

УДК 669.018.25

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ ЭК-181

Н.А. Полехина¹, И.Ю. Литовченко^{1,2}, А.Н. Тюменцев^{1,2}, Е.Г. Астафурова¹, В.М. Чернов^{3,4},
М.В. Леонтьева-Смирнова³, А.В. Андреев²

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия

³Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва, Россия

⁴Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

Целью работы является исследование закономерностей формирования гетерофазной структуры ферритно-мартенситной малоактивируемой стали ЭК-181 (русфер (Fe—12Cr—2W—V—Ta—B—C)) в зависимости от температуры её отпуска с целью расширения температурного диапазона применения стали в ядерных и термоядерных реакторах. Проведено электронно-микроскопическое исследование влияния температуры отпуска на закономерности фазовых превращений в стали. Методами дилатометрии и дифференциальной сканирующей калориметрии определены критические точки фазовых переходов. Выявлены характерные температурные интервалы выделения неметаллических фаз метастабильного карбида M_3C , а также стабильных фаз $M_{23}C_6$ и кубического карбонитрида ванадия V(CN). В интервале температур отпуска $T = 500\text{—}600\text{ }^\circ\text{C}$ образуются частицы M_3C . Выделение $M_{23}C_6$ и V(CN) начинается при $T \geq 650\text{ }^\circ\text{C}$. Важной отличительной особенностью структуры стали после отпуска при $T = 720\text{ }^\circ\text{C}$ является формирование высокой объёмной доли наноразмерных ($\leq 10\text{ нм}$) частиц V(CN).

Ключевые слова: малоактивируемая ферритно-мартенситная сталь ЭК-181, термическая обработка, просвечивающая электронная микроскопия, дифференциальная сканирующая калориметрия, жаропрочность, гетерофазная структура, дисперсионное твердение.

EFFECT OF TEMPERING TEMPERATURE ON THE PHASE TRANSFORMATIONS IN THE FERRITIC-MARTENSITIC 12% CHROMIUM STEEL EK-181

N.A. Polekhina¹, I.Yu. Litovchenko^{1,2}, A.N. Tyumentsev^{1,2}, E.G. Astafurova¹, V.M. Chernov^{3,4},
M.V. Leont'eva-Smirnova³, A.V. Andreev²

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

²V.D. Kuznetsov Siberian Physical-Technical Institute of National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

³A.A. Bochvar High-Technology Research Institute of Inorganic Materials, Moscow, Russia

⁴National Research Nuclear University «MIFI», Moscow, Russia

The aim of the work is the study of the regularities for the reduced activation ferritic-martensitic steel EK-181 (Fe—12Cr—2W—V—Ta) heterophase structure formation against a tempering temperature to increase the temperature window of the steel application in fusion reactors. An electron-microscopic investigation of the effect of tempering temperature on the features of phase transformations in the steel has been conducted. By the methods of dilatometry and differential scanning calorimetry the critical points of phase transformations have been detected. The characteristic precipitation temperature intervals for nonmetallic phases M_3C , $M_{23}C_6$, V(CN) have been revealed. In the tempering temperature range (500—600) °C particles of metastable carbide M_3C are formed. A formation of stable phases $M_{23}C_6$ and V(CN) begins at the temperatures above $T = 650\text{ }^\circ\text{C}$. An important feature of the steel microstructure after tempering at $T = 720\text{ }^\circ\text{C}$ is high density of nanoparticles ($\leq 10\text{ nm}$) of cubic vanadium carbonitride V(CN).

Key words: low activation ferritic-martensitic steel EK-181, heat treatment, transmission electron microscopy, differential scanning calorimetry, heat resistance, heterophase structure, dispersion hardening.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из приоритетных направлений реакторного материаловедения является разработка высокохромистых ферритно-мартенситных сталей в качестве материалов активных зон реакторов нового поколения. Для расширения рабочего температурного диапазона таких сталей необходимы, во-первых, поиск возможных резервов повышения высокотемпературной прочности и, во-вторых, снижение температуры их вязко-хрупкого перехода [1, 2].

Ферритно-мартенситные 9—12%-ные хромистые стали обычно используются в состоянии после закалки в воздухе и высокотемпературного отпуска (традиционная термическая обработка) [3—5]. Температура 1040—1100 °С и продолжительность выдержки 20—120 мин при аустенизации с последующей закалкой варьируются в зависимости от химического состава сталей, определяющего условия растворения частиц карбидных фаз [3]. Для увеличения пластичности и ударной вязкости закалённая сталь подвергается отпуску в интервале температур 650—780 °С в течение 1—3 ч. Согласно [4, 5] такая обработка приводит к формированию ферритно-мартенситной структуры, дисперсно-упрочнённой карбидами $M_{23}C_6$ ($M—Cr, Mn, Fe$) и MX ($M—V, Ta, Ti, Zr$ и др., $X—C, N$) размером 60—200 и 20—80 нм соответственно.

В работах [6—8] показана возможность модификации гетерофазной структуры малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 ($Fe—12Cr—2W—V—Ta—B—C$, разработка и патент ОАО «ВНИИНМ») с помощью термических обработок. Данная модификация заключается в значительном снижении объёмного содержания и размеров частиц грубодисперсной фазы $M_{23}C_6$ и повышении дисперсности и объёмной доли наноразмерных частиц MX ($V(CN)$), способных существенно повысить эффективность как дисперсного, так и субструктурного упрочнения за счёт закрепления дислокаций и границ мартенситных кристаллов.

С целью эффективного использования такой возможности для повышения высокотемпературной прочности материала в работе методами просвечивающей электронной микроскопии, дилатометрии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) проведено исследование закономерностей формирования гетерофазной субструктуры стали ЭК-181 в зависимости от температуры отпуска. Определены критические точки фазовых переходов и условия образования карбидов M_3C , $M_{23}C_6$ и MX в исследуемой стали.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Химический состав стали ЭК-181 представлен в табл. 1. Термическая обработка включала в себя закалку в воздухе от $T = 1100$ °С (выдержка в течение 1 ч) и отжиг в температурном интервале от 500 до 720 °С.

Т а б л и ц а 1. Химический (номинальный) состав стали ЭК-181 (мас.%, основа Fe)

Cr	Mn	Ni	Cu	W	V	Ti	Zr	Nb	Mo	Si	Ta	Ce	C	N	B
12,00	0,60	0,03	0,01	1,30	0,4	0,05	0,05	<0,01	0,01	0,40	0,15	0,05	0,16	0,07	0,003

ДСК и дилатометрические исследования проводили на приборах STA 409 PC NETSCH и DIL 402 C соответственно. Образцы для таких исследований массой от 90 до 150 мг находились в закалённом состоянии. Критические точки фазовых превращений определяли при непрерывном нагреве от 20 до 1100 °С со скоростью 10 °С/мин и охлаждении от 1100 до 100 °С образцов в среде аргона. За начало превращения принимали температуру, при которой происходит отклонение дилатометрической кривой от прямолинейного участка в ходе нагрева/охлаждения образца. Температуру завершения превращения определяли по первой точке кривой, лежащей на прямолинейном участке. Фазовые переходы, протекающие в образце, на кривой зависимости теплового потока от температуры отображают локальные экстремумы. За начало (завершение) превращения принимали температуру, при которой наблюдали перегиб на кривой ДСК [9].

Структурные исследования проводили с использованием электронных микроскопов Philips CM-30 (300 кВ) и Philips CM-12 (120 кВ). Фольги для просвечивающей электронной микроскопии готовились методом электролитической полировки в растворе хромового ангидрида CrO_3 в ортофосфорной кислоте H_3PO_4 .

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Значения критических точек ($\alpha \rightarrow \gamma$)- и ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращений стали ЭК-181, определённые методами дилатометрии и ДСК (рис. 1) при непрерывном нагреве и охлаждении, совпадают с точностью до ~20 °С (табл. 2).

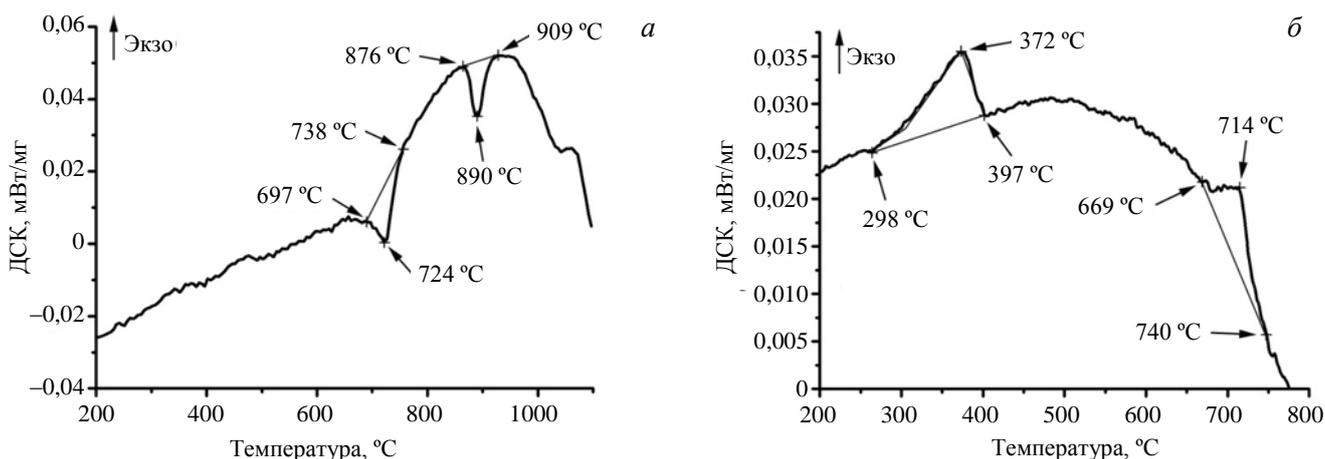


Рис. 1. Кривые ДСК стали ЭК-181: а — нагрев; б — охлаждение

Т а б л и ц а 2. Значения критических точек фазовых переходов стали ЭК-181, определённые при непрерывном нагреве и охлаждении

Метод исследования	Нагрев			Охлаждение			
	T_n , °C	A_{c1} , °C	A_{c3} , °C	Область выделения α -фазы, °C		M_n , °C	M_k , °C
				Начало	Конец		
Дилатометрия	1100	—	910	—	—	380	305
ДСК	1100	876	909	730	670	397	298

Примечание: A_{c1} — температура начала ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения при непрерывном нагреве образца; A_{c3} — температура конца ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения при непрерывном нагреве образца; M_n — температура начала прямого ($\gamma \rightarrow \alpha$)-мартенситного превращения при непрерывном охлаждении образца; M_k — температура конца прямого ($\gamma \rightarrow \alpha$)-мартенситного превращения при непрерывном охлаждении образца.

Из табл. 2 следует, что интервал прямого ($\gamma \rightarrow \alpha$)-мартенситного превращения стали ЭК-181 заключён между температурами 400 и 300 °C. Критические точки ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения ($A_{c1} = 876$ °C, $A_{c3} = 910$ °C), как видно из этой таблицы, смещаются, по сравнению с 12%-ными хромистыми нелегированными сталями в область более высоких температур на несколько сот градусов [10]. Согласно [10] такое смещение связано с наличием в составе стали большого количества ферритообразующих элементов (Cr, V, Ta и т.д.) и означает необходимость повышения температуры нагрева под закалку. Аустенизация при непрерывном нагреве исследуемой стали заканчивается при $T \sim 910$ °C, однако для наиболее полного растворения карбидов необходимы изотермические выдержки при температуре 1050—1100 °C. Кроме того, легирование указанными элементами приводит к сужению области ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения. Межкритический интервал температур в рассматриваемой стали составляет при этом $A_{c3} - A_{c1} \sim 30$ °C.

При охлаждении образцов от температуры 1100 °C на ДСК-кривых в интервале температуры 740—670 °C наблюдается особенность в виде небольшого пика (выделения тепла) или перегиба (см. рис. 1, б). В соответствии с [10] в 12%-ных хромистых низкоуглеродистых сталях превращение переохлаждённого аустенита может протекать в двух областях: высокотемпературной с образованием α -феррита и низкотемпературной с образованием мартенсита. Исходя из этого, можно высказать предположение, что обнаруженная особенность связана с формированием α -феррита.

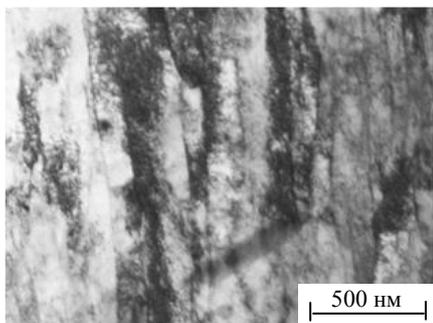


Рис. 2. Микроструктура стали ЭК-181 после закалки от $T = 1100$ °C

Аналогичная особенность в виде перегиба либо небольшого пика, связанного с поглощением тепла, в интервале температуры 650—740 °C наблюдается на ДСК-кривых нагрева стали (см. рис. 1, а). Выяснение природы этой особенности требует дополнительных исследований.

Электронно-микроскопические исследования карбидной подсистемы стали ЭК-181 после рассматриваемых термообработок показали наличие нескольких неметаллических фаз ($M_{23}C_6$, V(CN) и M_3C), различных по составу, размеру и морфологии. После закалки от $T = 1100$ °C основной структурной составляющей рассматриваемой стали является твёрдый раствор на основе α -Fe—мартенсит (рис. 2).

Внутри мартенситной структуры наблюдается достаточно высокая (до $\rho \sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$) плотность дислокаций. По границам мартенситных пластин и рек обнаружено небольшое количество тонких (шириной $\leq 40 \text{ нм}$) прослоек остаточного аустенита.

Объёмная доля указанных карбидных фаз в этом состоянии незначительна. При этом наблюдаются:

- карбиды $M_{23}C_6$, представленные единичными равноосными включениями размером $\sim 50 \text{ нм}$ и располагающиеся преимущественно внутри мартенситных кристаллов;
- карбиды цементитного типа M_3C в виде дисперсных пластинок шириной около 30 и длиной от 20 до 100 нм;
- наноразмерные ($\leq 10 \text{ нм}$) частицы, которые в соответствии с [7] можно отнести к частицам кубического карбонитрида на основе ванадия типа MX.

После отжигов при 500 °C (1 ч) и 600 °C (1 ч) фазовый состав стали качественно аналогичен. При этом объёмная доля частиц $M_{23}C_6$ и MX по сравнению с закалённым состоянием изменяется незначительно, однако наблюдается заметное увеличение плотности частиц карбида цементитного типа $M_3C((FeCr)_3C)$. Эти частицы обнаруживаются в виде пластинок шириной около 30 и длиной от 50 до 500 нм, которые располагаются преимущественно внутри мартенситных ламелей (рис. 3, а, з). Электронографический анализ их кристаллической решётки представлен на рис. 3, в и в табл. 3.

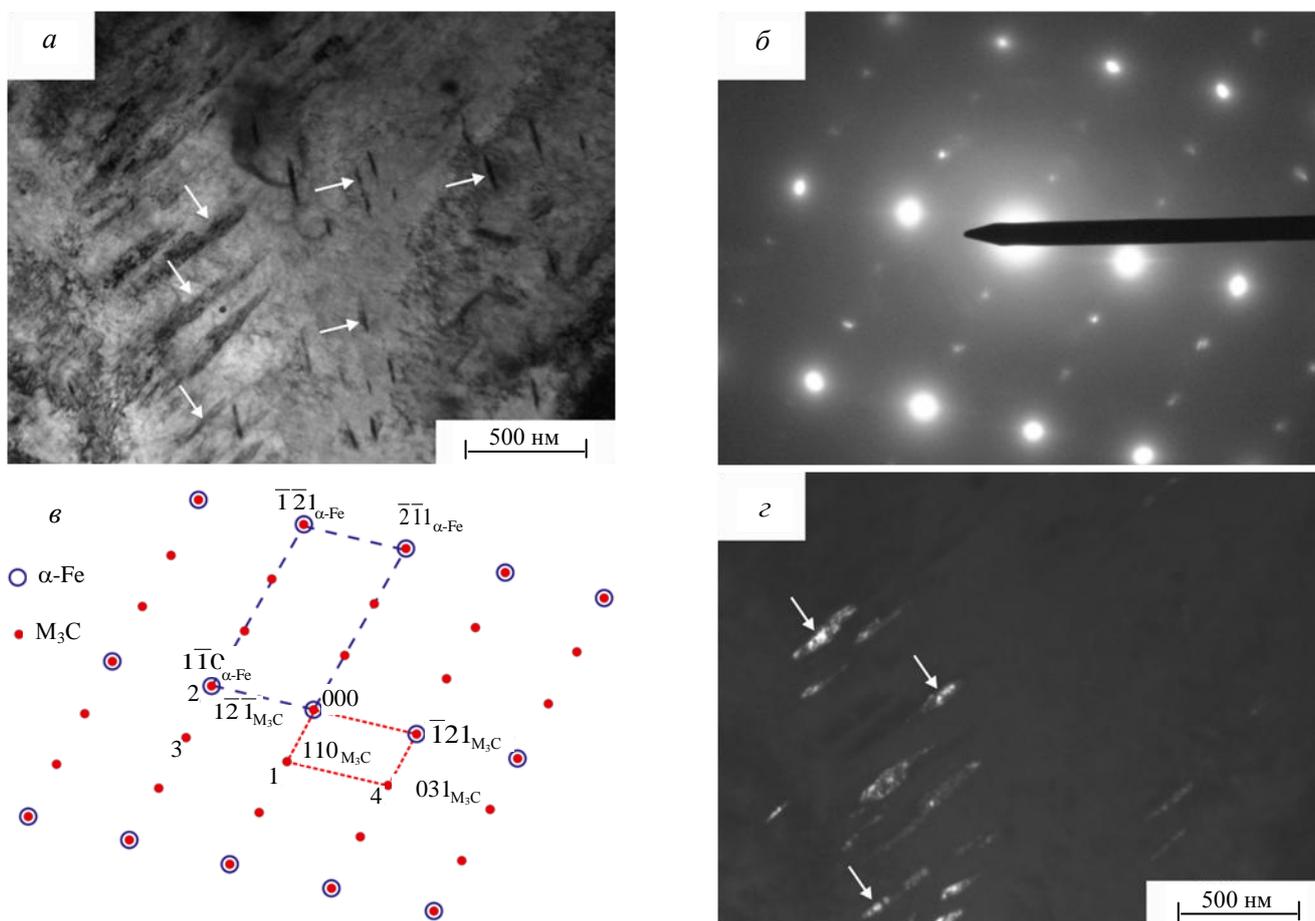


Рис. 3. Микроструктура стали ЭК-181 после закалки в воздухе от $T = 1100 \text{ °C}$ и отпуска при 500 °C в течение 1 ч: а — светловольное изображение; б, в — соответствующая картина микродифракции и её расшифровка; з — темнопольное изображение в рефлексе (1) карбида M_3C

Т а б л и ц а 3. Табличные d_{table} (для фазы $(FeCr)_3C$) и экспериментальные d_{exp} значения межплоскостных расстояний d для пластинчатых выделений на рис. 3

№ рефлекса на рис. 3, в	Плоскость кристаллической решётки (hkl)	d_{table} , нм [11]	d_{exp} , нм
1	110	0,3381	0,338
2	121	0,2107	0,212
3	211	0,1976	0,202
4	031	0,1627	0,164

В соответствии с [10] в высокохромистых сталях в процессе отпусков в интервале температур от 300 до 800 °С могут выделяться карбиды различного стехиометрического состава: M_2C , M_3C , M_7C_3 и $M_{23}C_6$, где M — Fe и Cr. При этом стабильным является карбид $M_{23}C_6$, для образования которого необходимы относительно высокие (>650 °С) температуры либо длительное (десятки часов и более) время отпуска. Метастабильные карбиды M_2C , M_3C , M_7C_3 выделяются на начальных стадиях распада пересыщенных твёрдых растворов Fe—Cr—C. Как видно из изложенного, в стали ЭК-181 после часовых отпусков при $T = 500$ и 600 °С нами обнаружены лишь частицы M_3C .

После часовых отжигов при $T = 650$ °С основная доля углерода связана в относительно грубодисперсных (размером порядка 100 нм) частицах фазы $M_{23}C_6$. Карбиды цементитного типа в таком состоянии не наблюдаются. Объёмная доля частиц MX в процессе отжига при $T = 650$ °С по сравнению с закалённым состоянием увеличивается незначительно.

Повышение температуры отжига до 720 °С не меняет природы выделяющихся фаз, но приводит к значительному увеличению их объёмной доли. При этом карбиды $M_{23}C_6$ располагаются не только на границах зёрен, но и внутри мартенситных пластин и реек, часто со строчечным расположением внутри кристаллов мартенсита. Они представляют собой относительно крупные (~110 нм, рис. 4, а, б) неравноосные частицы, плотность и объёмная доля которых значительно выше по сравнению с состояниями после часовых отжигов при температуре 500, 600 и 650 °С [6, 7]. Следовательно, основная доля выделений $M_{23}C_6$ формируется в процессе отжига стали при температуре $T \geq 650$ °С.

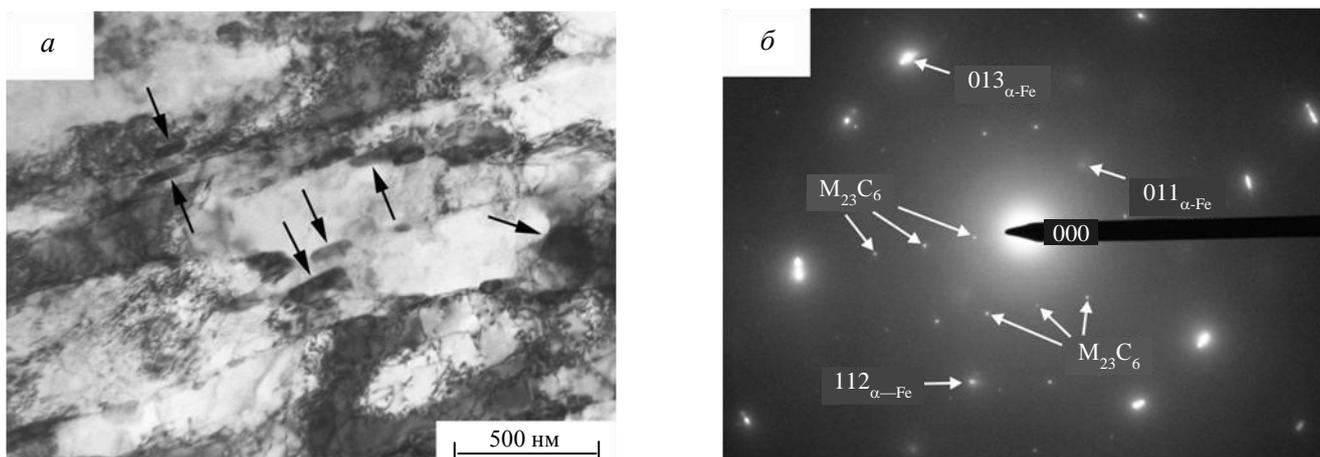


Рис. 4. Светлопольное электронно-микроскопическое изображение карбида $M_{23}C_6$ (а) и соответствующая картина микродифракции стали ЭК-181 (б) после отпуски при $T = 720$ °С

Важными особенностями гетерофазной структуры стали ЭК-181 после отжига при $T = 720$ °С являются также значительно более высокие по сравнению с состоянием после закалки и отжигов при более низких температурах плотность и объёмная доля наноразмерных (от 2 до 10 нм) частиц MX (см. рис. 5, б). На светлопольных электронно-микроскопических изображениях наличие указанных частиц проявляется в

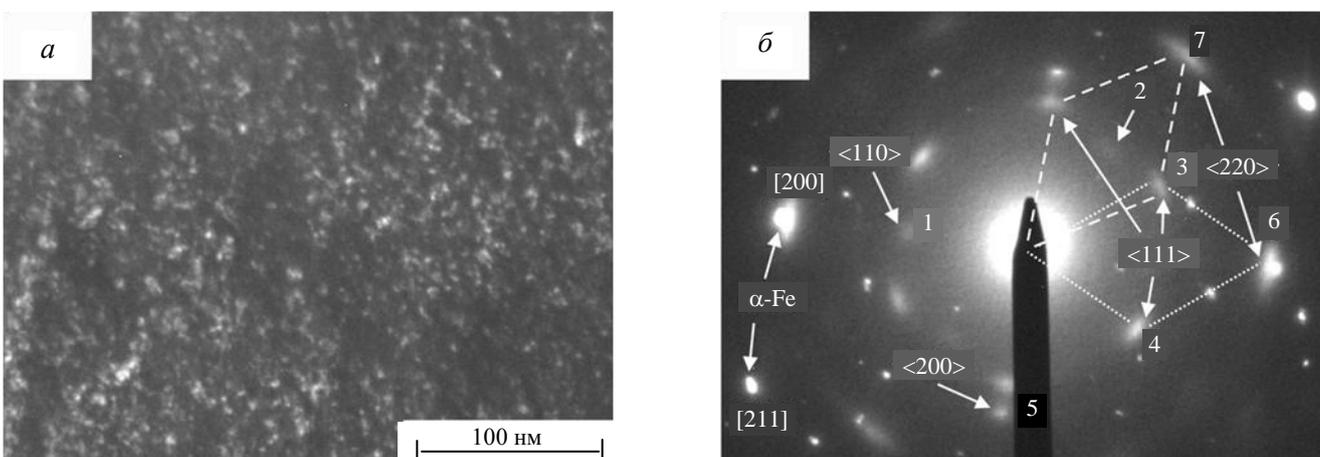


Рис. 5. Наночастицы второй фазы (а) и картина микродифракции после отпуски при $T = 720$ °С (б): темнопольное изображение в рефлексе $\langle 220 \rangle$ (6, 7); ось зоны матрицы $[0\bar{1}1]$; и - - - - фрагменты обратных решёток наночастиц, соответствующих двум осям зон типа $\langle 110 \rangle$

формировании слабого «крупчатого» контраста [7]. При этом хорошо различимые дифракционные максимумы (рефлексы) на электронограммах, позволяющие получить отчётливые темнопольные изображения частиц МХ, удаётся получить лишь в достаточно тонких участках фольги, один из которых представлен на рис. 5.

Электронографический анализ их кристаллической структуры (см. рис. 5, б, табл. 4) показал [7], что, во-первых, расстояния d между плоскостями кристаллической решётки, формирующими рефлексы № 5, 6 и 7 на рис. 5, б, совпадают с таковыми для плоскостей типа $\{200\}$ и $\{220\}$ карбидов и нитридов ванадия с ГЦК-решёткой. Поэтому, вероятнее всего, это фаза внедрения на основе карбонитрида ванадия. Во-вторых, межплоскостные расстояния $\{220\}$ (см. рефлексы № 6 и 7) различаются на $\sim 1,3$ — $1,4\%$, что свидетельствует о наличии тетрагональных искажений в кристаллической решётке наночастиц.

Т а б л и ц а 4. Экспериментальные d_{exp} (наночастицы размером менее 5 нм) и табличные d_{table} (частицы кубических фаз внедрения [12]) значения межплоскостных расстояний

№ рефлекса (рис. 5, б)	d_{exp} , нм		d_{table} , нм				
	d_{hkl} , нм	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	0,156	0,152	<220>
7	0,146	“-“	“-“	“-“	“-“	“-“	“-“

Идентификация рефлексов № 3 и 4 (см. рис. 5, б) проведена в предположении, что наночастицы имеют гранецентрированную решётку с тетрагональными искажениями. Тогда эти рефлексы совместно с рефлексами <220> (№ 6 и 7) формируют фрагменты обратных решёток (показаны на рис. 5, б пунктирными линиями разного типа), соответствующих осям зон типа <110>, и являются действующими отражениями от плоскостей $\{111\}$. Проведённый анализ указанных фрагментов показал, что для них характерны значительные (около 3,5%, табл. 4) различия расстояний между плоскостями $\{111\}$, свидетельствующие о наличии моноклинных искажений (изменений углов между гранями элементарной ячейки) кристаллической решётки наночастиц. Очень слабые рефлексы № 1 и 2 на рис. 5, б (в предлагаемом варианте интерпретации электронограммы) могут быть сверхструктурными рефлексами <110>, формирующимися в результате упорядочения фазы внедрения по углероду и (или) азоту.

Как видно из представленной на рис. 5, б электронограммы, наночастицы ориентированы относительно решётки матрицы в соответствии с типичным для частиц фаз внедрения в ОЦК-кристаллы ориентационным соотношением типа Бейна [11]. При этом одна из плоскостей $\{200\}$ ОЦК-решётки матрицы параллельна плоскости $\{200\}$ второй фазы, а две другие параллельны плоскостям $\{220\}$ второй фазы (см. рис. 5, б, рефлекс № 6). При параметре решётки матрицы $a = 0,2876$ нм и величине $d_{220} = 0,146$ — $0,148$ нм параметр несоответствия кристаллических решёток 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 $\{200\} \parallel \{200\}$) 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 решётки наночастиц $a \sim 0,414$ нм (d_{200} в табл. 4) их образование сопровождается полуторакратным (от 0,012 до 0,018 нм³) увеличением атомного объёма. Зарождение и рост таких частиц должны приводить к значительным локальным напряжениям и требуют большого количества вакансий [7].

Формирование обнаруженной в настоящей работе гетерофазной структуры с высокой плотностью наноразмерных частиц V(CN) открывает хорошие перспективы для повышения характеристик высокотемпературной прочности исследуемой стали. С одной стороны, это связано с значительными эффектами дисперсного упрочнения указанными частицами неметаллической фазы, с другой — с возможностью повышения термической стабильности закреплённых этими частицами элементов дефектной субструктуры.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С использованием методов дилатометрии, дифференциальной сканирующей калориметрии и просвечивающей электронной микроскопии определены критические точки фазовых $\alpha \rightarrow \gamma$ ($A_{c1} = 876$ °С, $A_{c3} = 909$ °С) и $\gamma \rightarrow \alpha$ ($M_n = 397$ °С, $M_k = 298$ °С)-превращений при нагреве и охлаждении ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в интервале температуры от 20 до 1100 °С. Выявлены природа и характерные температурные интервалы выделения неметаллических фаз M_3C , $M_{23}C_6$ и $V(CN)$ в процессе закалки и отпуска при $T = 500\text{—}720$ °С.

Показано, что характерной особенностью модификации гетерофазной структуры стали в процессе отжига в интервале температуры $T = 500\text{—}600$ °С является увеличение плотности выделений метастабильного карбида цементитного типа M_3C . Значительное повышение объёмной доли частиц стабильных фаз $M_{23}C_6$ и $V(CN)$ наблюдается при температуре $T = 650\text{—}720$ °С.

Важной особенностью микроструктуры стали после отпуска при $T = 720$ °С является высокая плотность наноразмерных (диаметром ≤ 10 нм) частиц карбонитрида ванадия $V(CN)$, имеющего ГЦК-решётку с тетрагональными и моноклинными искажениями. Предполагается, что их формирование является важным фактором повышения высокотемпературной прочности и термической стабильности микроструктуры стали.

Исследования выполнены в рамках государственного контракта № Н.4х.45.90.12.1089 от 07.06.2012 (договор № 3508/320-11), при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (соглашение № 14.132.21.1597) и гранта РФФИ № 12-03-00488-а. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

REFERENCES

1. Leont'eva-Smirnova M.V., Agafonov A.N., Ermolaev G.N., Ioltukhovskiy A.G., Mozhanov E.M., Revznikov L.I., Tsvelev V.V., Chernov V.M., Bulanov T.M., Golovanov V.N., Ostrovskiy Z.O., Shamardin V.K., Blokhin A.I., Ivanov M.B., Kozlov E.V., Kolobov Yu.R., Kardashev B.K. — Perspektivnye materialy (Perspective Materials), 2006, № 6, pp. 40—52 (in Russian).
2. Leont'eva-Smirnova M.V., Ioltukhovskiy A.G., Chernov V.M., Kolobov Yu.R., Kozlov E.V. — VANT. Ser. Materialovedenie i novye materialy (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Material Authority and New Materials), 2004, issue 2(63), pp. 142—155 (in Russian).
3. Klueh R.L., Nelson A.T. — J. of Nucl. Mater., 2007, № 371, pp. 37—52.
4. Klueh R.L. — J. of Nuclear Materials, 2008, № 378, pp. 159—166.
5. Yin Song Shen, Sung Ho Kim, Chang Hee Han, Hai Dong Cho, Woo Seog Ryu. — J. of Nucl. Mater., 2009, № 384, pp. 48—55.
6. Shevyako N.A., Astafurova E.G., Tyumentsev A.N., Leont'eva-Smirnova M.V., Chernov V.M. — Izvestiya vuzov. Fizika (Proceedings of Higher Schools. Physics), 2009, № 12/2, pp. 137—141 (in Russian).
7. Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leont'eva-Smirnova M.V., Astafurova E.G., Shevyako N.A., Litovchenko I.Yu. — Zhurnal tekhnicheskoy fiziki (J. of Technical Physics), 2012, vol. 82, issue 1, pp. 52—58 (in Russian).
8. Shevyako N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Leont'eva-Smirnova M.V., Chernov V.M., Andreev A.V. — Izvestiya vuzov. Fizika (Proceedings of higher Schools. Physics), 2013, vol. 56, № 5, pp. 51—54 (in Russian).
9. Zhuravlev L.G., Filatov V.I. Physical methods of metals and alloys investigations. — Chelyabinsk: Pub. House of SUrSU, 2004. 165 p. (in Russian).
10. Lanskaya K.A. High-chromium heat-resistant steels. — M.: Metallurgiya (Metallurgy), 1967. 216 p. (in Russian).
11. Andrews K., Dayson D., Kioun S. Electron-diffraction patterns and their interpretation. — M.: Mir (World), 1971. 256 p. (in Russian).
12. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. Radiographical and electron-optical analysis. — M.: Moscow Institute of Steel and Alloys, 1994. 328 p. (in Russian).

AUTHORS

Polekhina N.A. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia
Litovchenko I.Yu. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia; litovchenko@spti.tsu.ru
Tyumentsev A.N. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia
Astafurova E.G. Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634021, Russia
Chernov V.M. Public JSC "A.A. Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials", Rogova st 5a, 123060 Moscow, Russia; chernov@bochvar.ru.

Leont'eva-Smirnova M.V. Public JSC "A.A. Bochvar High-technology Research Institute of Inorganic Materials", Rogova st 5a, 123060 Moscow, Russia

Andreev A. National Research Tomsk State University, Tomsk, 36, Lenin Prospect, 634050, Russia; alexardas@mail.ru

Received 9 October 2013

Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2014, vol. 37, issue 1, pp. 34—40.