

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ С НЕСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

**Беломытцев М.Ю.**, д.т.н., профессор кафедры металловедения

и физики прочности (myubelom@yandex.ru)

**Козлов Д.А.**, к.т.н., ведущий инженер-электроник кафедры металловедения

и физики прочности (dmit-kozlov@yandex.ru)

**Кузько Е.И.**, к.ф.-м.н., старший преподаватель кафедры металловедения

и физики прочности (joms@mfp.misis.ru)

**Моляров А.В.**, аспирант кафедры металловедения и физики прочности (anwil\_875@mail.ru)

**Носиров Т.Н.**, магистрант кафедры металловедения и физики прочности (tolik\_9393@mail.ru)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

**Аннотация.** Исследованы структура и механические свойства стали 35X12Г3МВФДР. Показано, что в состоянии после нормализации, либо заковки в стали присутствует до 35 % (об.) аустенита и по этому признаку она относится к мартенситно-аустенитному классу. При термических воздействиях (отпуск, длительные температурные выдержки или изотермическая закалка) аустенит превращается в мартенсит за время, не превышающее 2 ч. Мартенсит стали 35X12Г3МВФДР обладает большой термической устойчивостью: первые признаки его превращения в сорбитообразную структуру наблюдаются после 25 ч при изотермической закалке при 640 °С, а полный его распад происходит после 50 ч. Распад мартенсита сопровождается снижением характеристик жаропрочности и твердости. Старение закаленной и отпущенной стали 35X12Г3МВФДР при температурах 670 – 720 °С приводит к снижению твердости с 61 – 65 HRA до 55 – 60 HRA за время 1600 – 3200 ч, предела текучести при 20 °С с 1350 МПа до 750 – 850 МПа, а при 720 °С с 310 МПа до 160 – 230 МПа за первые 600 ч выдержки, после чего снижение механических характеристик прекращается. Состояние мартенситной структуры стали 35X12Г3МВФДР определяет ее сопротивление ползучести при 700 °С. Так, сохранение мартенсита в структуре стали при малых временах изотермической заковки (до 24 ч при 640 °С) не снижает предел ползучести  $\sigma_{0,1}^{700\text{ }^{\circ}\text{C}} \text{ \%}/\text{ч}$  в сравнении с состоянием после простой заковки с последующим высоким отпуском и имеет значения  $86,2 \pm 9,4$  МПа и  $89,3 \pm 8,8$  МПа соответственно. В то же время распад мартенситной структуры в результате длительного старения (1600 ч при 670 °С) приводит к снижению данной характеристики до  $63,9 \pm 7,1$  МПа. В отличие от мартенсита, аустенит в исследуемой стали 35X12Г3МВФДР термически нестабилен и претерпевает превращение в мартенсит уже после 1 – 2 ч в зависимости от температуры нагрева.

**Ключевые слова:** мартенситно-аустенитные стали, мартенсит, аустенит, изотермическая диаграмма распада аустенита, жаропрочность, предел текучести, твердость по Роквеллу, ползучесть.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-5-374-379

На данный момент времени наиболее перспективными конструкционными материалами, предназначенными для атомной энергетики, являются высоколегированные нержавеющие стали с содержанием хрома на уровне 12 – 13 %, характеризующиеся высокими эксплуатационными свойствами, в первую очередь по жаропрочности [1, 2]. При этом варьирование химического состава даже в незначительных пределах оказывает решающую роль на структурно-фазовое состояние данных сталей. Так, некоторые 12 %-ные хромистые стали могут иметь в своем составе повышенное содержание (до 0,4 %) такого карбидообразующего элемента, как углерод, который, являясь  $\gamma$ -стабилизатором, и таким образом инициируя получение мартенситной структуры, может способствовать сохранению аустенита в стали при ее заковке [3, 4]. В результате такого легирова-

ния сталь приобретает соответствующий структурный класс [5] и, как результат, определенные механические свойства [6, 7]. Критическим фактором, определяющим возможное применение сталей данного типа, является их термическая стабильность, под которой понимается способность сохранять структуру и механические свойства неизменными при длительном температурном воздействии.

В настоящей работе представлены результаты исследования структурно-фазовых превращений, происходящих в 12 %-ной хромистой экспериментальной стали 35X12Г3МВФДР с содержанием углерода выше 0,3 % при различных вариантах термической обработки, и изменение при этом характеристик ее жаропрочности.

Исследуемая сталь 35X12Г3МВФДР, полученная путем выплавки в индукционной вакуумной печи в

виде слитка массой 3 кг, имела следующий состав по легирующим элементам, % (по массе): 0,35 С; 12 Сr; 3,2 Мn; 0,7 Мо; 1,1 W; 0,3 V; 0,15 Cu; 0,006 В. Химический состав стали был разработан с помощью метода компьютерного моделирования на основе искусственных нейронных сетей [8] с учетом основополагающих принципов повышения жаропрочности 12 %-ных хромистых сталей [9, 10].

После выплавки слитков с предварительно отрезанной верхней частью (прибылью) подвергался ковке в несколько заходов с нагревом на 1150 °С до получения прутка квадратного сечения 16×16 мм. От торцевой части выкованного прутка отрезались пластины толщиной 6 – 8 мм, из каждой пластины получали четыре призматических образца. Данный тип образцов являлся основным для проведения всех опытов, связанных с термической обработкой, а также для исследования микроструктуры путем травления в реактиве Виллеля (5 см<sup>3</sup> HCl + 2 г пикриновой кислоты + 100 см<sup>3</sup> метилового спирта), измерения твердости по шкале Роквелла HRA и микротвердости при нагрузке 0,5 кгс, определения содержания ферромагнитной фазы магнитометрическим методом [11] и анализа фазового состава рентгенографическим способом [12]. Для проведения механических испытаний на сжатие из полученных призматических образцов прямоугольного сечения изготавливали цилиндрические микрообразцы диаметром и высотой 6 мм. При этом ось сжатия образца всегда располагали вдоль оси прутка.

Механические испытания по схеме сжатия проводили двух видов: для определения предела текучести при температурах 20 °С и 720 °С и для определения сопротивления кратковременной ползучести при 700 °С на базе до 11 ч и напряжениях не выше 0,85 от предела текучести. Контроль температуры осуществлялся в процессе всего опыта непосредственно на образце в двух точках, расположенных по плоскостям его касания с нижним и верхним пуансонами. Колебание температуры по длине образца не превышало 4 °С.

Исследование структуры прутка стали 35X12Г3МВФДР (режим его остывания послековки соответствовал операции нормализации) и структуры образцов после закалки показало наличие двух фазовых составляющих, характеризующихся различной микротвердостью. С помощью рентгенографического анализа было установлено, что в структуре содержится аустенит в количестве до 35 % (об.) и фаза с ОЦК решеткой. Магнитометрический анализ зафиксировал отсутствие в структуре высокотемпературного δ-феррита и наличие мартенсита. Полученные результаты позволили установить, что сталь 35X12Г3МВФДР в исследуемом состоянии содержит только аустенит и мартенсит и, как следствие, принадлежит к мартенситно-аустенитному структурному классу, используя классификацию по Обергофферу.

Структурный класс исследуемой стали также был проверен с помощью диаграммы Шеффлера [13], в ко-

торой влияние каждого легирующего элемента приводится к влиянию хрома и никеля с соответствующим коэффициентом пропорциональности. Эквивалентное содержание хрома и никеля с учетом дополнительных легирующих элементов рассчитывалось по следующим формулам:

$$\begin{aligned} \text{Ni}_{\text{экв}} \% (\text{по массе}) = & 0,75(\% \text{ Ni}) + 0,75(\% \text{ Co}) + \\ & + 0,38(\% \text{ Mn}) + 0,23(\% \text{ Cu}) + 22,5(\% \text{ C}) + \\ & + 18,78(\% \text{ N}) - 0,593; \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} \text{Cr}_{\text{экв}} \% (\text{по массе}) = & 0,75(\% \text{ Cr}) + 1,5(\% \text{ Si}) + \\ & + 1,13(\% \text{ Mo}) + 3,75(\% \text{ V}) + 1,31(\% \text{ Nb}) + \\ & + 0,56(\% \text{ W}) + 1,88(\% \text{ Ti}) + 4,13(\% \text{ Al}) + \\ & + 0,38(\% \text{ Ta}) + 1,5(\% \text{ Y}) + 1,5(\% \text{ Ce}) + \\ & + 0,75(\% \text{ Zr}) + 1,157. \end{aligned} \quad (2)$$

В результате исследования структурного состояния стали 35X12Г3МВФДР методом расчета с помощью диаграммы Шеффлера было обнаружено, что ее состав находится вблизи границы, разделяющей две структурные области: «аустенит + мартенсит» и «мартенсит», что может определять низкую стабильность аустенита в данной стали [14].

Термическая стабильность структуры исследуемой стали была проанализирована с помощью применения трех видов термической обработки:

- закалки и последующего высокого отпуска;
- длительных термических выдержек до 3000 ч при температурах 680 – 720 °С (по терминологии авторов [15] – длительное старение);
- изотермических закалок с построением диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита [16].

Все режимы термической обработки проводили в защитной атмосфере (аргоне) в герметично замкнутой кварцевой колбе. Полученные результаты опытов по термическому воздействию показали, что аустенит стали 35X12Г3МВФДР при отпуске и старении испытывает превращение в мартенсит при малых временах выдержки (до 1 ч) и в сорбит отпуска при увеличении времени старения сверх 50 ч (в интервале 680 – 720 °С).

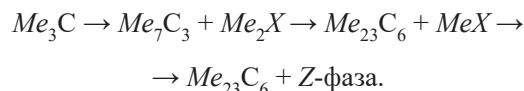
Для построения диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита стали 35X12Г3МВФДР образцы нагревали в высокотемпературной печи в атмосфере аргона до температуры 1100 °С, которая была заведомо выше температуры  $A_{c3}$  [17, 18], выдерживали 20 – 30 мин, а затем быстро в течение 6 – 8 с переносили вместе с кварцевой колбой, в которой они нагревались, в другую печь с температурой 600 – 800 °С. Время выдержки во второй печи варьировалось от 15 мин до 350 ч. По данным этих опытов, полное превращение

аустенита в мартенсит в стали 35Х12Г3МВФДР при температуре минимальной устойчивости аустенита, равной 640 °С, происходит за 60 мин, что контролировалось после остывания образца измерением твердости и рентгенофазовым анализом.

На рис. 1 представлена построенная диаграмма изотермического распада аустенита для стали 35Х12Г3МВФДР с обозначенными областями существования структурно-фазовых составляющих. Левая кривая в области выдержек менее 1 ч описывает процесс превращения остаточного аустенита в мартенсит. Крайняя правая кривая соответствует условиям опытов, при которых происходит полное превращение мартенсита в ферритно-карбидную смесь с отчетливой зеренной структурой. Средняя кривая характеризует начальный этап распада мартенсита (по оценкам авторов, не менее, чем на 10 %).

Постепенно с увеличением времени выдержки при повышенных температурах начинают протекать структурные изменения, связанные с образованием вторичных фаз в виде мелкодисперсных упрочняющих частиц с различным стехиометрическим составом. Большинство из этих частиц метастабильны и служат основой для возникновения более стабильных фаз. Основными вторичными фазами, обладающими стабильностью и, как следствие, наиболее часто встречающимися в сталях с 12 % Cr, являются карбиды  $Me_{23}C_6$  переменного состава (Cr, Fe, Mo, W, V) $_{23}C_6$ , карбонитриды  $MeX$  (где  $Me = V, Nb, Ta, Ti$ ;  $X = C, N$ ), интерметаллиды типа фазы Лавеса ( $Fe_2W$ ,  $Fe_2Mo$  или  $(Fe, Cr)_2(W, Mo)$ ) и Z-фаза, имеющая стехиометрическую формулу  $CrXN$

(где  $X = Nb, V, Ta$ ) [19]. При этом существует общая температурно-временная закономерность их образования:



Вместе с тем, для обеспечения жаропрочности 12 %-ных хромистых сталей более важным структурным параметром, чем выделение частиц второй фазы, является ее исходное структурное состояние основы, что определяется термической стабильностью продуктов распада аустенита. Полное упрочнение, получаемое от выделения дисперсных фаз в виде частиц, можно оценить на структуре, обладающей минимальной прочностью, т. е. с матрицей на основе феррита, образование которой возможно при превращении аустенита полностью по диффузионному механизму.

Процессы, происходящие в структуре стали при термических обработках, непосредственно влияют на изменение ее механических свойств. Для экспериментальной стали 35Х12Г3МВФДР, подвергнутой термической обработке по режиму закалка с последующим отпуском при 720 °С в течение 2 ч, в результате чего образуется мартенситно-аустенитная структура, твердость составляет 67 HRA, а предел текучести при комнатной температуре – порядка 1350 МПа, что является достаточно высоким показателем. Постепенное уменьшение предела текучести с ростом температуры испытания начинается при достижении 400 °С (рис. 2), что объясняется снижением устойчивости дислокационной структуры.

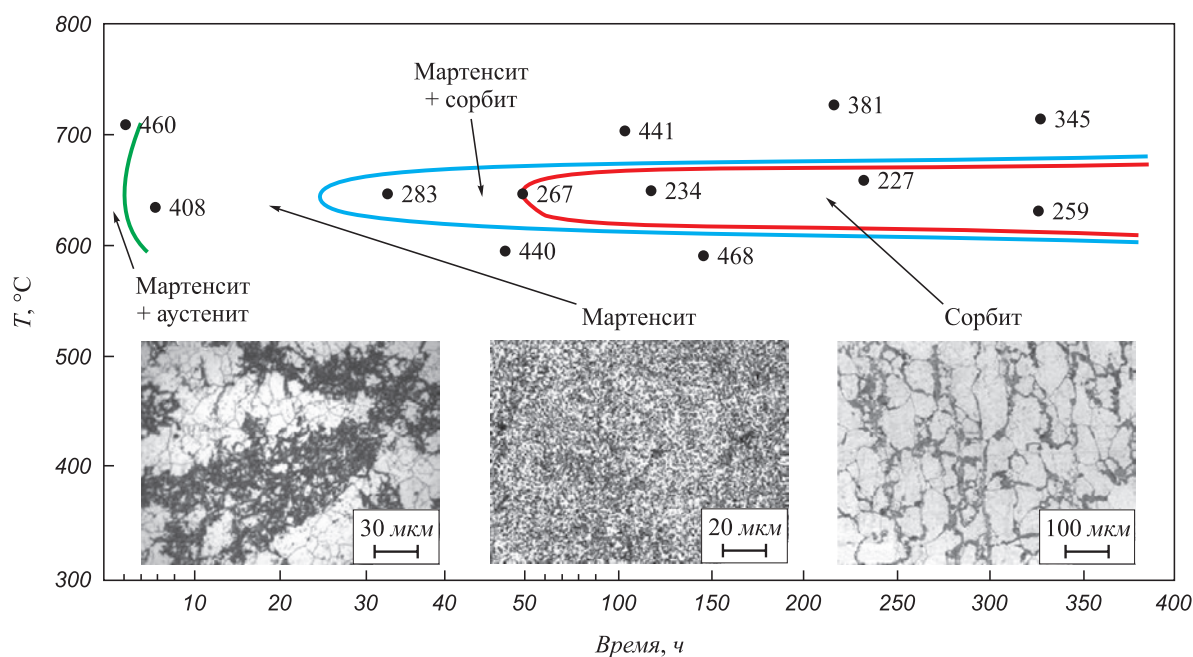


Рис. 1. Диаграмма изотермического распада аустенита экспериментальной стали 35Х12Г3МВФДР с нанесенными значениями микротвердости в кгс/мм<sup>2</sup> и обозначенными характерными микроструктурами для соответствующих областей превращения

Fig. 1. Isothermal diagram of decomposition of austenite in experimental 35H12G3MVFD steel with marked microhardness values in kgf/mm<sup>2</sup> and indicated typical microstructures for corresponding transformation regions

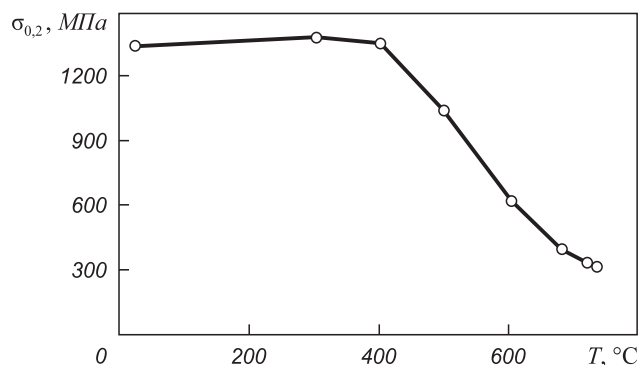


Рис. 2. Зависимость предела текучести стали 35X12Г3МВФДР от температуры испытания на сжатие микрообразцов

Fig. 2. Dependence of yield stress of 35Kh12G3MVFDR steel on temperature of microsamples compression tests

При этом следует отметить, что для экспериментальной стали 35X12Г3МВФДР значение предела текучести при 720 °C, равное 310 МПа, выше аналогичных значений промышленных жаропрочных ферритно-мартенситных сталей ЭП-823 (16X12МВСФБР) (251 МПа) и ЭП-450 (12X12М2БФР) (295 МПа), а также перспективной стали этого же класса ЭК-181 (16X12В2ФТар) (250 – 270 МПа).

Старение в интервале температур 670 – 720 °C стали 35X12Г3МВФДР с предварительной термической обработкой в виде закалки и последующего отпуска приводит к снижению как твердости от 61 – 65 HRA до 55 – 60 HRA за время 1600 – 3200 ч (рис. 3, а), так и предела текучести (рис. 3, б, в). Причем падение предела текучести при испытаниях при 20 °C происходит почти вдвое – с 1350 до 700 МПа. Такое изменение ме-

ханических свойств связано с постепенной деградацией исходной структуры.

Степень распада структурных составляющих при длительных термических воздействиях также определяет сопротивление стали ползучести [20]. Проведенные испытания на ползучесть при 700 °C для стали 35X12Г3МВФДР показали следующее (рис. 4). Сохранение мартенситной структуры при малых временах изотермической закалки (до 24 ч при 640 °C) не снижает предел ползучести  $\sigma_{0,1}^{700\text{ °C}} \text{ \%}/\text{ч}$  в сравнении с состоянием после простой закалки с последующим высоким отпуском и имеет значения  $86,2 \pm 9,4 \text{ МПа}$  и  $89,3 \pm 8,8 \text{ МПа}$  соответственно. Однако распад мартенситной составляющей в результате длительного старения (1600 ч при 670 °C) приводит к снижению данной характеристики до  $63,9 \pm 7,1 \text{ МПа}$ .

Таким образом, обобщение экспериментально полученных данных показывает, что определяющее значение для обеспечения жаропрочности имеет термическая стабильность структурного состояния основы стали и в меньшей степени зависит от влияния параметров упрочняющих дисперсных фаз в виде частиц. Результатом структурных изменений, связанных с распадом аустенита по диффузионному механизму с образованием ферритно-карбидной смеси, является резкое снижение прочностных свойств стали по сравнению со структурой, содержащей мартенситную составляющую.

**Выводы.** Аустенит в экспериментальной стали 35X12Г3МВФДР с мартенситно-аустенитной структурой термически нестабилен и претерпевает превращение в мартенсит после 1 – 2 ч в зависимости от температуры нагрева. В отличие от аустенита, мартенсит в данной стали термически устойчив: первые признаки

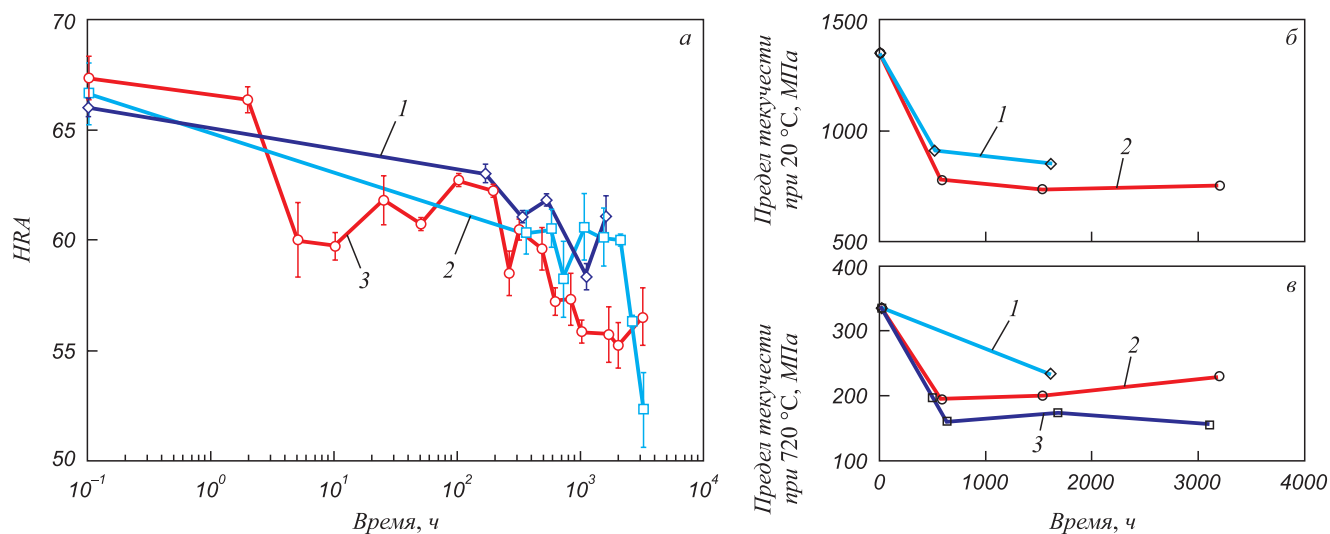


Рис. 3. Изменение твердости (а) и предела текучести при 20 °C (б) и 720 °C (в) стали 35X12Г3МВФДР в зависимости от длительности старения. Температуры старения, °C: 1 – 670; 2 – 700; 3 – 720

Fig. 3. Hardness change (a) and yield stress change at 20 °C (б) and 720 °C (в) of 35Kh12G3MVFDR steel from long-term aging time. The temperatures of aging, °C: 1 – 670; 2 – 700; 3 – 720

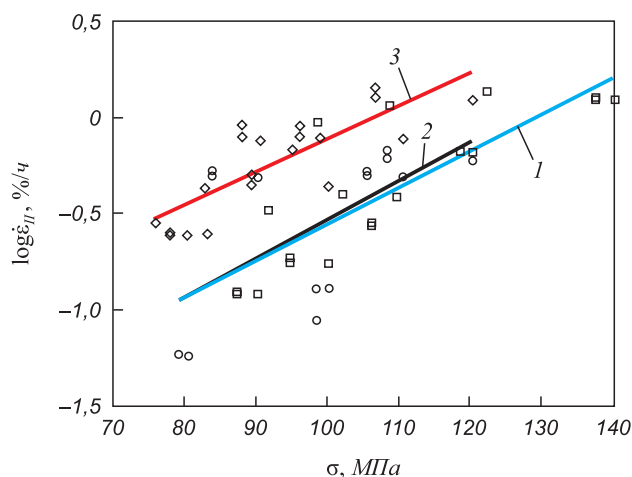


Рис. 4. Зависимость скорости установившейся ползучести ( $\dot{\epsilon}_{st}$ ) от напряжения ( $\sigma$ ) в полулогарифмических координатах для стали 35X12G3MVFDР:  
1 – после закалки 1100 °С и отпуска 720 °С, 2 ч; 2 – после изотермической закалки 640 °С, 24 ч; 3 – после закалки 1100 °С и отпуска 720 °С, 2 ч + длительный отжиг 670 °С, 1600 ч

Fig. 4. Dependence of stationary creep rate ( $\dot{\epsilon}_{st}$ ) on stress ( $\sigma$ ) in semilogarithmic coordinates for 35Kh12G3MVFD steel:  
1 – after quenching at 1100 °C and tempering at 720 °C, 2 hr; 2 – after isothermal quenching at 640 °C, 24 hr; 3 – after quenching at 1100 °C and tempering at 720 °C, 2 hr + long-term annealing at 670 °C, 1600 hr

его превращения в сорбитообразную структуру при температуре изотермической закалки 640 °С наблюдаются после 25 ч выдержки, а полный его распад происходит за время порядка 50 ч.

Распад мартенситной составляющей в стали 35X12G3MVFDР с последующим образованием сорбита отпуска сопровождается снижением твердости и характеристик жаропрочности.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ма Б.М. Материалы ядерных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 408 с.
2. Zinkle S.J. Advanced materials for fusion technology // Fusion engineering and design. 2005. Vol. 74. No. 1 – 4. P. 31 – 40.
3. Марочник сталей и сплавов. / Под общ. ред. Ю.Г. Драгунова, А.С. Зубченко. – 4-е изд. – М.: Машиностроение, 2014. – 1216 с.

4. IAEA nuclear energy series No. NF-T-4.2 / Structural materials for liquid metal cooled fast reactor fuel assemblies – operational behaviour. International atomic energy agency. Vienna. 2012. – 103 p.
5. Ланская К.А. Жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1969. – 245 с.
6. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.
7. Алексеев И.Ф. Структура и свойства теплостойких конструкционных и нержавеющих сталей. – М.: Оборонгиз, 1962. – 216 с.
8. Рачков В.И., Образцов С.М., Конобеев Ю.В. и др. Анализ и прогнозирование физико-механических свойств реакторной стали методами искусственного интеллекта и прикладной статистики // Атомная энергия. 2014. Т. 116. № 5. С. 259 – 261.
9. Пикеринг Ф.Б. Физическое материаловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
10. Гудремон Э.А. Специальные стали. Т. 1. – М.: Металлургия, 1966. – 734 с.
11. Белов К.П. Магнитные превращения. – М.: Физматгиз, 1959. – 260 с.
12. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
13. Физическое материаловедение: Учебник для вузов. Т. 6. Ч. 1. Конструкционные материалы ядерной техники / Б.А. Калинин, П.А. Платонов, И.И. Чернов, Я.И. Штромбах – М.: МИФИ, 2008. – 672 с.
14. Alamo A., Brachet J.-C., Castaing A. etc. Physical metallurgy and mechanical behaviour of FeCrWTaV low activation martensitic steels: effects of chemical composition // Journal of nuclear materials. 1998. No. 258 – 263. P. 1228 – 1235.
15. Борздыка А.М., Цейтлин В.З. Термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1964. – 248 с.
16. Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали. – М.: Металлургия, 1960. – 253 с.
17. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1967. – 216 с.
18. Ganesh B.J., Raju S., Rai A.K. etc. Differential scanning calorimetry study of diffusional and martensitic phase transformations in some 9 wt-%Cr low carbon ferritic steels // Materials science and technology. 2011. Vol. 27. No. 2. P. 500 – 512.
19. Klueh R.L., Harries D.R. High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications. ASTM Monograph 3, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2001. – 222 p.
20. Abe F., Kern T., Viswanathan R. Creep-resistant steels. England. Woodhead Publishing, 2008. – 700 p.

Поступила 22 июля 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 5, pp. 374–379.

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 12 % CHROMIUM STEEL WITH UNSTABLE AUSTENITE

*M.Yu. Belomytsev, D.A. Kozlov, E.I. Kuz'ko, A.V. Molyarov, T.N. Nosirov*

National University of Science and Technology "MISiS" (MISIS), Moscow, Russia

**Abstract.** The structure and mechanical properties of steel 35Kh12G3MVFDР were investigated. It is shown that after normalization or quenching there is austenite to 35 vol. % in the steel and according to this it refers to martensitic-austenitic class. During the thermal treatment

(tempering, long-term temperature keeping or isothermal quenching) austenite transforms into martensite in time not exceeding 2 hours. Martensite in 35Kh12G3MVFDР steel has great thermal stability: the first signs of its transformation into sorbitic structure are observed after 25 hours at 640 °C isothermal hardening, and its complete decomposition occurs after 50 hours. The martensite decomposition is accompanied by a reduction in the characteristics of heat resistance and hardness. Aging of quenched and tempered 35Kh12G3MVFDР steel at temperatures of 670 – 720 °C leads to decrease in hardness from 61 – 65 HRA to 55 – 60 HRA in time of 1600 – 3200 hours, the yield

stress at 20 °C decreases from 1350 to 750 – 850 MPa and at 720 °C – from 310 to 160 – 230 MPa for the first 600 hours, after which the reduction of mechanical characteristics are terminated. The extent of decomposition of martensitic structure in 35Kh12G3MVFD steel determines its creep resistance at 700 °C: the preservation of martensitic structure at short times isothermal hardening (24 hours at 640 °C) did not reduce creep strength  $\sigma_{0.1\%/\text{hr}}^{700\text{ }^{\circ}\text{C}}$  in comparison with the state after a simple quenching and tempering ( $86,21 \pm 9,4$  and  $89,26 \pm 8,8$  MPa, respectively), but decomposition of martensitic structure (after long-term aging at 670 °C during 1600 hours) reduces this characteristic to  $63,87 \pm 7,1$  MPa. In contrast to martensite austenite in 35Kh12G3MVFD steel is thermally unstable and undergoes transformation into martensite after 1-2 hours depending on heating temperature.

**Keywords:** martensitic-austenitic steels, martensite, austenite, isothermal diagram of austenite decomposition, high-temperature strength, yield strength, Rockwell hardness, creep.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2017-5-374-379

## REFERENCES

1. Ma B.M. *Materialy yadernykh energeticheskikh ustanovok* [Materials of nuclear power plants]. Moscow: Energoatomizdat, 1987, 408 p. (In Russ.).
2. Zinkle S.J. Advanced materials for fusion technology. *Fusion engineering and design*. 2005, vol. 74, no. 1-4, pp. 31–40.
3. *Marochnik staley i splavov* [Database of steels and alloys]. Dragunov Yu.G., Zubchenko A.S. eds. Moscow: Mashinostroenie, 2014, 1216 p. (In Russ.).
4. *IAEA nuclear energy series no. NF-T-4.2. Structural materials for liquid metal cooled fast reactor fuel assemblies – operational behaviour*. International atomic energy agency. Vienna. 2012, 103 p.
5. Lanskaya K.A. *Zharoprochnye stali* [Heat resistant steels]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 245 p. (In Russ.).
6. Khimushin F.F. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 752 p. (In Russ.).
7. Alekseenko I.F. *Struktura i svoystva teplostoikikh konstruktsionnykh i nerzhavyushchikh staley* [Structure and properties of hot-working constructional and stainless steels]. Moscow: Oborongiz, 1962, 216 p. (In Russ.).
8. Rachkov V.I., Obratsov S.M., Konobeev Yu.V., Solov'ev V.A., Belomytsev M.Yu., Molyarov A.V. Analysis and prediction of the physico-mechanical properties of reactor steel by means of artificial intelligence and applied statistics. *Atomic energy*. 2014, vol. 116, no. 5, pp. 311–314.
9. Gudremont E. *Especial steel*. Berlin: Springer-Verlag, 1956; (Russ. ed.: Gudremont E. *Spetsial'nye stali. Vol. 1*. Moscow: Metallurgiya, 1966, 344 p.).
10. Pickering F.Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ.ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka staley*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).
11. Belov K.P. *Magnitnye prevrashcheniya* [Magnetic transformation]. Moscow: Fizmatgiz, 1959, 260 p. (In Russ.).
12. Umanskii Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N. Rastorguev L.N. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnaya mikroskopiya* [Crystallography, radiography and electron microscopy]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 632 p. (In Russ.).
13. Kalin B.A., Platonov P.A., Chernov I.I., Shtrombakh Ya.I. *Fizicheskoe materialovedenie: uchebnik dlya vuzov. Tom 6. Chast' 1. Konstruktsionnye materialy yadernoi tekhniki* [Material physics: textbook for universities. Vol. 6, Part. 1: Construction materials of nuclear technology]. Moscow: MIFI, 2008, 672 p. (In Russ.).
14. Alamo A., Brachet J-C., Castaing A., Lepoittevin C., Barcelo F. Physical metallurgy and mechanical behaviour of FeCrWTaV low activation martensitic steels: effects of chemical composition. *Journal of nuclear materials*. 1998, no. 258-263, pp. 1228-1235.
15. Borzdyka A.M., Tseitlin V.Z. *Termicheskaya obrabotka zharoprochnykh staley i splavov* [Heat treatment of heat-resistant steels and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1964, 248 p. (In Russ.).
16. Entin R.I. *Prevrashcheniya austenita v stali* [Transformation of austenite in steel]. Moscow: Metallurgizdat, 1960, 253 p. (In Russ.).
17. Lanskaya K.A. *Vysokokhromistye zharoprochnye stali* [High-chromium heat resistant steels]. Moscow: Metallurgiya, 1967, 216 p. (In Russ.).
18. Ganesh B.J., Raju S., Rai A.K., Mohandas E., Vijayalakshmi M., Rao K.B.S. Differential scanning calorimetry study of diffusional and martensitic phase transformations in some 9 wt-%Cr low carbon ferritic steels. *Materials science and technology*. 2011, vol. 27, no. 2, pp. 500–512.
19. Klueh R.L., Harries D.R. *High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications*. ASTM Monograph 3, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2001, 222 p.
20. Abe F., Kern T., Viswanathan R. *Creep-resistant steels*. England. Woodhead Publishing, 2008, 700 p.

## Information about the authors:

**M.Yu. Belomytsev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Metallography and Physics of Strength” (myubelom@yandex.ru)

**D.A. Kozlov**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Engineer of the Chair “Metallography and Physics of Strength” (dmit-kozlov@yandex.ru)

**E.I. Kuz'ko**, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Lecturer of the Chair “Metallography and Physics of Strength” (joms@mfp.misis.ru)

**A.V. Molyarov**, Postgraduate of the Chair “Metallography and Physics of Strength” (anwil\_875@mail.ru)

**T.N. Nosirov**, MA Student of the Chair “Metallography and Physics of Strength”

Received July 22, 2016