифракции (*b, d*) после ТО-I (*a, b*) и ТО-II (*c, d*).

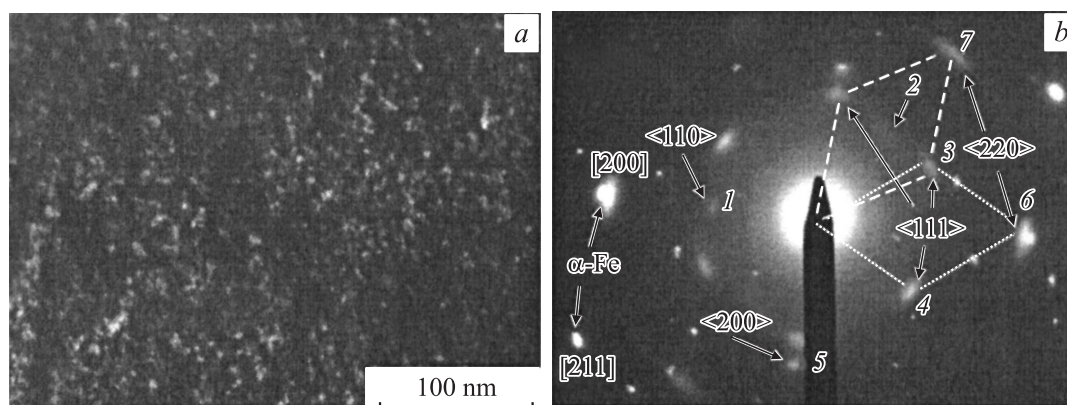


Рис. 2. Наночастицы второй фазы (*a*) и картина микродифракции (*b*) после ТО-I. Темнопольное изображение в рефлексе $\langle 220 \rangle$ (*b*, № 7). Ось зоны матрицы — $[0\bar{1}1]$. Штриховыми линиями обозначены фрагменты обратных решеток наночастиц, соответствующих двум осям зон типа $\langle 110 \rangle$.

участках фольги, один из которых представлен на рис. 2. Как видно из рис. 2, плотность наночастиц весьма велика, и они однородно распределены по объему материала.

Электроннографический анализ (рис. 2, *b*, табл. 3) показал, что:

— расстояния между плоскостями кристаллической решетки, формирующими дифракционные максимумы 5, 6 и 7 на рис. 2, *b*, совпадают с таковыми для

плоскостей типа $\{200\}$ и $\{220\}$ кубических (с ГЦК-решеткой) карбидов и нитридов ванадия. Вероятнее всего, это фаза внедрения на основе карбонитрида ванадия; — расстояния между плоскостями $\{220\}$, отвечающими за формирование рефлексов 6 и 7, различаются на $\sim 1.3\text{--}1.4\%$, что свидетельствует о наличии тетрагональных искажений в кристаллической решетке наночастиц.

Таблица 3. Экспериментальные d_{exp} (наночастицы размерами менее 5 nm) и табличные d_{table} (частицы кубических фаз внедрения [11]) значения межплоскостных расстояний (ГО-1)

d_{exp}, nm			d_{table}, nm				
№ рефлекса, рис. 2, b	d_{hkl}, nm	hkl	VC	VN	TaC	TiC	hkl
1	0.296	110	—	—	—	—	—
2	0.292						
3	0.250	111	0.240	0.238	0.255	0.249	111
4	0.259						
5	0.207	200	0.207	0.206	0.220	0.215	200
6	0.148	220	0.147	0.146	156	0.152	220
7	0.146						

Идентификация рефлексов 3 и 4 (рис. 2, b) проведена в предположении, что наночастицы имеют гранцентрированную решетку с тетрагональными искажениями. Тогда эти рефлексы совместно с рефлексами $\langle 220 \rangle$ (6 и 7) формируют фрагменты обратных решеток (показаны на рис. 2, b штриховыми линиями разного типа), соответствующих осям зон типа $\langle 110 \rangle$, и являются действующими отражениями от плоскостей $\{111\}$. Проведенный анализ указанных выше фрагментов показал, что для них характерны более значительные (около 3.5%, табл. 3) различия расстояний между плоскостями $\{111\}$, свидетельствующие о наличии моноклинных искажений (изменения углов между гранями элементарной ячейки кристаллической решетки наночастиц).

Очень слабые дифракционные максимумы 1 и 2 на рис. 2, b (в предлагаемом варианте интерпретации электронограммы) могут быть сверхструктурными рефлексами $\langle 110 \rangle$, формирующимися в результате упорядочения фазы внедрения по углероду и (или) азоту.

Как видно из представленной на рис. 2, b электронограммы, наночастицы ориентированы относительно решетки матрицы в соответствии с типичным для частиц фаз внедрения в ОЦК-кристаллах ориентационным соотношением типа Бейна [11]. При этом одна из плоскостей $\{200\}$ ОЦК-решетки матрицы параллельна плоскости $\{200\}$ второй фазы, а две другие параллельны плоскостям $\{220\}$ второй фазы (рис. 2, b, рефлекс б). При указанных в табл. 1 и 3 параметре решетки матрицы $a = 0.2876 nm$ и величинах $d_{220} = 0.146-0.148 nm$ параметр несоответствия кристаллических решеток частиц второй фазы с матрицей составляет $\Delta d/d = 1.5-3.0\%$. Эти два направления оптимального сопряжения являются направлениями преимущественного роста наночастиц. В перпендикулярном им направлении (при сопряжении $\{200\} \parallel \{220\}$) величина $\Delta d/d$ составляет более 40%. Поэтому наночастицы должны зарождаться

и расти в виде тонких пластинок с плоскостями, параллельными плоскостям куба ОЦК-матрицы. Кроме того, при параметре решетки наночастиц $a \approx 0.414 nm$ (d_{200} в табл. 3) их образование сопровождается полуторакратным (от ~ 0.012 до $\sim 0.018 nm^3$) увеличением атомного объема. Зарождение и рост таких частиц должны приводить к значительным локальным напряжениям и требуют большого количества вакансий.

Наблюдаемые наночастицы являются, по-видимому, существенно неравновесными образованиями, кристаллическая структура которых определяется многими факторами. Среди таких факторов имеется известная возможность изменения структуры в нанокристаллическом состоянии [12]. Нельзя также исключить вариант, что обнаруженные различия в межплоскостных расстояниях могут быть связаны не с тетрагональными или моноклинными искажениями, а с аналогичными различиями в частицах разных размеров. Кроме того, влияние на кристаллическую структуру наночастиц могут оказывать формирующиеся в их окрестности поля локальных внутренних напряжений и локальные изменения элементного состава как по элементам внедрения (C, N, O), так и замещения (Cr, W и др.).

Другой важной отличительной особенностью образцов стали ЭК-181, прошедших обработку по режиму ТО-1, является формирование внутри фрагментов мартенсита субструктуры с непрерывными разориентировками [12,13]. Такую субструктуру удобно описывать компонентами тензора кривизны χ_{ij} ($i, j = 1, 2, 3$) [13], правила определения которого представлены на рис. 3. На этом рисунке знаком ω_i ($i = 1-3$) обозначены соответствующие компоненты вектора поворота — проекции этого вектора на оси x_i .

Считается [12,13], что формирование указанной выше субструктуры связано с накоплением в процессе деформации хаотически распределенных дислокаций преимущественно одного знака ($\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}$), плотность

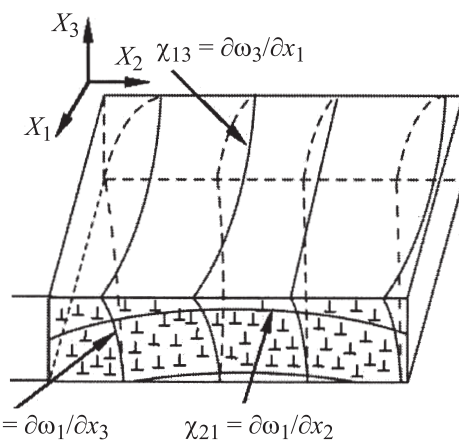


Рис. 3. Схема структурного состояния с непрерывными разориентировками.

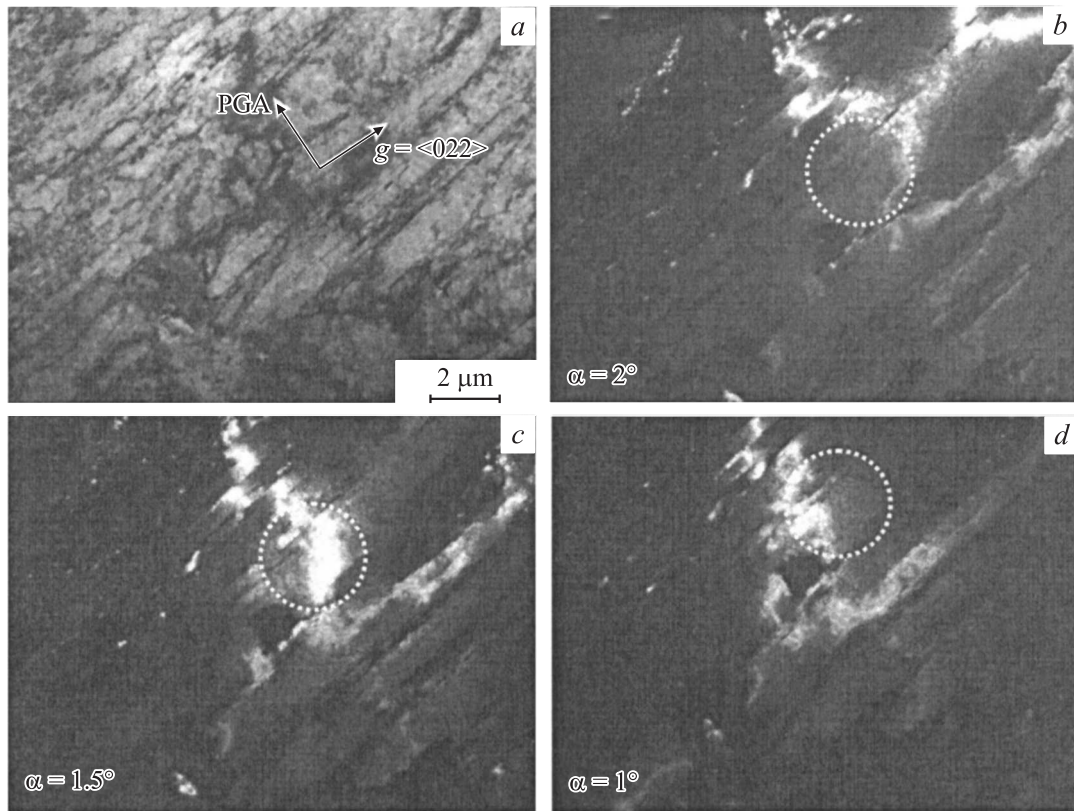


Рис. 4. Светопольное (a) и серия темнопольных электронно-микроскопических изображений (b-d), полученных при наклоне образца (ТО-1) в гониометре. PGA — проекция оси наклона гониометра.

которых можно оценить выражением

$$\rho_{\pm} \approx \frac{\chi_{ij}}{|\mathbf{b}|}, \quad (1)$$

где \mathbf{b} — вектор Бюргера дислокаций.

Проведенный электронно-микроскопический анализ компоненты χ_{21} тензора кривизны характеризует кривизну плоскостей кристаллической решетки, параллельных поверхности фольги. Методика определения этой компоненты [14] заключается в измерении величины непрерывного перемещения контура экстинкции (Δr) в процессе наклона образца в гониометре.

При этом проекция компоненты кривизны на вектор действующего отражения определяется выражением

$$\chi_{21} = \Delta\varphi \frac{\sin\beta}{\Delta r}, \quad (2)$$

где $\Delta\varphi$ — угол наклона образца в гониометре, β — угол между вектором действующего отражения и направлением проекции оси наклона гониометра (Projection of Goniometr Axes, PGA).

Пример определения одной из таких компонент приведен на рис. 4, где $\beta \approx 90^\circ$ и в выделенной кружком области при наклоне образца в гониометре на $\Delta\varphi \approx 1^\circ$ контур экстинкции непрерывно смещается на расстояние $\Delta r \approx 2\mu\text{m}$. Следовательно, проекция χ_{12} на вектор $\mathbf{g} = [220]$ составляет $0.5\text{ deg}/\mu\text{m}$.

Аналогичный анализ, проведенный с использованием нескольких действующих отражений [14], показал, что кривизна χ_{ij} обнаруживается практически во всем объеме образцов. Ее наиболее вероятные значения $\chi_{21} \approx 0.5\text{ deg}/\mu\text{m}$. При этом в локальных участках фольги она может достигать величины $\chi_{21} \approx 1-2\text{ deg}/\mu\text{m}$. Согласно (1), при указанных наиболее вероятных величинах χ_{21} и $\mathbf{b} \approx 0.25\text{ nm}$ плотность дислокаций ρ_{\pm} , геометрически необходимых для такой кривизны составляет величину $\rho_{\pm} \approx 3 \cdot 10^{10}\text{ cm}^{-2}$. В локальных зонах повышенной кривизны $\rho_{\pm} \approx 10^{11}\text{ cm}^{-2}$.

Указанные выше субструктуры являются источниками локальных внутренних напряжений, которые можно оценить по формуле [13]

$$\sigma_{\text{loc}} \approx \frac{\chi_{ij} E \Delta h}{2}, \quad (3)$$

где E — модуль Юнга, Δh — характерные размеры зоны высокой кривизны или (в процессе электронно-микроскопических исследований) толщина фольги.

Принимая $\Delta h \approx 0.1\mu\text{m}$, получим, что при $\chi_{21} \approx 0.5\text{ deg}/\mu\text{m}$ величина локальных внутренних напряжений $\sigma_{\text{loc}} \approx 4.4 \cdot 10^{-4} E$. Здесь численный коэффициент перед модулем Юнга хорошо согласуется с величиной микроискажений ($\Delta d/d \approx 4.0 \cdot 10^{-4}$, табл. 1), полученных по методу рентгеноструктурного анализа. Однако в локальных зонах повышенной кривизны

указанные напряжения могут быть значительно выше. Например, при $\chi_{21} \approx 2 \text{ deg}/\mu\text{m}$ и $\Delta h \approx 0.15 \mu\text{m}$ значение $\sigma_{\text{loc}} \approx 3.5 \cdot 10^{-3} E$. Для $E = 220 \text{ GPa}$ [3] они достигают величины $\sigma_{\text{loc}} \approx 770 \text{ МПа}$, сравнимой с пределом текучести сплава при комнатной температуре [3].

Как видно из изложенных выше результатов структурно-фазовых исследований, образцы стали ЭК-181, прошедших термообработку по режиму ТО-I, характеризуются формированием:

— высокой плотности наночастиц карбонитридной фазы с размерами менее 5 нм;

— структурного состояния с непрерывными разориентировками — источниками достаточно высоких локальных внутренних напряжений.

При ТО-II характеристики структурно-фазового состояния стали связаны с тем, что термоциклирование стали в температурном интервале фазового перехода „аустенит–мартенсит“ приводит к значительному обеднению твердого раствора материала углеродом. Такой режим, с одной стороны, затрудняет образование высокодисперсных фаз внедрения; с другой — снижает интенсивность фазового наклепа, являющегося основой формирования структурных состояний с непрерывными разориентировками.

Более высокие значения микротвердости стали после термообработки по режиму ТО-I связаны, по-видимому, как с формированием указанных выше структурных состояний (субструктурное упрочнение), так и с дисперсным упрочнением наночастицами карбонитридной фазы.

При анализе причин более высоких значений температуры хрупковязкого перехода в результате термообработки по режиму ТО-I необходимо учитывать факторы:

— значительное повышение прочности в структурных состояниях с высокой плотностью наночастиц второй фазы и дефектной субструктурой с непрерывными разориентировками;

— формирование в таких субструктурах зон с более высокими значениями кривизны кристаллической решетки и локальных внутренних напряжений как потенциальных источников зарождения разрушения.

Заключение

Проведенные рентгеновские и электронно-микроскопические исследования феррито-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) после режимов термообработки ТО-I (закалка от температуры 1373 К, отпуск при $T = 993 \text{ К}$) и ТО-II (дополнительное термоциклирование около температуры фазового перехода „аустенит–мартенсит“ между закалкой и отпуском) выявили существенные качественные и количественные различия их структурно-фазовых состояний, определяющие их низкотемпературные (хладноломкость) и высокотемпературные свойства стали.

Важной особенностью двухфазной структуры стали ЭК-181 после режима термической обработки ТО-I является высокая плотность наночастиц размерами менее 5 нм, однородно распределенных по объему материала. Электронографический анализ кристаллической структуры таких частиц показал, что они представляют собой фазу внедрения на основе карбонитрида ванадия с тетрагональными и моноклинными искажениями. Следствием фазового наклепа в процессе превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при закалке является образование субструктуры с непрерывными разориентировками с кривизной кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx 0.5\text{--}2.0 \text{ deg}/\mu\text{m}$. Электронно-микроскопическое исследование формирующихся в такой структуре внутренних напряжений показало, что в локальных зонах повышенной кривизны эти напряжения сравнимы с величиной предела текучести сплава при комнатной температуре.

Термическая обработка стали по режиму ТО-II, во-первых, затрудняет образование наноразмерных частиц указанного выше карбонитрида ванадия; во-вторых, снижает упрочнение от фазового наклепа и, как следствие, затрудняет формирование структурных состояний с непрерывными разориентировками и повышенным уровнем внутренних напряжений. Предполагается, что это связано со значительным обеднением твердого раствора материала углеродом в процессе термоциклирования после закалки. Такие особенности структурно-фазового состояния стали при режиме ТО-II приводят к существенному снижению эффектов дисперсного и субструктурного упрочнений стали и являются основной причиной уменьшения прочности сплава после такой обработки. Локальные внутренние напряжения в зонах повышенной кривизны кристаллической решетки являются важными факторами снижения температуры хрупковязкого перехода в ней.

Список литературы

- [1] Solinin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A. et. al. // J. of Nucl. Mater. 2000. N 283–287. P. 1468–1472.
- [2] Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM Stock Number: MON03, 2001. 221 p.
- [3] Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M. et. al. // Nuclear Fusion. 2007. N. 47. P. 1–10.
- [4] Леонтьева-Смирнова М.В., Иолтуховский А.Г., Чернов В.М. и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2004. Вып. 2(63). С. 142–155.
- [5] Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др. // Перспективные материалы. 2006. № 6. С. 40–52.
- [6] Чернов В.М., Ермолаев Г.Н., Леонтьева-Смирнова М.В. // ЖТФ. 2010. Т. 80. Вып. 7. С. 72–77.
- [7] Leonteva-Smirnova M.V., Ioltukhovskiy A.G., Arutiunova G.A. et. al. // J. Nucl. Mater. 2002. N 307–311. P. 466–470.

- [8] *Вершинина Т.Н., Иванов М.Б., Колобов Ю.Р. и др. // Известия вузов. Физика. 2007. № 11. С. 36–42.*
- [9] *Raji S, Jeya Ganesh B., Arun Kumar Rai et. al. // J. Nucl. Mater. 2009. N 389. P. 385–393.*
- [10] *Солонин М.И., Иолтуховский А.Г., Леонтьева-Смирнова М.В. и др. Малоактивируемая жаропрочная радиационностойкая сталь. 2001. Патент на изобретение RU 2211828.*
- [11] *Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. 328 с.*
- [12] *Кортаев А.Д., Тюменцев А.Н., Суховаров В.Ф. Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов. Новосибирск: Наука, 1989. 211 с.*
- [13] *Тюменцев А.Н., Кортаев А.Д., Пинжин Ю.П. // Физическая мезомеханика. 2004. № 4. С. 35–53.*
- [14] *Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 583 с.*