

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Экологические проблемы и риски воздействий ракетно-космической техники на окружающую среду: Справочное пособие / Под ред. В.В. Алдушина, С.И. Козлова, А.В. Петрова. – М.: АНКИЛ, 2000. – 600 с.
2. Архипов В.А., Березиков А.П., Козлов Е.А. и др. Моделирование техногенных загрязнений при отделении ступеней ракет-носителей // Известия вузов. Физика. – 2005. – № 11. – С. 5–9.
3. Стрельцова Т.А., Ушакова Г.В., Черданцева О.И. и др. Моделирование воздействия НДМГ на культурные растения // Фундаментальные проблемы охраны окружающей среды и экология природно-территориальных комплексов западной Сибири: Материалы научной конференции. – Горно-Алтайск, 2000. – С. 123–125.
4. Архипов В.А., Березиков А.П., Козлов Е.А. и др. Моделирование процессов образования и эволюции жидко-капельного облака при разгерметизации в атмосфере топливных баков ракет // Фундаментальные проблемы охраны окружающей среды и экология природно-территориальных комплексов западной Сибири: Материалы научной конференции. – Горно-Алтайск – 2000. – С. 78–79.
5. Немова Т.Н., Кузнецов Г.В., Мамонтов Т.Я., Бульба Е.Е. Численное моделирование состояния капель диметилгидразина при движении из верхних слоев атмосферы к поверхности Земли // Известия вузов. Физика. – 2006. – № 6. – С. 112–115.
6. ГОСТ 24631-81 Государственный стандарт союза ССР. Атмосферы справочные. Параметры. Государственный комитет СССР по стандартам. Москва.
7. Большаков Г.Ф. Химия и технология компонентов жидкого топлива. – Л.: Химия, 1983. – 320 с., ил.

Поступила 15.10.2007 г.

УДК 621.181.001.4:621.18

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МЕТАЛЛА НА КОРРОЗИЮ ТРУБ ПАРОВЫХ КОТЛОВ

А.С. Заворин, Л.Л. Любимова, А.А. Макеев, А.А. Ташлыков, А.И. Артамонцев, Б.В. Лебедев

Томский политехнический университет
E-mail: ghost@tpu.ru

На основе рентгенофазового анализа образцов из трубной стали 20 проведена оценка степени структурной неоднородности металла. Изучено её влияние на межзеренную и внутризеренную ползучесть и связанные с ними процессы общей и язвенно-питтинговой коррозии труб паровых котлов.

1. Введение

Процессы коррозии в пароводяных трактах ТЭС и АЭС являются причиной периодически дискутируемых и поднимаемых до отраслевого уровня проблем надежности парогенераторов и теплообменных труб [1, 2]. Создаваемые программы повышения надежности теплоэнергетического оборудования предусматривают мероприятия, направленные на совершенствование водно-химических режимов (ВХР), выбор коррозионно-стойких сталей и сплавов и контроль металла, а также реконструктивные работы [3, 4]. Для оценки ВХР на тепловых и атомных электростанциях разрабатываются и используются системы химико-технологического мониторинга, позволяющие оценивать и прогнозировать поведение примесей в пароводяном тракте, т. к. известно, что среди причин, вызывающих повреждаемость коррозией поверхностей нагрева, отмечаются в качестве имеющих первостепенное значение факторы водно-химического режима как внешние факторы воздействия.

В качестве количественного показателя скорости коррозии применяют коррозионные потери металла за длительный период в заданной среде. Однако, несмотря на то, что влияние каждой стандартной среды (пароводяная, щелочная, водородная, кисло-

родная, кислотнo-фосфатная и др.) в отдельности изучается, сведения о скоростях коррозии даже в стандартных средах весьма ограничены, не говоря уже о практическом многообразии сред, в которых эксплуатируется теплоэнергетическое оборудование. Но и с другой стороны, при всем многообразии коррозионно-агрессивных сред признаки и характер коррозионных повреждений для них достаточно однообразны – это локальные язвенно-питтинговые повреждения на фоне общей коррозии.

При анализе механизмов коррозионной повреждаемости поверхностей нагрева в меньшей степени представлены оценки влияния внутренних факторов. К ним относят наличие фаз и зерен, межфазных и межзеренных границ, неоднородность структуры и материальную неоднородность, неравноосность и разнoзернистость, аномальные расширения кристаллических решеток и др [5]. Среди этих вопросов выделяется еще менее изученная область – влияние внутренних остаточных структурных напряжений и их перераспределения в процессе работы труб в условиях температур и давлений на развитие язвенно-питтинговой коррозии. Исключение из анализа механизма коррозии этого фактора лишает сложную коррозионную проблему того комплексного подхода, который

требуется при исследованиях столь многофакторного явления как коррозионное разрушение металла котельных труб.

В связи с изложенным, целью настоящей работы является установление связи между внутренними структурными напряжениями и скоростью коррозии.

2. Экспериментальная часть

2.1. Подготовка образцов

Плоские образцы (две партии) для коррозионных испытаний со средними размерами 10×28×5 мм вырезались из котельной трубы, изготовленной из стали 20, рис. 1.

Первая партия состояла из шестнадцати образцов, каждый из которых (за исключением образца-свидетеля № 1) подвергался внешней механической нагрузке с помощью стандартного гидравлического пресса. Данные опытов [6] показали, что различные уровни внешней нагрузки оказывают различное отрицательное действие на образцы. Вызывая перераспределение внутренних напряжений за счет микроструктурной повреждаемости, они приводят к общему понижению коррозионной стойкости образцов. Значения нагрузки на образцы первой партии были различными и составляли для разных образцов от 18 до 455 МПа.

Вторая партия из семнадцати образцов подвергалась одной и той же нагрузке, равной 350 МПа. Перед коррозионными испытаниями образцы отжигались на воздухе в печи при температуре порядка 350...400 °С.

Образцы первой и второй партий испытывались на коррозионную стойкость в среде водяного пара в течение года. Через каждые 6 мес. (соответственно первые и вторые коррозионные испытания) они извлекались из испытательного устройства (рис. 2), устанавливалось изменение их массы, измерялись микротвердость и внутренние структурные напряжения первого и второго рода.

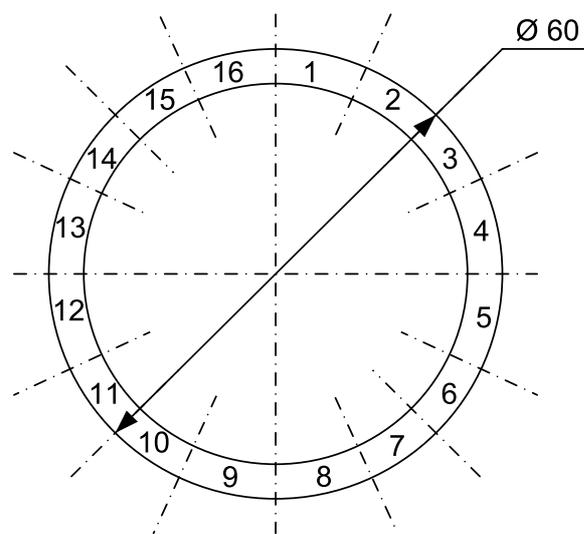


Рис. 1. Схема нарезки и маркировка образцов

2.2. Методика коррозионных испытаний

Коррозионные испытания проводились в установке (рис. 2), включающей рабочий участок – 1, представляющий собой трубу из нержавеющей стали 12Х18Н12Т длиной 500 мм, наружным диаметром 20 и толщиной стенки 2,5 мм. Рабочий участок с исследуемыми образцами размещался в печи – 2. Труба рабочего участка заполнялась дистиллированной водой. Герметичность обеспечивалась аргоно-дуговой сваркой. Давление водяного пара в полости трубы измерялось образцовым манометром – 3. Температура в полости рабочего участка создавалась печью, устанавливалась задатчиком – 4 и регулировалась автоматическим тиристорным регулятором – 5 по данным термопары – 6. Точное значение температуры считывалось по показаниям ртутного термометра – 7. Игольчатый вентиль – 8 предназначался для сброса давления и продувки полости рабочего участка.

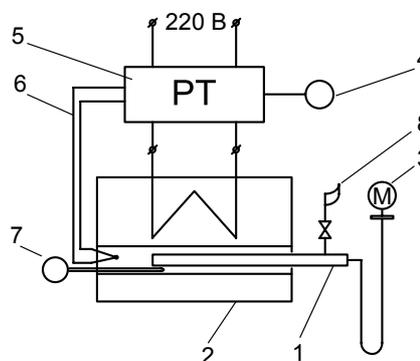
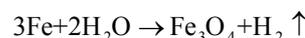


Рис. 2. Схема установки для коррозионных испытаний в среде насыщенного пара

Тепловой режим испытаний – стационарный (при установленной температуре), круглосуточный. После прогрева вода деаэрировалась продувкой через игольчатый вентиль. В среде водяного пара сталь окислялась по реакции с образованием водорода:



Парциальное давление водорода вычислялось по закону Дальтона: $P_{\text{H}_2} = P_0 - P(t_s)$, где P_0 – давление по манометру; t_s – температура насыщения, регистрируемая ртутным термометром; $P(t_s)$ – справочное значение, определяемое по таблицам воды и водяного пара. Температура коррозионных испытаний 230...235 °С.

2.3. Рентгенодиагностика

Внутренние структурные напряжения σ и размер кристаллитов D определяются методом рентгеновской дифракции. Для этого устанавливается вид функций для профилей и распределение интенсивности в экспериментальных профилях двух дифракционных линий для исследуемого образца и образца сравнения, выделяется истинное физическое уширение каждой линии для исследуемого об-

разца, исключается влияние геометрического фактора, производится оценка вклада в истинное физическое уширение каждой линии анализируемого образца, зависящего от дисперсности (m_1 и m_2) и от микронапряжений (n_1 и n_2). После этого D и σ вычисляются по выражениям:

$$D = \frac{0,94 \lambda}{m_1 \cos \theta_1}, \quad \sigma = \left(\frac{n_2}{4 \operatorname{tg} \theta_2} \right) \cdot E,$$

где λ – длина волны; E – модуль нормальной упругости; m_1 – часть физического уширения первой дифракционной линии, обусловленная размерами кристаллитов; n_2 – часть физического уширения второй дифракционной линии, обусловленная микронапряжениями; θ_1 и θ_2 – углы дифракции для первой и второй дифракционных линий.

Плотность дислокаций оценивается согласно

$$\rho = \frac{3}{D^2}.$$

Для приближенных расчетов среднего угла разориентировки блоков δ используют следующие выражения [7]: $\rho = \frac{4 \operatorname{ctg} \theta}{5 b^2} \beta^2$ и $\rho = \frac{3\delta}{Db}$, в которых

b – модуль вектора Бюргера дислокаций; β – уширение дифракционной линии (в радианах).

3. Результаты

По разработанной методике с целью проверки гипотезы о связи коррозионного поведения трубной стали с распределением внутренних напряжений проведены две серии коррозионных испытаний на каждой партии образцов.

Результаты испытаний представлены на рис. 3–6 и в табл. 1, 2.

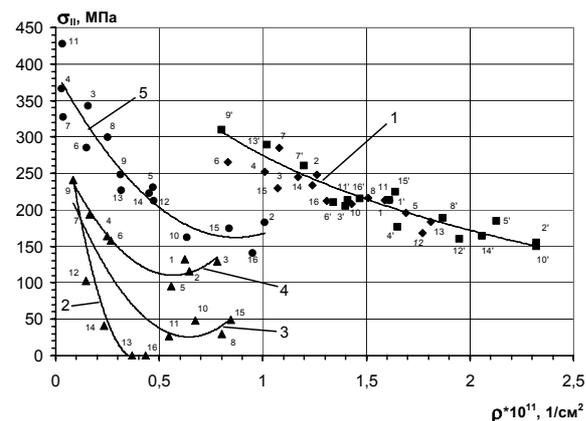


Рис. 3. Зависимость микронапряжений второго рода от плотности дислокаций для первой партии образцов: 1) образцы исходные и после пластического деформирования (♦, ■); 2–4) после первых коррозионных испытаний (▲); 5) после вторых коррозионных испытаний (●)

На рис. 3 и 5 показаны изменения внутренних напряжений второго рода σ_{II} для исходных образцов первой и второй партий, образцов после де-

формации давлением, после первых и вторых коррозионных испытаний в зависимости от плотности структурных дефектов. На рис. 4 и 6 изображено изменение массы образцов в процессе двух этапов коррозионных испытаний.

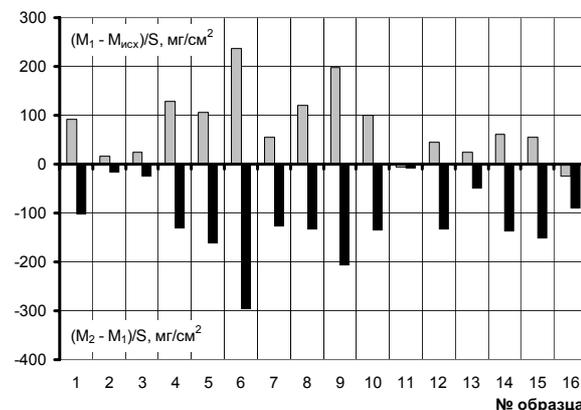


Рис. 4. Изменение массы металла первой партии образцов: ■ – $(M_1 - M_{исх})/S$ – первые коррозионные испытания; ■ – $(M_2 - M_1)/S$ – вторые коррозионные испытания; $M_{исх}$ – исходная масса образцов; M_1 и M_2 – после первых и вторых коррозионных испытаний; S – площадь образцов

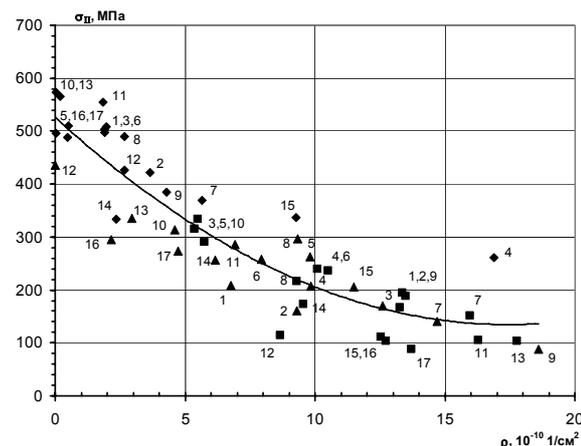


Рис. 5. Зависимость микронапряжений второго рода от плотности дислокаций для второй партии образцов: ♦ – исходные образцы; ■ – после первых и ▲ – вторых коррозионных испытаний

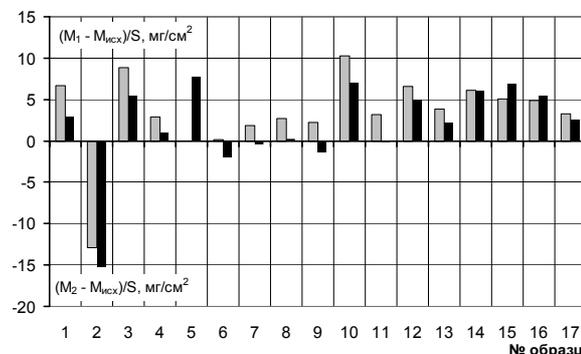


Рис. 6. Изменение массы металла второй партии образцов: ■ – $(M_1 - M_{исх})/S$ – первые коррозионные испытания; ■ – $(M_2 - M_{исх})/S$ – вторые коррозионные испытания. Обозначения см. на рис. 4

Таблица 1. Средний угол разориентировки блоков (первая партия образцов), δ , град

№ образца	Исходные образцы	Образцы исходные после деформации давлением	После первых коррозионных испытаний	После вторых коррозионных испытаний
1	0,205	–	0,128	0,147
2	0,200	0,218	0,124	0,167
3	0,194	0,193	0,137	0,155
4	0,189	0,196	0,106	0,142
5	0,204	0,219	0,112	0,147
6	0,182	0,192	0,106	0,135
7	0,200	0,200	0,106	0,130
8	0,202	0,209	0,115	0,151
9	0,241	0,195	0,111	0,140
10	0,196	0,216	0,109	0,137
11	0,205	0,196	0,095	0,137
12	0,200	0,200	0,074	0,142
13	0,200	0,200	0,076	0,133
14	0,194	0,210	0,067	0,143
15	0,185	0,210	0,121	0,155
16	0,191	0,200	0,082	0,151

Примечание: первый образец не подвергался деформированию давлением

Таблица 2. Средний угол разориентировки блоков (вторая партия образцов), δ , град

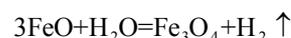
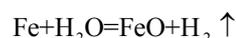
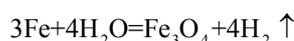
№ образца	Исходные образцы после деформации давлением	После первых коррозионных испытаний	После вторых коррозионных испытаний
1	0,124	0,187	0,155
2	0,203	0,179	0,155
3	0,201	0,187	0,176
4	0,224	0,184	0,173
5	0,196	0,180	0,190
6	0,213	0,185	0,178
7	0,200	0,187	0,178
8	0,217	0,173	0,198
9	0,196	0,186	0,183
10	0,200	0,175	0,174
11	0,200	0,176	0,181
12	0,196	0,139	0,139
13	0,207	0,182	0,167
14	0,226	0,163	0,166
15	0,212	0,160	0,181
16	0,174	0,158	0,146
17	0,187	0,160	0,161

Примечание: семнадцатый образец не подвергался деформированию давлением, $\delta=0,187$ град представляет собой исходное значение среднего угла разориентировки блоков

Результаты коррозионных испытаний образцов показывают следующее.

1. Зависимости внутренних напряжений от плотности структурных дефектов для всех исходных образцов и образцов первой партии после пластической деформации, а также образцов второй партии после механической нагрузки (рис. 3, кривая 1, и рис. 5) аналогичны базовой кривой Одингга [8], характеризующей сопротивление металла пластическому деформированию в зависимости от плотности дислокаций.

2. Первый этап коррозионных испытаний первой партии образцов сопровождается привесом массы для всех образцов кроме образца № 16, который был разрушен до испытаний приложенным к нему напряжением, превышающим временное сопротивление разрушению σ_b . Этот образец характеризовался постоянной потерей металла без пассивации в процессе первых и вторых коррозионных испытаний.
3. Скорость коррозии, оцениваемая привесом массы, объясняется расходом металла на образование пленки тяжелого окисла Fe_3O_4 в среде водяного пара в отсутствие кислорода:



Образование магнетита Fe_3O_4 на поверхности образцов подтверждено рентгенофазовым анализом продуктов коррозии.

4. Из графика изменения масс образцов первой партии после первых коррозионных испытаний (рис. 4) следует, что все образцы разделились на три группы: к первой относятся образцы № 6 и 9 с наибольшим привесом массы 200...230 мг/см²; вторую группу составляют образцы №№ 2, 3, 11, 13 с наименьшим привесом массы – от 8 до до 50 мг/см². Остальные образцы, отнесенные к третьей группе, занимают промежуточное положение. Это образец № 1 (образец-свидетель, к которому не применялось давление) и образцы №№ 4, 5, 7, 8, 10, 12, 14, 15, которые характеризуются увеличением массы до 150 мг/см².
5. Кривые изменения внутренних напряжений образцов от плотности дислокаций после первых коррозионных испытаний (рис. 3, кривые 2–4) показывают: а) уход всех экспериментальных точек с базовой кривой 1; б) уменьшение плотности дислокаций всех образцов за счет роста кристаллитов, т. е. рекристаллизацию при низких температурах; в) релаксацию внутренних напряжений как частный случай ползучести, откуда следует, что с этим явлением надо считаться уже при низких температурах испытаний 230 °С.
6. На втором этапе коррозионных испытаний первой партии образцов происходит растворение Fe_3O_4 и убыль массы металла с возобновлением тонких слоев окисла Fe_3O_4 . Коррозия металла с потерей массы происходит быстрее пассивации. При этом характер изменения массы на втором этапе коррозионных испытаний сохраняется: менее всего теряют массу те образцы, которые ее медленнее набирали – это образцы №№ 2, 3, 11, 13; более всего убывает масса у образцов № 6 и 9. Максимальная убыль массы составляет 200...300 мг/см². Остальные образцы занимают промежуточное положение.

7. Вторым этапом коррозионных испытаний характеризуется повышением внутренних напряжений за счет ползучести, которая рассматривается как периодически протекающий процесс упрочнения-разупрочнения (рис. 3, кривая 5).
8. Все этапы коррозионных испытаний описываются различными кривыми «напряжение-плотность дислокаций»; не наблюдается возврата точек к исходной базовой кривой 1 (рис. 3), что свидетельствует о качественном изменении физических свойств образцов трубной стали, т. к. полученные кривые, аналогичные [8], в каждой своей точке характеризуют реальную прочность металла.
9. Для образцов второй партии (рис. 5), прошедших предварительную термообработку отжигом, исходная базовая кривая зависимости внутренних напряжений от плотности дислокаций приблизительно сохраняется в течение всех испытаний.
10. Скорость коррозии второй партии образцов (рис. 6) выражается в незначительном увеличении массы (за исключением образца № 2) в ходе как первых, так и вторых коррозионных испытаний. Привес массы не превосходит 10 мг/см², что в 20...30 раз меньше скорости коррозии по сравнению с первой партией образцов.
11. Приведенные в табл. 1, 2 данные о изменении среднего угла разориентировки блоков показывают, что для образцов первой партии диапазон этих изменений после первых коррозионных испытаний составляет от 3 до 9 мин, после вторых коррозионных испытаний – от 1 до 5 мин. Для образцов второй партии после первых коррозионных испытаний угол меняется от 0,6 до 4 мин, а после вторых коррозионных испытаний – от 0 до 2 мин.

4. Обсуждение результатов

Пластическая деформация, по данным различных авторов, протекает по ряду механизмов (11 механизмов), которые можно подразделить на три группы: а) группа сдвиговых процессов – нормальный сдвиг; двойникование как пластическая деформация, вызванная сдвиговыми процессами; изгиб; пластинкование; б) группа диффузионных процессов – диффузионная пластичность, растворно-осадительный механизм, дислокационно-диффузионный механизм; в) группа пограничных процессов – относительное перемещение зерен, относительное перемещение блоков, полигонизация, рекристаллизация [8].

Пластическая деформация для одного и того же металла может протекать не только по одному из этих механизмов, но и при одновременном действии ряда механизмов с возможным преобладанием того или иного, или нескольких механизмов.

Пластические деформации протекают во время службы трубных поверхностей нагрева паровых котлов и определяют такие важнейшие для их ресурса процессы, как ползучесть и релаксация напряжений.

В настоящее время наиболее существенным общепринятым механизмом, обуславливающим ползучесть, считается образование, движение и взаимодействие дислокаций, а также диффузионные процессы, хотя полученные эмпирические уравнения сложных кривых ползучести с непостоянными скоростями ползучести на всех участках кривых, выведенные на базе дислокационных и диффузионных процессов, не вскрывают природу этого явления и соответствуют опытным данным только лишь на ограниченных участках.

Структурная теория ползучести в качестве основного положения также включает дислокационную теорию, состоящую в том, что в кристаллической решетке имеется ряд несовершенств – дислокаций, движение которых под действием внешних сил вызывает пластическую деформацию. Сопротивление пластической деформации (предел текучести) определяется модулем сдвига G , изменение этой величины при изменении температуры определяет эффективность ползучести и релаксации, например, чем выше модуль сдвига, тем выше жаропрочность.

Существует величина критического напряжения сдвига дислокации $\tau_{кр}$, которая тем не менее не определяется только G , вектором Бюргерса b и длиной генерирующего источника дислокации l , т. к. движение дислокаций затрудняется рядом препятствий.

К таким препятствиям относят вакансии, дислоцированные атомы, атомы, входящие в твердый раствор – увеличение плотности этих «точечных» препятствий увеличит сопротивление движению дислокаций и пластическому деформированию. Температурные флуктуации и диффузионные процессы будут освобождать дислокацию от этих препятствий. Наиболее устойчивыми препятствиями являются зональные – зоны Гинье-Престона и мелкодисперсные самостоятельные кристаллические образования, т. е., исходя из структурной теории ползучести, наибольшую сопротивляемость ползучести будут оказывать гетерогенные сплавы. Другим типом препятствия являются «облака» из чужеродных атомов – это объемное препятствие, способное к устойчивой блокировке дислокаций. Кроме того, препятствия для движения дислокаций могут быть другие дислокации, лежащие не в параллельных плоскостях, а пересекающие плоскость скольжения. Дислокации в роли препятствий чувствительны к температурному фактору, в особенности при малых скоростях деформации, т. е. в условиях ползучести.

Характер разрушения металла при ползучести может быть межзерненным, внутризерненным и смешанным [8], на что впервые указал Бейли. Он отметил, что поведение металла при ползучести определяется двумя факторами – 1) предельной деформацией зерен; 2) предельной прочностью границ зерен.

В настоящее время роль межзерненной и внутризерненной ползучести является существенной в жаропрочности стали. Результаты исследований роли этих видов пластичности сводятся к тому, что картина

ползучести качественно сходна с признаками пластической деформации при активном растяжении.

В [8] показано, что межзеренная пластичность выявляется: 1) путем относительного перемещения зерен; 2) путем рекристаллизации, когда за счет передвижения дислокаций на границах зерен произошло значительное увеличение размера зерна.

Эти данные свидетельствуют о том, что рост зерна наблюдается при температурах, более низких по сравнению с обычной температурой рекристаллизации.

Следовательно, межзеренную пластичность в процессе ползучести можно обнаружить через группу пограничных процессов [8] – относительное перемещение зерен или блоков и рекристаллизацию за счет миграции границ зерен, обнаруженных в настоящей работе.

В [8] с помощью обычного оптического микроскопа не удалось наблюдать линии сдвига внутри зерна. Поэтому возник вопрос, происходит ли пластическая деформация в самих зернах.

В настоящей работе выдвигается предположение о том, что, как и межзеренная пластичность, которая может быть диагностирована по процессу рекристаллизации и миграции границ, так и внутризеренная ползучесть может быть установлена по росту кристаллитов при уменьшении плотности структурных дефектов.

В частности, рост кристаллитов и уменьшение плотности дислокаций первой партии образцов после первых коррозионных испытаний (рис. 3) свидетельствуют о рекристаллизационных процессах внутри зерна и наличии внутризеренной пластичности.

Кривые для образцов второй партии как после первых, так и после вторых коррозионных испытаний (рис. 5) обладают большей стабильностью, все точки находятся в диапазоне базовой кривой, диагностические признаки межзеренной и внутризеренной коррозионной пластичности проявляются в меньшей степени, так что можно ожидать достаточной стабильности и коррозионного поведения.

5. Заключение

Существующие представления о наличии двух видов прочности – прочности зерен и прочности

межзеренных границ – привлечены в настоящей работе для интерпретации полученных экспериментальных результатов.

Показано, что явления ползучести могут протекать в сталях и без приложения внешней активной нагрузки, движение дислокаций может происходить под влиянием остаточных неоднородных внутренних напряжений.

Установлено, что образцы, не подвергнутые предварительной термической обработке, испытывают в процессе коррозии релаксацию внутренних напряжений и ползучесть двух видов – межзеренную, проявляющуюся рентгенографически в изменениях углов разориентировки блоков, и внутризеренную, сопровождающуюся рекристаллизационными процессами внутри зерна. Накопленные в процессе испытаний деформации приводят к упрочнению этих образцов на втором этапе коррозионных испытаний. Показано, что рекристаллизационные процессы проходят в ходе коррозионных испытаний при температурах, существенно ниже обычных. Этим установлено, что с процессами ползучести котельных труб следует считаться не при температурах выше 450 °С, как это принято, а при любых температурах на всех этапах эксплуатации.

Предполагается, что наличие двух видов ползучести приводит к межзеренному и внутризеренному порообразованию и к двум видам коррозионных повреждений – к общей коррозии и к структурной язвенно-питтинговой коррозии.

При предварительной термической обработке образцов на их поверхности и в микротрещинах, созданных при пластической деформации, возникает тончайшая прочная окисная пленка, которая, повышая критическое напряжение сдвига, служит барьером для перемещения дислокаций.

Следовательно, термообработка отжигом имеет большое значение как средство снижения скорости общей коррозии и замедления развития структурной язвенно-питтинговой коррозии за счет торможения меж- и внутризеренной ползучести. Характер перераспределения внутренних напряжений может служить основанием для прогнозирования коррозионного поведения трубной стали.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Концепция РАО «ЕЭС России» технической и организационно-экономической политики в области теплофикации и централизованного теплоснабжения / А.П. Берсенева, В.А. Малафеев, Г.Г. Ольховский и др. – М.: ВТИ, 1997. – 44 с.
2. Савченко В.А. Некоторые концептуальные вопросы управления сроком службы российских энергоблоков АЭС // Теплоэнергетика. – 2000. – № 5. – С. 2–8.
3. Акользин П.А. Коррозия и защита металла теплоэнергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1982. – 304 с.
4. Антикайн П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. – 4-е изд. – М.: Энергосервис, 2001. – 440 с.
5. Герасимов В.В., Монахов А.С. Материалы ядерной энергетики. – М.: Атомиздат, 1973. – 336 с.
6. Почув В.Ф. Испытания труб промышленных и отопительных котлов для определения работоспособности с применением рентгеновского метода: Автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.14.04 / Томский политехнический университет. – Томск, 2004. – 16 с.
7. Металловедение и термическая обработка стали: Справочн. изд. В 3-х т. / Под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рихштадта. – 4-е изд., перераб. и доп. Т. 1. Методы испытаний и исследования. В 2-х кн. Кн. 1. – М.: Металлургия, 1991. – 304 с.
8. Одинг И.А., Иванова В.С., Бурдукский В.В., Геминев В.И. Теория ползучести и длительной прочности металлов. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во по черной и цветной металлургии, 1959. – 487 с.

Поступила 20.12.2006 г.