

# A study of retained austenite transformation during high-strength Cr-Ni-Mo-V steel tempering

A. I. Ziza<sup>1,†</sup>, M. S. Mikhailov<sup>1</sup>, V. V. Tsukanov<sup>1</sup>, D. I. Nikolaev<sup>2</sup>, T. A. Lychagina<sup>2</sup>

<sup>†</sup>aleksei.ziza@gmail.com

<sup>1</sup>NRC «Kurchatov institute» — CRISM «Prometey», 49 Shpalernaya st., St. Petersburg, 191015, Russia

<sup>2</sup>Joint institute for nuclear research, 6 Joliot-Curie st., Dubna, 141980, Russia

In this paper the amount of retained austenite after quenching and quenching and tempering (including double tempering) of products of small cross section (less than 25 mm) from structural high-strength medium-carbon 0.3C-Cr-3Ni-Mo-V steel is determined by X-ray phase analysis and neutron diffraction method. In the samples after quenching, the amount of retained austenite is ~3%, in the samples after quenching and tempering it is less than 0.5%. The character of the distribution of retained austenite and morphology of martensite after quenching as well as quenching and high tempering were studied by transmission electron microscopy. It is shown, that after quenching, the retained austenite is located between the martensite laths. The structure of the quenched steel is dominated by the martensite of the lath morphology, whose amount is 90–95%; another structural component is the self-tempered martensite, which amounts 5–10%. The transformation of retained austenite during steel high tempering was studied by high-speed dilatometer. It has been established, that retained austenite transforms into a mixture of carbides and  $\alpha$ -phase during heating for tempering in some cases and turning into secondary martensite upon cooling from tempering temperature in the other. It is shown that the double tempering has little effect on the amount of the retained austenite and on the level of dislocation density, contributing to a change in shape of carbides from lamellar to globular and diminishing their dimensions.

**Keywords:** retained austenite, double tempering, high-strength steel, secondary martensite.

УДК: 669.14.018.295:669.017.3

## Исследование превращений остаточного аустенита при отпуске высокопрочной стали Cr-Ni-Mo-V композиции

Зиза А. И.<sup>1,†</sup>, Михайлов М. С.<sup>1</sup>, Цуканов В. В.<sup>1</sup>, Николаев Д. И.<sup>2</sup>, Лычагина Т. А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НИИ «Курчатовский институт — ЦНИИ КМ «Прометей», ул. Шпалерная, 49, г. Санкт-Петербург, 191015, Россия

<sup>2</sup>Объединенный институт ядерных исследований, ул. Жолио-Кюри, 6, Дубна, 141980, Россия

В настоящей работе с помощью рентгеноструктурного фазового анализа и метода дифракции нейтронов определено количество остаточного аустенита после закалки, а также закалки и высокого отпуска (в том числе двукратного отпуска) изделий небольших сечений (до 25 мм) из конструкционной высокопрочной среднеуглеродистой стали Cr-Ni-Mo-V композиции марки 38ХНЗМФА. В образцах после закалки количество остаточного аустенита составляет ~3%, в образцах после закалки и высокого отпуска — менее 0,5%. Исследован характер распределения остаточного аустенита и морфология мартенсита после закалки стали, а также закалки и высокого отпуска с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что после закалки стали остаточный аустенит располагается между рейками мартенсита. В структуре закаленной стали преобладает мартенсит реечной морфологии, количество которого составляет 90–95%, другой структурной компонентой является мартенсит самоотпуска, количество которого составляет 5–10%. Проведено исследование превращения остаточного аустенита при высоком отпуске стали на высокоскоростном dilatометре. Установлено, что в ряде случаев остаточный аустенит превращается в смесь карбидов и  $\alpha$ -фазы при нагреве в процессе отпуска, тогда как в других образцах из той же заготовки превращение остаточного аустенита происходит во вторичный мартенсит в процессе охлаждения с температуры выдержки при отпуске. Показано, что повторный отпуск слабо влияет на количество остаточного аустенита и на уровень плотности дислокаций, способствуя изменению формы карбидов с пластинчатой на глобулярную и уменьшению их размеров.

**Ключевые слова:** остаточный аустенит, двукратный отпуск, высокопрочная сталь, вторичный мартенсит.

## 1. Введение

Технический прогресс неуклонно требует улучшения качества и эксплуатационных свойств современной техники. Решение этой проблемы заключается в создании эффективных технологических процессов, обеспечивающих надежность и долговечность ответственных деталей.

Требуемый уровень свойств легированной конструкционной стали достигается путем проведения закалки и отпуска. Такая обработка обеспечивает во многих случаях оптимальный комплекс механических свойств. При этом уровень свойств определяется структурой, размером зерен, характером распределения и типом карбидной фазы. Для высокопрочных сталей оптимальной структурой является отпущенный мартенсит для деталей малых сечений и смесь отпущенного мартенсита и нижнего бейнита в деталях больших сечений [1].

Характер и кинетика превращений при термической обработке стали зависят от композиции легирования. В среднеуглеродистых сталях Cr-Ni-Mo-V композиции при содержании элементов, расширяющих  $\gamma$ -область — углерода от 0,3% и никеля от 3%, — либо наблюдается подавление  $A \rightarrow F + P$  превращения, либо для достижения  $A \rightarrow F + P$  превращения необходима выдержка в течение десятков часов [1, 2]. С одной стороны это упрощает получение при закалке мартенситной или бейнитно-мартенситной структуры, с другой — в сталях данного типа часть аустенита не претерпевает превращения, располагаясь после закалки между рейками и пакетами мартенсита [3, 4]. Установлено [5], что продукты превращения остаточного аустенита при отпуске крайне негативно влияют на ударную вязкость стали и эксплуатационные свойства изделий.

Одним из резервов повышения запаса вязкости в таком случае является корректировка режимов отпуска стали, в том числе применение двукратного отпуска. Выбор режимов отпуска должен базироваться на четких представлениях о природе процессов, происходящих при нагреве стали после закалки. В связи с этим исследование превращений при отпуске сталей является одной из актуальных задач металловедения.

Настоящая работа посвящена исследованию превращений остаточного аустенита при термообработке изделий небольших сечений (до 25 мм) из стали типа

38ХНЗМФА с целью выбора оптимального режима окончательной термообработки, обеспечивающей повышение эксплуатационных характеристик при требуемом уровне прочности.

## 2. Методика

Исследование проводили на образцах, из широко применяемой высокопрочной среднеуглеродистой стали марки 38ХНЗМФА (ГОСТ 4543-2016).

Заготовку с толщиной стенки 20 мм после предварительной термообработки в виде отжига при  $920 \pm 10^\circ\text{C}$  с последующим высоким отпуском при  $650 \pm 10^\circ\text{C}$  разрезали на четыре части. Три из них подвергли термообработке по режимам, представленным в Табл. 1. Оставшуюся часть заготовки использовали для изготовления дилатометрических образцов и образцов для высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии.

В Табл. 1 представлены режимы термообработки, после которых проводили исследования образцов методами ПЭМ и нейтронной дифракции. При исследовании на дилатометре и высокотемпературном рентгеновском дифрактометре режимы моделировали в соответствии с Табл. 1.

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили с помощью многофункционального рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV, снабженного комплексом управляющих программ и обрабатывающим комплексом PDXL (X-ray Powder Diffraction Software).

Содержание остаточного аустенита определяли методом дифракции нейтронов с помощью текстурного дифрактометра SKAT [6], расположенного на канале импульсного реактора ИБР-2 (ОИЯИ, г. Дубна).

Для проведения дилатометрических исследований с целью определения эффекта объемных изменений на различных этапах термообработки был использован высокоскоростной деформационный дилатометр «Dil-805A/D».

Изучение тонкой структуры производилось на просвечивающем электронном микроскопе Tescan G<sup>2</sup> 30 S-TWIN фирмы «FEI» при ускоряющем напряжении 200 кВ. Плотность дислокаций определяли по методу секущих, идентификация фаз — методом одиночных рефлексов, определение элементного состава — EDX (энергодисперсионный рентгеновский микроанализ) [7].

**Табл. 1.** Режимы термообработки исследуемых образцов.

**Table 1.** Heat treatment regimes of test samples.

№	Режим ТО Heat treatment	Нагрев, охл. среда Heat, cooling media	Модельные режимы Modeling mode
1	Закалка Quenching	$880 \pm 10^\circ\text{C}$ , масло/oil	$880^\circ\text{C}$ , 20 min.
2	Закалка + отпуск Quenching + tempering	$880 \pm 10^\circ\text{C}$ , масло/oil $590 \pm 10^\circ\text{C}$ , вода/water	$880^\circ\text{C}$ , 20 min. $590^\circ\text{C}$ , 4 h.
3	Закалка + двукратный отпуск Quenching + double tempering	$880 \pm 10^\circ\text{C}$ , масло/oil $590 \pm 10^\circ\text{C}$ , вода/water $590 \pm 10^\circ\text{C}$ , вода/water	$880^\circ\text{C}$ , 20 min $590^\circ\text{C}$ , 3 – 4 h. $590^\circ\text{C}$ , 3 – 4 h.

### 3. Определение количества остаточного аустенита в исследуемых сталях

В результате определения количества остаточного аустенита методом дифракции нейтронов обнаружено, что после закалки (режим 1) его содержание составляет 3,1%, после закалки и однократного отпуска (режим 2) оно снижается до 0,4%. Двукратный отпуск (режим 3) не приводит к существенному снижению доли остаточного аустенита, которое остаётся на уровне 0,4%.

Таким образом, большая часть остаточного аустенита, оставшегося после закалки, претерпевает превращение во время отпуска. При повторном отпуске превращения остаточного аустенита не происходит, что может быть связано с его стабилизацией за счет перераспределения углерода в процессе многократно повторяющихся циклов полиморфного превращения [4].

Для определения момента превращения остаточного аустенита был проведен высокотемпературный рентгеноструктурный фазовый анализ образцов. Данный метод обладает минимальной чувствительностью 2%, т.е. установить с помощью него точное содержание остаточного аустенита в металле образца после отпуска не представляется возможным, однако по результатам можно судить о тенденции в кинетике распада остаточного аустенита. Количество остаточного аустенита определяли при обработке образцов по режиму № 2 (Табл. 1): в конце выдержки при аустенитизации (точка 1), после закалки (точка 2), в конце выдержки при температуре отпуска (точка 3) и после охлаждения с температуры отпуска (точка 4). По результатам исследования (Табл. 2) видно, что количество остаточного аустенита после закалки (точка 2) и после окончания выдержки (точка 3) одинаково, следовательно, его распад происходит при охлаждении с температуры отпуска. Исследование металла после двукратного отпуска не проводили по причине низкой чувствительности метода к малому содержанию фазы.

Полученные данные подтверждают результаты исследования методом нейтронной дифракции: во время отпуска остаточный аустенит претерпевает  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращение. Величины 0%, полученные при проведении рентгеноструктурного фазового анализа, с учетом чувствительности метода и погрешности эксперимента хоть и не дают возможности оценить количество остаточного аустенита после отпуска, но подтверждают установленную закономерность превращения остаточного аустенита в процессе охлаждения с температуры отпуска.

### 4. Дилатометрические исследования превращений остаточного аустенита при отпуске стали

Известно, что области остаточного аустенита, могут превратиться в феррито-карбидную смесь, в бейнит или мартенсит в зависимости от химического состава стали и скорости охлаждения [8].

Для исследования кинетики и установления температурного интервала распада остаточного аустенита были проведены дилатометрические исследования (моделирование режима № 3 Табл. 1). Причем исследования были проведены как на образцах, вырезанных из одной заготовки, так и на образцах различного в пределах марочного состава.

В ряде случаев превращение остаточного аустенита наблюдается при температурах 325–425°C в процессе отпускного нагрева (Рис. 1а). При охлаждении этих образцов после отпуска превращений не наблюдается.

В других случаях наблюдается отклонение зависимости изменения длины от температуры от прямой в интервале 250–300°C при охлаждении после первого отпуска (Рис. 1б). При нагреве до температуры отпуска превращений не наблюдается.

Наличие перегиба на графике зависимости изменения длины образца от температуры при 250–300°C (Рис. 1б) при охлаждении соответствует мартенситному превращению в стали данного типа [9]. Превращение при нагреве до температуры отпуска, по всей видимости, соответствуют распаду остаточного аустенита на феррито-карбидную смесь. Об этом также дополнительно свидетельствуют наличие экстремумов на графике зависимости скорости превращения от температуры (Рис. 1а) [10].

Полученные результаты свидетельствуют о протекании превращения остаточного аустенита как в смесь карбидов и  $\alpha$ -фазы, так и во вторичный мартенсит. Это, по-видимому, связано с ликвацией химического состава в пределах заготовки и образцов, в основном — углерода, и с различным уровнем легирования остаточного аустенита.

В работе [11] приведена возможность определить характер превращения остаточного аустенита при отпуске стали с помощью расчета параметра  $E_{кар}$ , учитывающего наличие карбидообразующих элементов, напрямую влияющего на характер превращения аустенита. Согласно этой работе  $E_{кар}$  исследуемой стали находится в интервале 3–7. При таком значении  $E_{кар}$

**Табл.2.** Содержание аустенита в образцах после различных вариантов термообработки, определенное методом рентгеноструктурного фазового анализа.

**Table 2.** The amount of austenite in the samples after different heat treatment, determined by X-ray phase analysis.

Точка Point	$\gamma$ -фаза, % отпуск (4 ч.) $\gamma$ -phase, % tempering (4 h.)	$\gamma$ -фаза, % (отпуск 15 мин) $\gamma$ -phase, % (tempering 15 min)
1	100	100
2	3	3
3	3	3
4	0	0

превращение остаточного аустенита частично происходит при нагреве, частично при охлаждении с температуры отпуска. В первом случае на дилатограммах наблюдаются отклонения идентичные Рис. 1а, во втором — Рис. 1б.

## 5. Исследование тонкой структуры

С целью идентификации продуктов превращения остаточного аустенита, было проведено исследование тонкой структуры образцов.

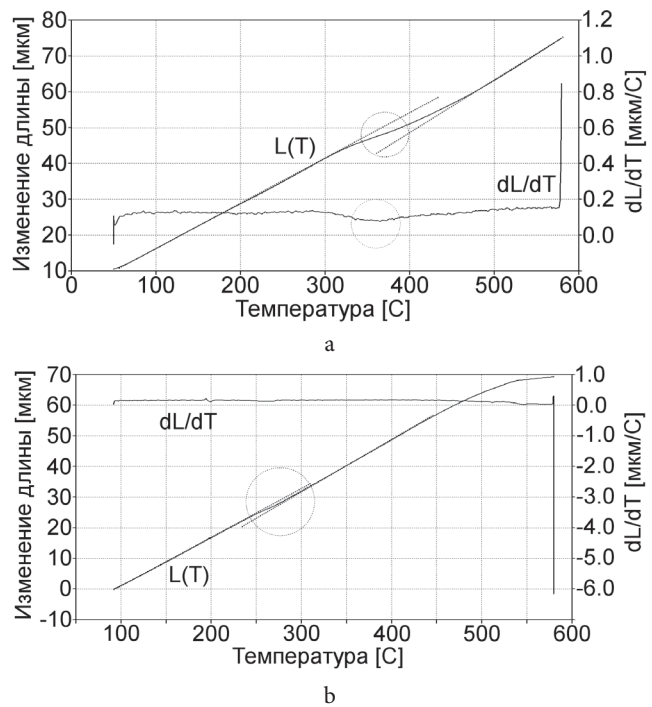
Структура закаленной стали (режим №1) состоит преимущественно из реечного мартенсита, содержание которого составляет 90–95% (Рис. 2а). Ширина мартенситных реек 0,10–0,15 мкм. Плотность дислокаций в закаленном состоянии около  $6,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . По границам реек в мартенсите обнаружены прослойки остаточного аустенита толщиной 20–40 нм (Рис. 2б). В структуре реечного мартенсита стали 38ХНЗМФА после закалки обнаружены два типа частиц: размером около 30 нм (Рис. 3а) и более крупные, размером около 100 нм (Рис. 3б). По данным кристаллографического анализа методом одиночных рефлексов частицы размером около 100 нм (Рис. 3б) являются карбидами типа  $\text{M}_6\text{C}$ . Локальный элементный рентгеновский микроанализ выявил содержание хрома в этих частицах на уровне 25% ат. (содержание хрома в матрице — около 0,62% ат.). Частицы размером около 30 нм (Рис. 3а) содержат 4–7% ат. ванадия и около 1–2% ат. молибдена в своём составе и предположительно являются карбидами типа  $\text{MC}$ .

Другой компонентой структуры, объёмная доля которой составляет 5–10%, является мартенсит самоотпуска (Рис. 2с). Он представляет собой пластины  $\alpha$ -фазы шириной 1,0–2,5 мкм, плотность дислокаций в которых  $4,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Внутри пластин в процессе охлаждения, когда температура ещё достаточно высока, в трёх равнозначных кристаллографических направлениях формируются карбиды самоотпуска (Рис. 2д) [10,12,13]. Размер карбидов самоотпуска около 63 нм, их объёмная плотность  $2,3 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ .

После однократного отпуска (режим №2) на месте прослоек остаточного аустенита по границам реек в реечном мартенсите происходит формирование вытянутых продолговатых частиц цементита ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) и  $\alpha$ -фазы (Рис. 4а). Размер частиц варьируется в диапазоне от 50 до 400 нм при среднем размере 160 нм. При однократном отпуске плотность дислокаций внутри реек уменьшается с  $6,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  до  $3,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Карбиды хрома и ванадия, обнаруженные в закаленном состоянии, сохраняются и после отпуска (Рис. 5а,б). Размер этих карбидов существенно не изменяется.

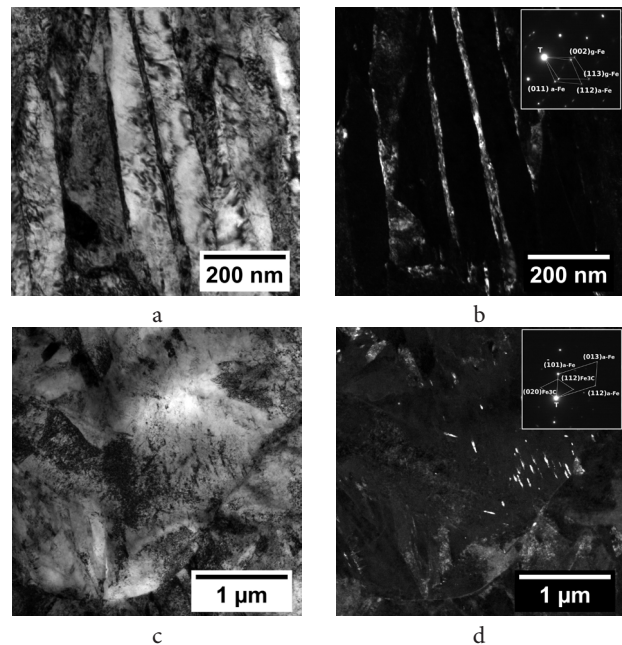
В мартенсите самоотпуска после однократного отпуска происходит уменьшение плотности дислокаций с  $4,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  до  $2,5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Размер карбидов самоотпуска при этом увеличивается с 63 до 119 нм, а объёмная плотность уменьшается с  $2,3 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$  до  $1,1 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ .

Двукратный отпуск (режим №3) не приводит к значительному падению плотности дислокаций в структуре, она остаётся на уровне  $3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в реечном



**Рис. 1.** Фрагменты дилатограммы, соответствующие: нагрев до температуры отпуска (превращение в диапазоне 325–425°C) (а); охлаждение с температуры отпуска (превращение в диапазоне 250–300°C) (б).

**Fig. 1.** Dilatometric curves corresponding: heating to tempering temperature (transformation in the range of 325–425°C) (a); cooling from tempering temperature (transformation in the range of 250–300°C) (b).



**Рис. 2.** Тонкая структура стали 38ХНЗМФА после закалки: реечный мартенсит (а); темнопольное изображение прослоек остаточного аустенита в рефлексе (113) $\gamma$  (б); мартенсит самоотпуска (с); темнопольное изображение карбидов самоотпуска в рефлексе (211) $\text{Fe}_3\text{C}$  (д).

**Fig. 2.** TEM fine structure 0,3C-Cr-3Ni-Mo-V steel after quenching: lath martensite (a); dark field image of retained austenite in reflex (113) $\gamma$  (b); self-tempered martensite (c); dark field image of carbides in reflex (211) $\text{Fe}_3\text{C}$  (d).



мартенсите и  $2,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  в мартенсите самоотпуска. Однако карбиды цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  по границам в реечном мартенсите приобретают более округлую нежели вытянутую форму (Рис. 4b), при этом уменьшаясь в размерах: диапазон находится в пределах от 25 до 210 нм при среднем размере 60 нм. Частицы типа  $(\text{Fe,Cr})_6\text{C}$  и карбиды ванадия внутри реек встречаются довольно редко, тогда как частицы цементита приобрели в результате отпуска сходные с ними размеры и форму. Внутри реек обнаружены мелкодисперсные карбиды предположительно типа  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Средний размер их около 5 нм, а объёмная плотность намного выше, чем у карбидов самоотпуска и составляет  $2,1 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ . Наблюдаемое изменение формы и размеров карбидов, а также практически не изменившаяся после двукратного отпуска плотность дислокаций, отпуск ранее образовавшегося вторичного мартенсита и сопутствующее снижение внутренних напряжений объясняют повышение вязкости и работы развития трещины при обеспечении высокого уровня прочностных характеристик стали [14].

После повторного отпуска в структуре мартенсита самоотпуска происходит уменьшение длины карбидов самоотпуска с 119 до 100 нм при сохранении объёмной плотности частиц на уровне  $1,3 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ .

## 6. Заключение

Установлено, что после закалки стали типа 38ХНЗМФА структура представляет собой смесь мартенсита (~97%) и остаточного аустенита (~3%).

При исследовании морфологии мартенсита выявлено, что в структуре преобладает реечный мартенсит (90–95%), количество мартенсита самоотпуска невелико (5–10%). При этом по границам реечного мартенсита находятся прослойки остаточного аустенита.

Показано, что при охлаждении с температуры отпуска происходит практически полное превращение остаточного аустенита.

Превращения остаточного аустенита в ряде случаев проходят при нагреве до температуры отпуска, в ряде случаев — при охлаждении после первого отпуска. Подобный разброс можно объяснить ликвацией химического состава в пределах заготовки, а также с различным уровнем легирования остаточного аустенита.

Повторный отпуск слабо влияет на количество остаточного аустенита. При этом уровень плотности дислокаций практически не изменяется, происходит уменьшение размеров карбидов, а также изменяется их форма с пластинчатой на глобулярную, что в конечном итоге положительно сказывается на увеличении ударной вязкости и сопротивляемости разрушению.

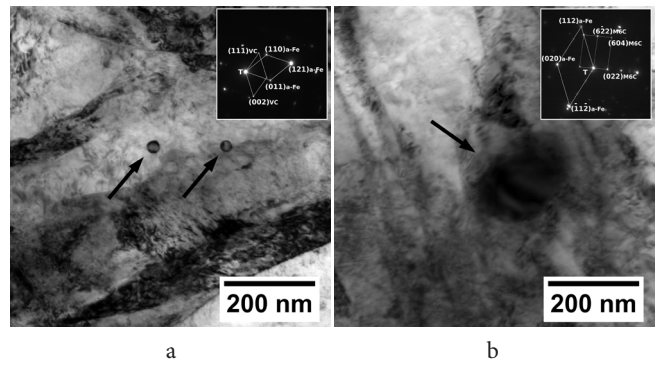


Рис. 3. Карбидные частицы в структуре стали 38ХНЗМФА после закалки: карбиды ванадия (а); карбиды хрома типа  $\text{M}_6\text{C}$  (b).

Fig. 3. Carbides in 0,3C-Cr-3Ni-Mo-V steel after quenching: vanadium carbides (a); chromium  $\text{M}_6\text{C}$  carbides (b).

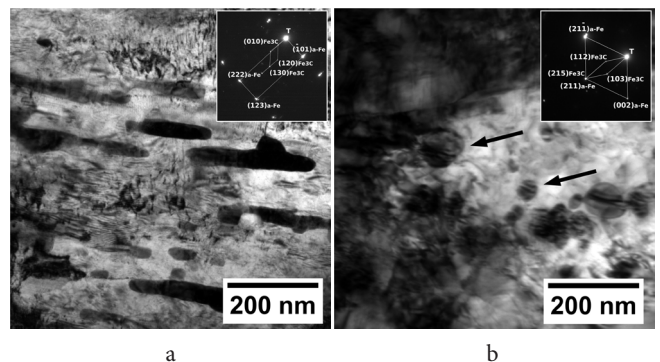


Рис. 4. Карбидные частицы  $\text{Fe}_3\text{C}$  по границам реек мартенсита в стали 38ХНЗМФА после отпуска: после однократного отпуска (а); после двукратного отпуска (b).

Fig. 4.  $\text{Fe}_3\text{C}$  carbides at the martensite laths boundaries in 0,3C-Cr-3Ni-Mo-V steel after tempering: 1st tempering (a); 2nd tempering (b).

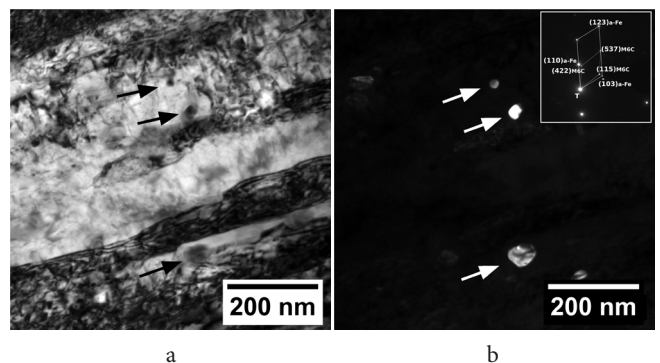


Рис. 5. Частицы карбидов хрома и ванадия в структуре реечного мартенсита в стали 38ХНЗМФА после однократного отпуска: светлопольное изображение структуры (а); темнопольное изображение карбидов (b).

Fig. 5. Chromium and vanadium carbides in lath martensite in 0,3C-Cr-3Ni-Mo-V steel after 1st tempering: TEM fine structure (a); dark field image of carbides (b).

*Благодарность/Aknowledgements. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки в рамках соглашения № 14.595.21.0004./Experimental research was carried out on the equipment of the Center of the common facilities "Composition, structure and properties of structural and functional materials" SRC "Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey" with the financial support of the state represented by the Ministry of Education and Science under the agreement No. 14.595.21.0004, unique No. RFMEFI59517X0004.*

### Литература/References

1. V.V. Tsukanov. Modern steel and technologies in power engineering. Saint-Peterburg, Professional (2014) 464 p. (in Russian) [В.В. Цуканов. Современные стали и технологии в энергомашиностроении. Санкт-Петербург, Профессинал (2014) 464 с.]
2. V.D. Sadovskii. Structural inheritance in steel. Moscow, Metallurgiya (1973) 215 p. (in Russian) [В.Д. Садовский. Структурная наследственность в стали. Москва, Металлургия (1973) 215 с.]
3. I.I. Novikov. Theory of heat treatment of metals. Moscow, Metallurgiya (1978) 392 p. (in Russian) [И.И. Новиков. Теория термической обработки металлов. Москва, Металлургия (1978) 392 с.]
4. V.A. Lobodyuk, E.I. Estrin. Martensitic transformations. Moscow, Fizmatlit (2009) 352 p. (in Russian) [В.А. Лободюк, Э.И. Эстрин Мартенситные превращения. Москва, Физматлит (2009) 352 с.]
5. A.U. Kaletin. The influence of retained austenite on structure and properties of structural steels after high tempering: Abstract of Doctoral thesis. Chelyabinsk (1985) 19 p. (in Russian) [А.Ю. Калетин. Влияние остаточного аустенита на структуру и свойства конструкционных сталей после высокого отпуска: Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Челябинск (1985) 19 с.]
6. T. Lychagina, A. Zisman, E. Yashina, D. Nikolaev. Advanced Engineering Materials. 1700559, (2017). DOI: 10.1002/adem.201700559
7. V.V. Rybin, A.S. Rubtsov, E.V. Nesterova. Zavodskaya laboratoria. 5, 21 (1982). (in Russian) [В.В. Рыбин, А.С. Рубцов, Е.В. Нестерова. Заводская лаборатория. 5, 21 (1982).]
8. T.G. Semicheva, E.I. Khlusova, L.G. Sherokhina. Problems of Materials Science. 2(42), 69 (2005). (in Russian) [Т.Г. Семичева, Е.И. Хлусова, Л.Г. Шерокина. Вопросы материаловедения. 2(42), 69 (2005).]
9. A.A. Popov, L.E. Popova. Isotermic and thermokinetic diagrams of ausenite. Moscow, Metallurgiya (1965) 496 p. (in Russian) [А.А. Попов, Л.Е. Попова. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Москва, Металлургия (1965) 496 с.]
10. H.K. D. N. Bhadeshia. Bainite in steels. Transformations, Microstructure and Properties, 2<sup>nd</sup> ed. London, IOM Communications (2001) 454 p.
11. I.V. Tihonova, E.M. Grinderg, E.V. Markova. Izvestija TulGU. Technical science. 1, 111 (2012). (in Russian) [И.В. Тихонова, Е.М. Гринберг, Е.В. Маркова. Известия ТулГУ. Технические науки. 1, 111 (2012).]
12. C. Gupta, G.K. Dey, J.K. Chakravartty et al. Scripta Materialia. 53, 559 (2005).
13. J.C. Hell, M. Dehmas, S. Allain, J.M. Prado, A. Hazotte. ISIJ International. 51(10), 1724 (2011).
14. V.V. Tsukanov, A.I. Ziza. Problems of Materials Sience. 3(83), 7 (2015). (in Russian) [В.В. Цуканов, А.И. Зиза. Вопросы материаловедения. 3(83), 7 (2015).]