

и появлению очагов с пониженной сопротивляемостью хрупкому разрушению. Окончательные свойства стали и её работоспособность будут определяться незавершёнными начальными процессами.

Библиографический список

1. Верма А., Кришна П. Полиморфизм и полигонизм в кристаллах: Пер. с англ. – М.: Мир, 1969. – 273 с.
2. Завьялов А.С. Конспект лекций по легированным сталям. – Л.: СЗПИ, 1954.
3. Чернов Д.К. Критический обзор статей гг. Лаврова и Калакуцкого о стали и стальных орудиях и собственные Д.К. Чернова исследования по этому же предмету // Записки Русского технического общества, 1868 / Журнал Русского металлургического общества. – № 1. – 1915.
4. Иванов П.Н. О строении железоуглеродистых сплавов // Техничко-экономический вестник. – 1925. – № 10.
5. Лебедев Т.А. Основные положения новой теории железоуглеродистых сплавов. – Л.: Машгиз, 1938.
6. Гуляев А.П. Металловедение. Изд. 5-е. – М.: Металлургия, 1978. – 647 с.
7. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Металлургия, 1977. – 238 с.
8. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: Учебник. – М.: Машиностроение, 1980. – 493 с.
9. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1974. – 400 с.
10. Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали. – М.: Металлургиздат, 1960. – 252 с.
11. Завьялов А.С. Новое в термической обработке стали / ЛДНТП. – Л., 1966. – 36 с.
12. Теплухин Г.Н. Закономерности структурообразования в сталях перлитного класса. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1982. – 186 с.
13. Коган Л.И., Энтин Р.И. Перераспределение углерода при превращении аустенита в средней области // Физика металлов и металловедение. – 1957. – Т. 4. – Вып. 2. – С. 360–368.
14. Гудремон Э. Специальные стали: Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1959. – Т. 1. – 952 с.
15. Коган Л.И., Энтин Р.И. Исследование концентрации углерода в альфа-фазе при промежуточном превращении аустенита // Докл. АН СССР, 1961. – Т. 138. – № 4. – С. 826–827.
16. Леванова А.Н. Ферритные коррозионно-стойкие стали: Обзорная информация / ЦНИИ чёрных металлов. – М., 1980. – Вып. 3.
17. Винтайкин Е.З., Лошманов А.А. О природе хрупкости 475° железо-хромистых сплавов // Физика металлов и металловедение. – 1966. – Т. 22. – Вып. 3. – С. 473–476.
18. Паршин А.М., Пovyшев И.А. Особенности распада твёрдых растворов и природа высокой стойкости к радиационному распуханию сталей // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов: Сб. ст. – СПб.: Изд-во СПбГТУ, 1996. – С. 40–46.

УДК 539.4

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НИЖНЕГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПРЕДЕЛА КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ ТИПА 18–8 В СЛУЧАЕ ПРЯМОГО КОНТАКТА С МОРСКОЙ ВОДОЙ

А.М. Паршин, Р.Н. Кикичев

С.-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технический университет

Процесс коррозионного растрескивания стали марки 08X18N10T в широком интервале температур в условиях, весьма близко отражающих работу трубных систем в контакте их наружной поверхности с морской водой, рассматривался в работе [1]. Исследования проводились в условиях, когда синтетическая морская вода периодически попадала на наружную поверхность труб в виде капель. Учитывалось и то, что некоторые участки трубных систем могут находиться в теплоизоляции. Коррозионные испытания выполнялись на трубных образцах размером

18×2,5 мм и длиной 300 мм. Исследуемый материал в состоянии поставки не проявил склонности к межкристаллитной коррозии при испытании его по методу АМ с провоцирующим нагревом при 650 °С в течение 2 ч. Затем была проведена повторная термическая обработка по режиму: нагрев до температуры 1050 °С, выдержка в течение 30 мин, охлаждение на воздухе. После аустенизации материал также не проявил склонности к межкристаллитной коррозии. Эта термическая обработка проводилась для полного снятия остаточных напряжений от

правки (проводимой на трубных заводах после термической обработки) и шлифовки. Размер зерна материала исследуемых труб в состоянии поставки и после повторной термической обработки соответствовал 6–8 баллам по общепринятой шкале; δ -феррит отсутствовал; карбонитриды титана располагались относительно равномерно по сечению стенок труб.

Трубчатые образцы подвергались коррозионным испытаниям по различным режимам с варьированием температуры (от 20 до 550 °С) и длительности испытаний. Напряжения в трубчатом образце составляли, как правило, 0,8 предела текучести при соответствующей температуре испытания.

При испытаниях использовалась синтетическая морская вода следующего состава: 19800 мг Cl-ионов/л; 7,54 мг O₂/л; 10,83 г MgCl₂/л; 41,4 г/л сухого остатка; рН 7,2. Среда подавалась из подпитывающего бачка в приспособление, обеспечивающее капельный режим подачи среды на середину образца, т.е. в область с максимальными растягивающими напряжениями. В процессе испытания на образце отлагались соли вследствие выпаривания морской воды. По степени влажности отложившихся солей поверхность образца можно разделить на три зоны, расположенные симметрично от места падения капли С (рис. 1).



Рис. 1. Вид отложений в зоне относительной влажности солей

В первой зоне (а, рис. 1) поверхность образца находилась в контакте с ненасыщенным раствором хлоридов (по концентрации хлоридов этот раствор почти соответствовал исходной морской воде). Эта зона распространялась на расстояние 5–10 мм симметрично от места падения капли. Затем она переходила в зону насыщенных растворов хлоридов и влажных солей (б, рис. 1),

которая простиралась на расстояние до 20–25 мм от места падения капли (до зоны "в", рис. 1). Испытания показали, что коррозионные трещины в первую очередь и наиболее интенсивно развиваются в области отложения влажных солей. Однако при длительном воздействии среды они возникают также и в местах отсутствия отложений влажных солей, т.е. непосредственно под каплей. Так как отложения сухих солей играли роль теплоизоляции, то по мере их накопления менялся температурный режим испытания. Во избежание этого отложения солей регулярно удаляли с образца механическим путем.

Для нагрева образца до заданной температуры использовали электрический нагреватель в виде спирали, который вставляли в кварцевый чехол и помещали внутрь образца. Для регулирования силы тока в цепи нагревателя и изменения температуры образца первичную обмотку понижающего трансформатора включали в сеть через автотрансформатор. Датчиком температуры служили две хромель-алюмелевые термопары, прикрепленные на образец симметрично к месту падения капли на расстоянии 50 мм от него.

Абсолютная погрешность в поддержании температурного режима соответствовала следующим значениям:

± 5 °С	для 50–150 °С
± 10 °С	"- 150–250 °С
± 30 °С	"- 250–350 °С
± 50 °С	"- 350–450 °С

В принятой методике испытания трубчатый образец с незакрепленными покоящимися на опорах концами подвергался статической сосредоточенной нагрузке, приложенной к средней части образца. Результаты испытаний представлены на рис. 2.

При температуре испытания 20 °С и напряжении от 150 до 200 МПа при длительности эксперимента до 17500 ч трещин обнаружено не было¹. Поскольку коррозионные трещины в этих образцах отсутствовали, напряжения были увеличены до 500 Мпа.²

¹ Испытания проводились в естественной морской воде на кольцах Одинога.

² Испытания проводились на специальных машинах, обеспечивающих растяжение гладких образцов в морской воде.

При длительности эксперимента 1500 ч коррозионных трещин в испытанных образцах обнаружено не было. При температуре 50 °С и длительности испытания 500 ч коррозионного растрескивания не наблюдалось. Трещины не появились также и после испытаний в течение 500, 1000, 2000 и 2500 ч при температуре 60 °С.

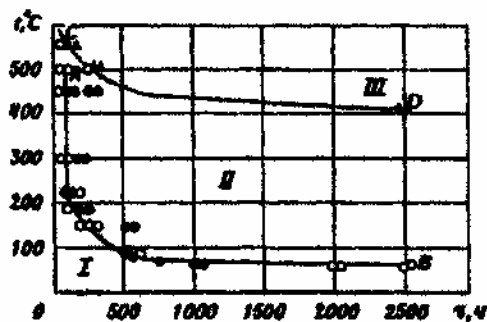


Рис. 2. Температурно-временная зависимость коррозионного растрескивания стали марки 08X18H10T при капельном методе подачи морской воды на поверхность трубчатого образца:

AB и CD — соответственно начало транскристаллитного и интеркристаллитного растрескивания;

I — область отсутствия растрескивания и наличия извообразования;

II — область транскристаллитного растрескивания;

III — область интеркристаллитного растрескивания;

o — отсутствие трещин; *, Δ — наличие трещин.

При температуре 70 °С трещины возникли после 750-1000 ч испытаний, максимальная глубина их составляла 0,6 мм. Обнаруженные трещины были транскристаллитными, по виду и по характеру распространения они были типичны для процесса коррозионного растрескивания в хлорсодержащих средах. При температуре 75 °С процесс коррозионного растрескивания ускорялся, и трещины появлялись несколько раньше. После испытания в течение 500 ч глубина трещин составляла 0,4 (образцы без изоляции) и 0,7 мм (образцы в асбесте). При температуре 150 °С первые коррозионные трещины глубиной 0,2-0,5 мм были обнаружены после испытаний длительностью 500 ч. С повышением температуры испытания время до появления коррозионных трещин сокращается, и при 180 °С они обнаруживаются уже после испытания длительностью 200 ч при максимальной глубине 0,3 мм.

С увеличением длительности испытания до 100 ч при 180 °С отдельные трещины имели глубину до 0,9 мм (рис. 3). При этом трещины обнаруживались не только в области отложения влажных солей, но и в месте падения капли. Начало появления коррозионных трещин при температуре 220 °С обнаруживалось уже после 50 ч, трещины имели глубину 0,2 мм. При дальнейшем испытании глубина распространения трещин увеличивалась и после 500 ч испытания достигала в некоторых случаях 1,7 мм, что составляет 70% толщины стенки трубы.

В случае применения асбестовой изоляции характер развития коррозионных трещин не менялся. Однако число их на единицу длины поверхности значительно увеличивалось. При длительности эксперимента 700-720 ч при температуре 220 °С помещенные в асбестовую изоляцию образцы имели сквозные разрушения (толщина стенки трубчатого образца 2,5 мм).

При температуре испытания 450-550 °С были обнаружены аномалии в процессе коррозионного растрескивания. Если при более низких температурах все исследованные трещины имели транскристаллитный характер, то при 450-550 °С наряду с транскристаллитными обнаруживались и интеркристаллитные трещины, как одиночные (присущие процессу коррозионного растрескивания), так и фронтальные (присущие процессу интеркристаллитной коррозии) (см. рис. 2).

Известно, что если хромоникелевая сталь типа 08X18H10T склонна к межкристаллитной коррозии, то в напряженном состоянии в хлорсодержащей среде она подвержена коррозионному растрескиванию по границам зерен.

Как указывалось выше, исходный исследуемый материал при испытании его по общепринятой методике не проявил склонности к межкристаллитной коррозии.

Однако известно, что после старения при температуре 500-550 °С в течение примерно 100 ч сталь марки 08X18H10T проявляет склонность к межкристаллитной коррозии и интеркристаллитному коррозионному растрескиванию. При этом появление межкристаллитных разрушений в течение

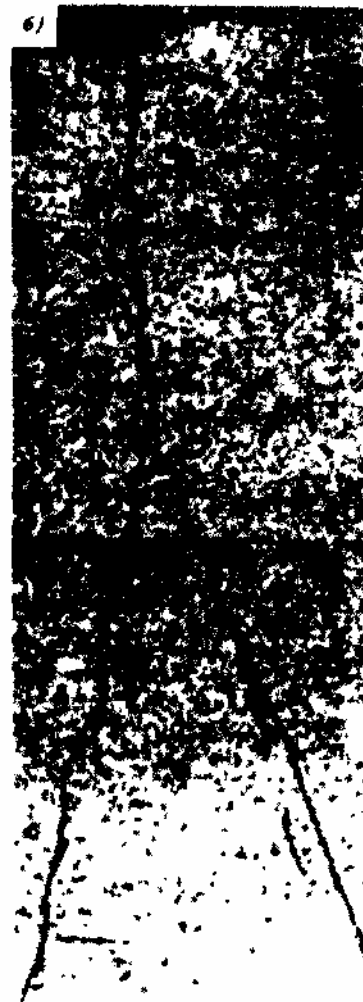


Рис. 3. Вид коррозионных транскристаллитных трещин в стали марки 08X18N10T:
a – $t = 180^\circ\text{C}$, $\tau = 1300$ ч, $\times 100$; *b* –
 расчленение коррозионной трещины,
 $t = 200^\circ\text{C}$, $\tau = 500$ ч, $\times 150$.

незначительного времени (примерно 20 ч) может интенсифицироваться силовым фактором, обуславливающим выпадение карбидов Cr_{23}C_6 [2].

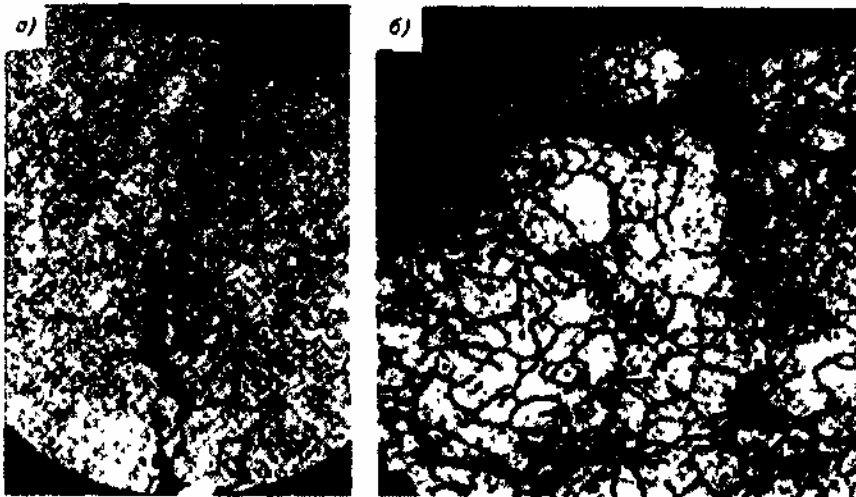
Можно допустить, что при испытании длительностью 250 ч при температуре 450°C развитие коррозионных процессов интенсифицировалось действием приложенных напряжений. Однако на основании имеющихся в литературе данных трудно объяснить появление межкристаллитных трещин после испытания при температуре 400°C в течение 2500 ч, так как даже после старения при температуре 450°C в течение 10000 ч сталь марки 08X18N10T не проявляет склонности к межкристаллитной коррозии при оценке этого явления по общепринятой методике. Отмеченные специфические вопросы требуют специального рассмотрения.

На рис. 4 и 5 показаны вид и характер распространения коррозионных транскристаллитных и интеркристаллитных трещин,

возникших в процессе испытания при температуре $400\text{--}450^\circ\text{C}$.

Несмотря на значительный разброс данных, проведенное исследование позволило установить температурно-временную зависимость сопротивления коррозионному растрескиванию стали марки 08X18N10T при контакте ее с морской водой. Кривая *AB* диаграммы на рис. 2 в первом приближении характеризует собой начало появления транскристаллитных коррозионных трещин. Кривая *CD* весьма ориентировочно характеризует начало появления интеркристаллитных трещин, обусловленных процессами межзеренного коррозионного растрескивания.

Исследование показало, что при периодическом контакте стали марки 08X18N10T (и сталей подобных композиций) с морской водой коррозионное растрескивание наиболее интенсивно протекает в интервале температур $150\text{--}450^\circ\text{C}$. при температуре ниже 70°C процесс коррозионного растрескивания затухает.



Р и с. 4. Транскристаллитные и интеркристаллитные коррозионные трещины в стали марки 08X18N10T в процессе испытания при 450°C: а – 100 ч, появление у магистральной транскристаллитной трещины межзеренных разрушений, $\times 100$; б – 250 ч, межзеренное растрескивание, $\times 200$.



Р и с. 5. Развитие межкристаллитных трещин в зоне магистральной трещины в процессе испытания при температуре 500°C в течение 400 ч, $\times 300$.

При капельном методе подачи воды (или орошении) в образцах, покрытых асбестом, коррозионные процессы значительно интенсифицируются. Так, при температуре 220 °C и выдержке 500 ч в образцах без изоляции максимальная глубина трещин составляла 0,3 мм, а в образцах, изолированных асбестом, – 1,3 мм. При увеличении выдержки до 700 ч образцы, покрытые асбестом, получили сквозные трещины (2,5 мм), и в процессе эксперимента трубки разрушились.

Влияние теплоизоляции на развитие коррозионных трещин еще не изучено полностью. Однако не исключено, что теплоизоляция препятствует быстрому удалению продуктов гидролиза солей [1].

Следует также отметить, что в процессе испытаний при температурно-временных условиях ниже кривой АВ (см. рис. 2) на наружной поверхности трубчатых образцов образуются коррозионные язвы (рис. 6). В области влажных солей и под теплоизоляцией процесс развития язв интенсифицируется.



Р и с. 6. Вид и характер развития коррозионных язв в стали марки 08X18N10T при температуре 50–60 °C, $\times 100$.

Низкотемпературная область образования коррозионного растрескивания и язв в морской воде и вообще в средах, содержащих хлориды, при температурах ниже 60 °C приобретает особую значимость в настоящее время в связи с аварийными ситуациями и длительным контактом трубных систем из

аустенитной хромоникелевой стали марки 08X18H10T специальных транспортных энергетических установок с хлорсодержащими средами. Эта проблема все еще не решена в настоящее время [3-7], поэтому для оценки работоспособности и состояния трубопроводов и различных трубных систем при температурах ниже 60 °С требуются специальные целенаправленные исследования.

Данная проблема поднимается также и в связи с работоспособностью аустенитных молибденсодержащих сталей типа X18H12M2T и X18H12M3B в морской воде. Ранее считалось, что указанные аустенитные стали должны надежно работать в морской воде. Однако оказалось, что в условиях воздействия движущейся морской воды они обнаружили значительную склонность к язвобразованию и были заменены более стойкими конструкционными материалами.

В конце 50-х годов, когда обнаружился новый вид коррозионного повреждения казалось бы "нержавеющих" хромоникелевых аустенитных сталей – коррозионное растрескивание (ошибка века № 1), – были брошены все силы для подавления и ослаб-

ления этого явления. Нам кажется, что вопросы, поднятые в настоящей работе, должны быть незамедлительно решены.

Библиографический список

1. Температурно-временная зависимость сопротивляемости коррозионному растрескиванию стали марки 0X18H10T при периодическом контакте с морской водой / К.М. Иванов, М.И. Мельников, А.А. Назаров и др. // *Металловедение*. – № 10. – Л.: Судостроение, 1966. – С. 9–18.
2. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
3. Бабаков А.А., Приданцев М.В. Коррозионно-стойкие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 320 с.
4. Богоявленский В.Л. Коррозия сталей на АЭС с водным теплоносителем. – М.: Энергоиздат, 1984. – 168 с.
5. Василенко И.И., Мелехов Р.К. Коррозионное растрескивание сталей. – Киев: Наук. думка, 1977. – 264 с.
6. Герасимов В.В., Герасимова В.В. Коррозионное растрескивание аустенитных нержавеющей сталей. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
7. Гудремон Э. Специальные стали: Пер. с нем. – М.: Металлургиздат, 1959. – Т. 1 – 952 с.

УДК 699.11

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ И ИХ РАБОТОСПОСОБНОСТЬ ПРИ ПРЕДЕЛЬНЫХ ДОЗАХ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

А.М. Паршин, А.П. Петкова

С.-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технический университет

Широкий комплекс целенаправленных научно-исследовательских и различных прикладных работ дали возможность проф. А.М. Паршину сделать вывод, что изменение служебных свойств конструкционных материалов определяется не только характером взаимодействия дислокаций и других несовершенств кристаллического строения, плотностью и равномерностью их распределения, изменяющимися в процессе температурно-временных и температурно-силовых условий нагружения конструкций, но и

структурно-фазовыми превращениями, происходящими во времени в зависимости от температуры с учетом дилатации на границе раздела "формирующаяся избыточная (вторичная) фаза – матрица" [1–5]. При этом необходимо уделять особое внимание взаимодействию несовершенств кристаллического строения и продуктов структурных превращений на различных этапах распада твердых растворов (появление сегрегатов, их рост, образование своеобразных зон, когерентного состояния и, наконец, обособление