

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08Х18Н10Т

В. В. Овчинников, М. В. Иваненко, С. И. Феклистов

В статье приведены результаты исследований влияния термического старения на структуру и механические свойства аустенитной стали 08Х18Н10Т, применяющейся для изготовления труб. Показано, что старение при температуре 550–650 °С вызывает существенное снижение пластичности и вязкости стали 08Х18Н10Т.

Ключевые слова: аустенитная сталь, температурное старение, время изотермической выдержки, распределение карбидов, механические свойства.

Введение

В настоящее время широкое распространение получили методы гидроочистки дизельного топлива. Для этой цели, на многих нефтеперерабатывающих предприятиях запущены в эксплуатацию агрегаты гидроочистки в виде отдельных установок, основным элементом которых являются трубчатые печные змеевики.

В качестве материала для изготовления трубчатых печных змеевиков используется аустенитная сталь типа 18-8 (12Х18Н10Т, 08Х18Н10Т), обладающая при температурах 380–420 °С необходимым комплексом физико-механических свойств, позволяющих эксплуатировать оборудование ниже порога ползучести (550–600 °С) [1, 2].

Эксплуатация агрегатов гидроочистки дизельного топлива показала, что по мере увеличения сроков службы змеевиков учащаются случаи аварийных разрушений труб, которые не удается предупредить в рамках плановых периодических технических ревизий.

Влияние специфических условий эксплуатации печных змеевиков установок гидроочистки (перегревы, термические деформации, агрессивная среда) на изменение характеристик аустенитной стали и развитие повреждаемости оборудования в настоящее время малоизучены и, следовательно, недостаточны для прогнозирования срока службы змеевиков.

В данной работе приведены результаты исследования влияния исходного состояния

и температурно-временных параметров термического старения на структурные и механические свойства аустенитной хромоникелевой стали 08Х18Н10Т.

Методика проведения исследований

В качестве исходного материала использовались трубы из стали 08Х18Н10Т одной плавки в состоянии поставки (табл. 1).

Термическое старение вырезанных из труб заготовок осуществлялось в муфельных печах (без защитной атмосферы), оснащенных автоматическими электронными регуляторами температуры.

Выбор температур старения определялся следующими соображениями:

450 °С – расчетная температура эксплуатации установки;

550 °С – рекомендуемая температура при паровыжиге коксовых отложений;

650 °С и 750 °С – температуры перегревов при гидроочистке дизельного топлива.

Время выдержки при температурах старения составляло 500, 1000, 2000, 5000 и 10 000 часов.

Микроструктуру стали после термического старения оценивали с помощью оптического микроскопа при увеличениях от 300 до 2000 раз.

В работе использовался косвенный метод

Таблица 1

Химический состав стали 08X18H10T горячекатаных труб
(диаметр 110 мм, толщина стенки 10 мм) в состоянии поставки

Содержание элементов, масс. %							
C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
0,059	0,62	1,24	17,13	8,89	0,40	0,015	0,026

Таблица 2

Механические свойства стали 08X18H10T в состоянии поставки

Температура испытания T , °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
20	565	274	48	75
450	375	182	29	68
550	354	152	28	63
650	311	143	25	68
750	214	134	36	70

просвечивающей электронной микроскопии (ПЭК) – метод реплик, полученных с поверхности протравленного микрошлифа. Это позволило качественно проследить за состоянием границ зерен после термического старения, а также за процессами выделения, коагуляции и распределения карбидных и интерметаллидных фаз.

Исследование выполнялось на электронных микроскопах *Tesla BS-540* и *Tesla BS-613* с ускоряющим напряжением 100 и 120 кВ соответственно, с полезным увеличением до 250 тыс. раз и разрешающей способностью 4,5 А.

Результаты исследований

Механические свойства стали 08X18H10T для труб в состоянии поставки исследовались при нормальной и повышенной температурах после старения (табл. 2).

Микроструктура исследуемого металла в состоянии поставки – аустенитная с мелкодисперсными выделениями карбидов титана. Границы зерен свободны от выделений. По сечению стенки трубы наблюдается зональная разнотермичность: по толщине стенки трубы на расстоянии до 1,5 мм от внутренней поверхности структура среднезеренная; далее наблюдается зона с мелкозерненным строением. Это свидетельствует о неполной термической обработке металла в состоянии поставки [3].

Кратковременные (до 500 ч) изотермические выдержки при 450 °C не приводят к появлению в микроструктуре исследуемой стали существенных изменений.

При увеличении времени старения свыше 1000 ч образуются внутризеренные тонкодисперсные карбидные выделения типа MeC (рис. 1, а). Увеличение времени старения до 5000 ч не изменяет тип карбидных выделений, их плотность уменьшается, а размеры увеличиваются (рис. 1, б).

В металле в состоянии поставки после 10000 ч старения при 450 °C обнаруживается большее количество выделений карбидов $Me_{23}C_6$ по границам зерен (рис. 1, в), и этот процесс фазовых превращений в твердом растворе при 450 °C, по-видимому, еще не завершен.

Кратковременное старение (до 500 ч) при температуре 550 °C не изменяет характера структурных превращений. Доминирующей карбидной фазой остается карбид титана TiC .

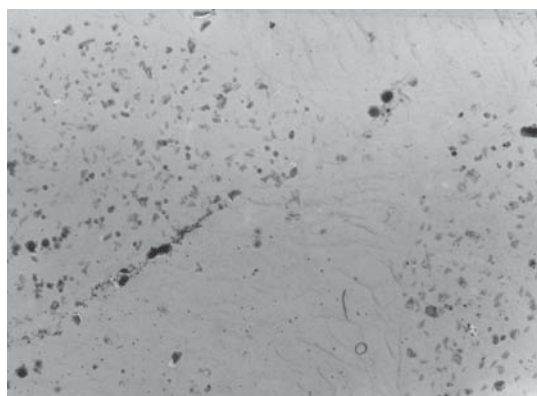
Увеличение длительности старения при 550 °C до 1000 ч вызывает существенные изменения в тонкой структуре, вследствие выпадения из твердого раствора матрицы мелкодисперсных частиц Me_7C_3 (рис. 2, а) с дальнейшей их коагуляцией по границам зерен. Это явление сопровождается повышением твердости аустенитной матрицы [4].

Увеличение времени старения при 550 °C до 5000 ч формирует в металле устойчивую субзеренную структуру с ориентированными областями, которые «декорированы» карбидами, без изменения фазового состава.

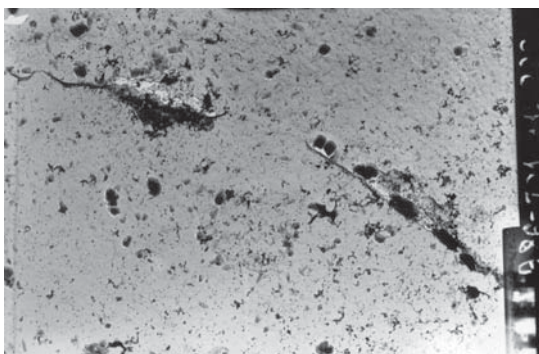
С повышением температуры старения до 650 °C процесс формирования избыточных фаз идет интенсивнее и заметен по выделению карбида CrC на границах двойников (рис. 2, б). Увеличение времени старения вызы-

вает фазовое расслоение и нарушение когерентности между аустенитной матрицей и частицами второй фазы, что приводит к изменению ее морфологии, выражающейся в коагуляции карбидов $Me_{23}C_6$ на границах зерен и благоприятствует их превращению в σ -фазу.

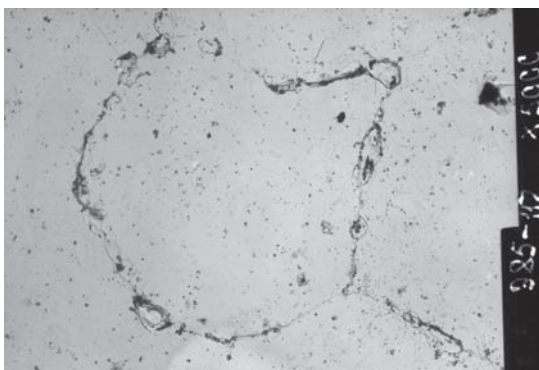
При увеличении времени старения до 5000 ч при 650 °С структурно-фазовых превращений в металле не происходит. В этом случае наблюдается рост частиц σ -фазы и увеличение количества мелкодисперсных игольчатых выделений TiC в теле аустенитных зерен.



а



б



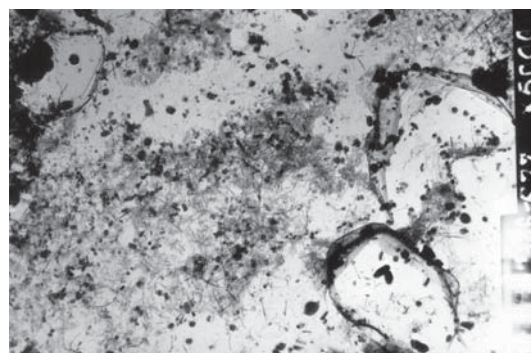
в

Рис. 1. Распределение карбидов в стали 08X18H10T после старения в течение 2000 ч (а), 5000 ч (б) и 10000 ч (в) при температуре 450 °С ($\times 9000$)

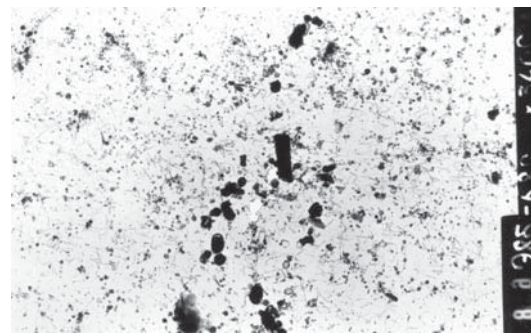
Высокотемпературное старение при 750 °С протекает довольно быстро. Хорошо различимые зернограничные выделения наблюдаются при выдержках до 100 ч. С увеличением выдержки до 1000–5000 ч размеры карбидных частиц и σ -фазы существенно увеличиваются вследствие их коагуляции. В этом случае ослабляется кристаллографическая взаимозависимость между σ -фазой и γ -твердым раствором.

Характер изменения прочностных и пластических свойств металла при нормальной температуре в зависимости от температуры старения длительностью 5000 часов представлен графически на рис. 3. Из этих данных следует, что изотермическое старение при температуре 450 °С обеспечивает наиболее высокое значение σ_B . При этом значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ мало меняются после всех режимов старения и превосходят минимальные значения, регламентируемые ГОСТ 14249-89 ($\sigma_{0,2} = 200$ МПа).

Хотя показатель запаса пластичности, оцениваемый отношением предела текучести к пределу прочности $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, после исследованных режимов старения несколько повышается для металла в состоянии поставки, это сопровождается заметным снижением способности ме-



а



б

Рис. 2. Распределение карбидов в стали 08X18H10T после старения длительностью 2000 ч при температуре 550 °С (а) и 650 °С (б) ($\times 9000$)

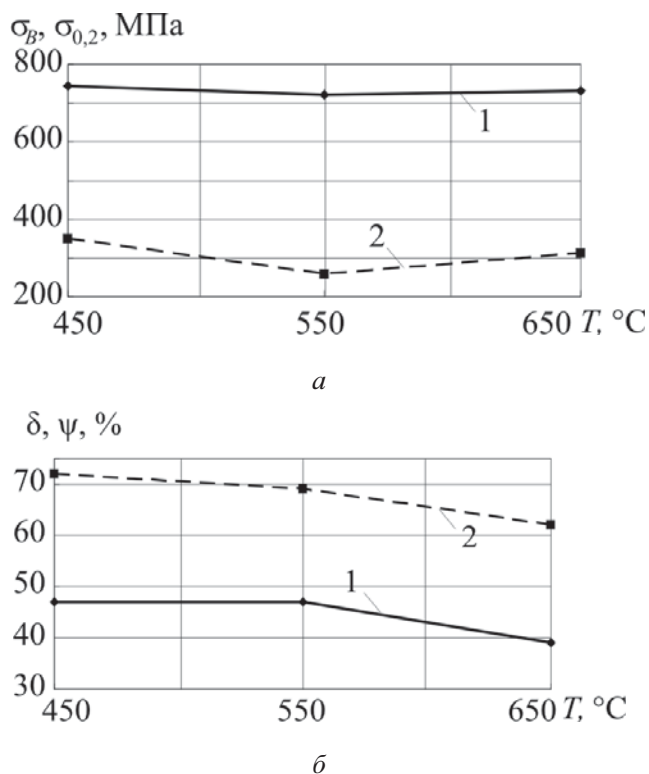


Рис. 3. Влияние температуры старения на базе 5000 ч на механические свойства стали 08X18H10T при 20 °C:

а – прочностные свойства: 1 – предел прочности σ_B ; 2 – условный предел текучести $\sigma_{0.2}$; б – пластические свойства: 1 – относительное удлинение δ ; 2 – поперечное сужение ψ

талла к равномерному удлинению, что косвенно свидетельствует о снижении способности к деформационному упрочнению. Эта тенденция развивается с увеличением температуры старения вне зависимости от исходного состояния металла, хотя при этом минимальные значения удлинения остаются достаточно высокими ($\delta \geq 40\%$).

Вязкость разрыва при растяжении характеризуется величиной относительного сужения ψ и остается на достаточно высоком уровне при нормальной температуре после всех режимов старения.

Таким образом, термическое старение при температурах до 650 °C слабо влияет на механические свойства при нормальной температуре при статических нагрузках, хотя в структуре и фазовом составе металла уже наблюдаются существенные изменения.

Влияние старения (5000 ч) в интервале температур 450–650 °C на предел прочности при

разрыве (σ_B) при повышенных температурах не обнаруживается. Эта тенденция сохраняется и в отношении предела текучести.

В целом, влияние термического старения на механические свойства стали при повышенных температурах проявляется в резком падении характеристик пластичности. При этом морфология карбидных выделений σ -фазы не играет решающей роли.

Исследование влияния термического старения на жаропрочность осуществлялось экспериментально по длительному деформированию металла до и после старения в интервале температур 450–750 °C при постоянных ограниченных нагрузках для каждого из вариантов старения. При этом реализовались ускоренные (порядка 100 ч) и длительные (10000 ч и более) режимы ползучести. В процессе экспериментов регистрировались начальное, текущее и конечное значения относительного удлинения и сужения, а также долговечность.

Сравнение влияния исходного состояния металла и изотермического старения на длительную прочность при разрыве в интервале температур 450–750 °C показывает, что старение исследуемого металла не снижает длительную прочность при соответствующих температурах. В отличие от прочностных характеристик влияние температурно-временных параметров старения наиболее ярко выражено в изменении свойств пластичности при длительном разрыве. Пластичность металла в состоянии поставки незначительно изменяется в процессе старения до 5000 ч в диапазоне 450–650 °C.

С помощью электронно-зондового микроанализа изучали различия в распределении концентраций основных легирующих элементов – титана, хрома, никеля – в окрестностях границ зерен. Результаты регистрировались на сканограммах, где приведены профили рентгеновских интенсивностей концентраций легирующих элементов по зерну и при пересечении границ зерен.

В металле в состоянии поставки не происходит изменения концентрации хрома в приграничных зонах, а «всплески» концентрации титана имеют место на частицах карбонитридов в теле зерна. После термического старения (650 °C, 5000 ч) наблюдается резкое снижение концентрации хрома при сканировании скопленных включений.

На межфазных границах σ -фаза обнаружи-

вадается в присутствии неизвестной интерметаллидной фазы, близкой по форме и расположению к самой σ -фазе, но отличающуюся от нее по составу. Так, для σ -фазы характерно повышенное содержание хрома, а для неизвестной фазы характерно резкое снижение содержания хрома при одновременном увеличении концентрации титана. Зарождение такой фазы, по-видимому, связано с тем, что в аустенитных сталях типа 08X18H10T титан не расходуется полностью на связывание углерода в первичные карбиды титана. Поэтому часть титана остается растворенной в аустените, и с повышением соотношения титана к углероду увеличивается и количество растворенного титана.

Свободный титан в интервале температур 550–700 °C при превращении $Me_{23}C_6 \rightarrow \sigma$ -фаза реагирует с освобождающимся углеродом на границах раздела σ -фаза/аустенит, сегрегируя в виде мелких частичек промежуточной фазы, обогащенной титаном, что дает основание предположить наличие ферротитанида, являющегося интерметаллидом переменного состава. Кристаллографические параметры этой фазы установить не удалось.

Заключение

Проведенное исследование показало, что на ранних стадиях старения аустенитной стали 08X18H10T формируются выделения мелкодисперсных карбидов, когерентных с аустенит-

ной матрицей, что определяет ее упрочнение при испытаниях при комнатной температуре. Увеличение температуры старения до 650 °C способствует увеличению размеров карбидных частиц $Me_{23}C_6$, которые, могут превращаться в σ -фазу. Рост размеров карбидных частиц практически не отражается на механических свойствах стали при комнатной температуре.

В общем, термическое старение аустенитной стали 08X18H10T в диапазоне температур 550–650 °C при выдержке 5000–10000 ч, соответствующих условиям эксплуатации оборудования для гидроочистки дизельного топлива, вызывает изменение фазового состава, обуславливающего горячее охрупчивание металла.

Список литературы

1. Анурьев В.И. Справочник конструктора-машиностроителя: в 3-х т. – М.: Машиностроение, 2006. – 2816 с.
2. Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. Марочник сталей и сплавов / Под ред. А.С. Зубченко. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
3. Гордиенко Л.К. Структурное упрочнение металлов и сплавов. – М.: Наука, 1973. – 215 с.
4. Кальнер В.Д., Зильберман А.Г. Практика микронных методов исследования металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1981. – 216 с.

Материал поступил в редакцию 01.02.2010

ОВЧИННИКОВ Виктор Васильевич

E-mail: vikov1956@mail.ru
Тел. +7 (499) 795-83-95

Доктор технических наук, профессор, академик Международной академии информатизации, главный специалист по материаловедению и сварке ОАО «Российская самолетостроительная корпорация «МиГ». Основные направления научной деятельности – создание новых материалов на металлической основе и исследование их поведения в условиях эксплуатации в ответственных конструкциях. Автор 305 научных работ, в том числе 100 патентов на изобретения.

ИВАНЕНКО Мария Владимировна

E-mail: iva_mary_v@mail.ru
Тел. +7 (495) 675-89-84

Аспирантка ОАО «НПО ЦНИИТМАШ». Область научных интересов – исследование структурных превращений в конструкционных сталях при эксплуатации в условиях высоких температур. Автор 2 научных публикаций.

ФЕКЛИСТОВ Станислав Ильич

E-mail: sfeklistov@yandex.ru
Тел. +7 (495) 675-89-84

Доктор технических наук, главный научный сотрудник ОАО «НПО ЦНИИТМАШ». Основное направление научной деятельности – исследование термодинамических процессов структурных превращений в аустенитных сталях и их сварных соединений. Автор 65 научных трудов, 2 монографий и нескольких изобретений.