

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ НАГРЕВА ПАРОВЫХ КОТЛОВ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ВНУТРЕННИХ СТРУКТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ I И II РОДА

Макеев А.А., к.т.н., Любимова Л.Л., к.т.н., Заворин А.С., д.т.н.,
Фисенко Р.Н., Ташлыков А.А., к.т.н.
Томский политехнический университет, г.Томск
E-mail: ll@tpu.ru

Особенности работы элементов энергетического оборудования, влияющие на параметры надежности и ресурс, заключаются в наличии комплекса сложных эксплуатационных условий – действующие напряжения от рабочего давления, высокие температуры, температурные градиенты, остаточные напряжения, изгибающие напряжения от самокомпенсации, сложно-напряженные состояния, нестационарные режимы работы. Характерной особенностью являются также циклические колебания температуры.

Наибольшее значение для надежности и экономичности электростанции имеют трубопроводы, по которым проходят основные потоки пара и воды с высокими параметрами.

В процессе изготовления трубная заготовка проходит длинную и сложную технологическую цепь термомеханических операций, в результате чего структура металла стенки трубы приобретает индивидуальные особенности, заключающиеся в появлении неоднородностей, несплошностей, наклепа, слоистости и внутренних остаточных напряжений, роль которых не учитывается в теории вопросов о процессах межзеренных (коррозия под напряжением, ТКК) и внутризеренных (МКК) разрушений. Сложность изучения закономерностей появления остаточных напряжений связана с необходимостью учета механических, тепловых и физико-химических факторов, влияющих на ход технологического процесса.

В соответствии с Нормами расчета трубопроводов на прочность макроскопические свойства I рода – модули упругости, пределы текучести, пределы прочности, предельные деформации, твердость, заложенные в основу расчета, не содержат параметров микроструктуры, определяющих свойства II рода (микроскопические), относящиеся к составляющим микроструктуры – зернам, либо компонентам многокомпонентных сплавов – модули упругости зерен, микротвердость и т. п., а также свойства III рода (субмикроскопические), относящиеся к блокам мозаики в зернах металлов (ОКР), участкам границ – зерен или включе-

ний и т. д. Следовательно, выражения, используемые в расчетах на прочность, не позволяют предположить, каким образом свойства II и III рода, например, остаточные (внутренние) и термоструктурные напряжения (II рода) при работе металла в условиях ползучести при наличии механических и термических знакопеременных нагрузок повлияют на макроскопические свойства стали поверхностей нагрева и их ресурсные характеристики.

Это представляется особенно важным в связи с известными многочисленными случаями потери длительной прочности элементов тепло-механического оборудования и паропроводов задолго до исчерпания их расчетного ресурса, что проявляется в виде коррозионной неустойчивости сталей, выражающейся в образовании магистральных трещин в результате коррозионного растрескивания под напряжением (КРН), межкристаллитной (МКК) и транскристаллитной коррозии (ТКК), ползучести, графитизации.

Анализируя состояние проблем прогнозирования, остаточного ресурса и продления срока службы элементов поверхностей нагрева паровых котлов, можно отметить, что в номенклатуре опасных эксплуатационных факторов в технологиях котло-и реакторостроения для улучшения качества расчетных моделей, в выработке рекомендаций по выбору материалов, безопасных температур эксплуатации, в диагностике трещинообразования и предотвращения хрупких разрушений не оценивается роль внутренних структурных напряжений первого и второго рода, ярко проявляющих себя в процессе структурно-физической деградации конструкционных материалов и определяющих в этой связи индивидуальные физические возможности металла [1].

Стремясь к обеспечению безаварийности и долговечности эксплуатации котельных агрегатов, необходимо учитывать величину внутренних напряжений при проектировании, оценивать условия их перераспределения и релаксации, суммировать с напряжениями, обусловленными внешними нагрузками. Это позволит, не допуская превышения допустимых пределов, избежать микроструктурной пористости и структурного трещинообразования.

В настоящей работе представляются новые подходы к решению проблем прогнозирования, основанные на анализе внутренних структурных напряжений первого и второго рода.

В качестве объекта исследований применяется низколегированная жаропрочная трубная конструкционная сталь 12Х1МФ (химический состав по ГОСТ 20072-74, % по массе: 0,08–0,15 С; 0,9–1,2 Cr; 0,25–0,35 Мо; 0,15–0,30 V; 0,4–0,7 Mn; 0,17–0,37 Si; < 0,25 Ni; < 0,20 Cu; < 0,025 S; < 0,030 P; остальное – железо), которая находит применение в

котлостроении для изготовления трубопроводов высокого и сверхвысокого давления, труб пароперегревателей, фланцев, диафрагм для длительной работы при температурах, не превышающих 585 °С [2], и которая по проекту должна была обеспечивать длительную эксплуатацию при высоких температурах в конструкциях, находящихся в сложноподвижном состоянии.

Первоначально жаропрочные и жаростойкие стали перлитного класса для производства труб паропроводов высокого и сверхвысокого давления и высокотемпературных пароперегревателей марок 12ХМ, 15ХМ, 12Х1МФ, 15Х1МФ разработаны для применения при рабочих температурах 565–600 °С.

Характерной особенностью стали 12Х1МФ является не очень высокая устойчивость аустенита [2], низкая прокаливаемость, большая неоднородность структуры и свойств по сечению и длине паропроводов, коллекторов и других элементов тепломеханического оборудования [3], развитие трещин, пористости, снижение длительной пластичности [4, 5] и, как следствие, КРН и МКК. Эти обстоятельства привели к тому, что расчетная температура пара была директивно понижена сначала до 545 °С, а затем и до 510 °С, а парковый ресурс труб сокращен с 300 тыс. ч до 100 тыс. ч [6].

Отмеченные недостатки труб пароперегревателей, выявленные длительным опытом эксплуатации, и связанные с неоднородностью структуры, делают актуальными вопросы прогноза работоспособности поверхностей нагрева паровых котлов на основе анализа свойств II и III рода.

Исследования проводились по методике термоциклирования методом рентгеновской дифракции с использованием молибденового антикатада со средней длиной волны $\lambda_{\text{ср}} = 0,71069 \text{ \AA}$ и циркониевого β -фильтра.

Установление характера перераспределения собственных внутренних (остаточных) напряжений в образце стали 12Х1МФ в процессе термоциклирования осуществлялось в режиме «нагрев – охлаждение – нагрев» с повышением температуры в каждом очередном цикле испытаний. По достижении стационарного теплового режима при нагреве и охлаждении, фиксируемого по термограмме, производилась рентгено съемка экспериментальных профилей дифракционных линий и измерялось распределение интенсивностей линий в зависимости от угла дифракции [7]. Установление влияния факторов дисперсности и микронапряжений сводилось к выделению из полученного общего физического уширения линий части m – уширения, связанного с дисперсностью, и части n – уширения, связанного с микронапряжениями.

Экспериментальные результаты представлены на рисунках 1–4 [8–10].

$\alpha \cdot 10^{-6}, 1/\text{град}$

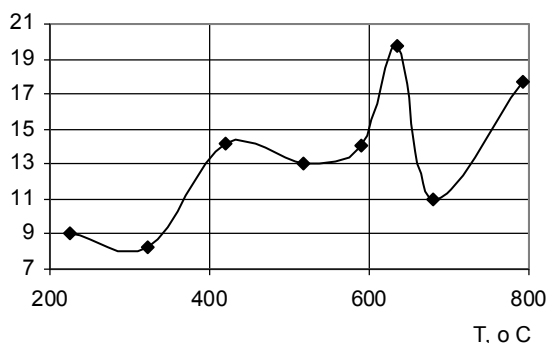


Рис. 1. Термические линейные расширения α кристаллических решеток. Сталь 12X1MΦ

Эксперимент показывает (см. рис. 2, 3), что уровни средних внутренних напряжений в образце стали 12X1MΦ по порядку величины соответствуют базовым механическим характеристикам для данной стали $\sigma_B = 520\text{--}200$ МПа, $\sigma_{0.2} = 330\text{--}160$ МПа в диапазоне температур от 20 до 650 °C [2], но носят знакопеременный характер.

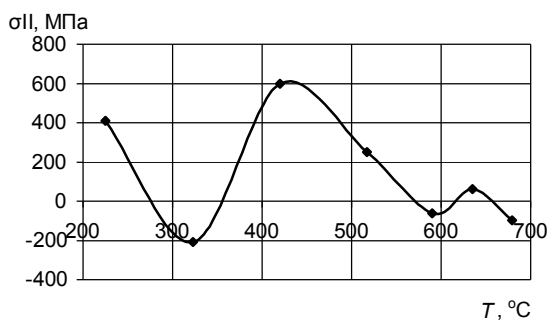


Рис. 2. Сталь 12X1MΦ. Микронапряжения II рода в зависимости от температуры

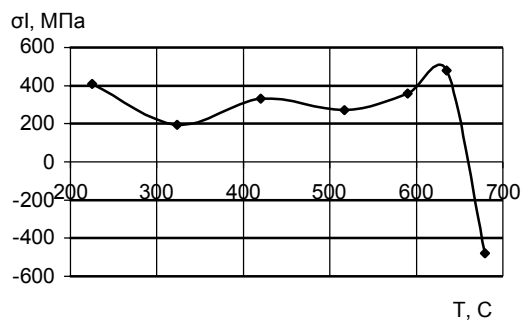


Рис. 3. Сталь 12X1MΦ. Микронапряжения I рода в зависимости от температуры

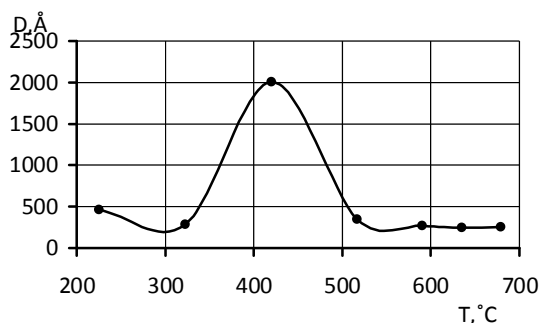


Рис. 4. Сталь 12X1MΦ. Размер кристаллитов в зависимости от температуры

Анализ экспериментальных результатов. Эксперименты по исследованию структурных термических превращений котельной стали 12X1MΦ [7, 9] привели к получению зависимости коэффициентов термических расширений кристаллических решеток (см. рис. 1) от темпе-

ратуры, отличающейся нелинейным характером и наличием на температурной кривой $\alpha = f(T)$ аномальных эффектов вида λ -аномалий.

Подобное явление аномального расширения кристаллических решеток некоторых материалов при определенных температурах отмечается в работах [9–24] и др. Для стали 12Х1МФ аномальные тепловые деформации наблюдаются при температурах порядка 420 °С и в окрестности 635 °С (см. рис. 1).

Наличие экстремальных точек на кривой тепловых деформаций нельзя не связывать с изменением свойств и состояния трубной стали.

В частности, при материаловедческих исследованиях конструкционных материалов ТВС и органов СУЗ быстрых реакторов для нержавеющей сталей, сталей ферритно-мартенситного класса и сплавов [17] называются определенные температурные точки или интервалы температур, в которых наблюдаются существенные изменения свойств. Например, при $T = 380–400$ °С – отмечается низкотемпературное охрупчивание при заметном снижении пластичности. При $T = 340–700$ °С – опасное снижение механических свойств, особенно в диапазоне 500–600 °С. Наблюдалось заметное снижение пластичности и в диапазоне 400–600 °С. Так, для сплава 0Х20Н45М4БРЦ уменьшение пластичности практически до нуля соответствует двум температурным интервалам, совпадающим с двумя областями максимального распухания оболочек твэлов: 400–420 °С и 550 °С. Полученные В.В. Чуевым с соавторами температурные интервалы аномальных изменений свойств [17] примерно совпадают с аномалиями линейных термических расширений кристаллических решеток, установленными для стали 12Х1МФ, и в работах [9, 10, 12, 14–16].

Аномальное поведение кристаллических решеток, очевидно, связано с показателями прочности и пластичности и изменяет их далеко не в нужную сторону: показатели прочности падают, а показатели пластичности возрастают. В частности, например, в [25] отмечается, что низколегированные стали начинают терять прочность при 427 °С, а при 538 °С их прочность становится в половину меньше, чем при комнатной температуре. Углеродистые стали начинают интенсивно терять прочность при температуре 371–454 °С. Примерно при температуре 418 °С они подвергается графитизации. Прочность аустенитных нержавеющей сталей несколько снижается при 538 °С и резко уменьшается при 649 °С.

При исследованиях отечественной жаростойкой и жаропрочной хромомарганцевой перспективной стали Ди-59 (10Х13Г12БС2Н2Ц2) отмечается снижение прочности стали в результате ползучести и отсутствие необходимого уровня ее эксплуатационной надежности в тех же температурных интервалах, а именно при 427–445 °С и 600–650 °С [19].

Все названные температурные точки аномальных расширений кристаллических решеток, аномального распухания материалов оболочек твэлов, аномального снижения прочностных характеристик материалов паровых котлов, графитизации паропроводов очень близки между собой, что позволяет предположить единую закономерность явлений, происходящих в структуре материала при этих температурах.

Конструкционные стали и сплавы в твердом состоянии представляют собой сложную многофазную систему твердых растворов, химических или интерметаллических соединений, фаз внедрения, электронных соединений, отделенных друг от друга межфазной границей раздела. Фазы обладают разным химическим составом, имеют разный размер зерен, различные ориентации зерен по отношению к другим фазам, отличаются от других фаз кристаллической структурой и физическими свойствами. Фазовое состояние сплава зависит от температуры и концентрации сплава [26].

При эксплуатации жаропрочных сплавов при высоких температурах под воздействием термомеханических напряжений в структуре сплавов происходят твердофазные реакции с постоянным изменением фазового состава при перераспределении легирующих элементов.

Фазовый переход в широком смысле слова подразумевает переход одной фазы в другую под влиянием внешних изменяющихся воздействий – температуры, давлений, магнитных или электрических полей и т. д. В узком смысле под фазовым переходом понимается скачкообразное изменение физических свойств при непрерывном изменении внешних параметров. Фазовый переход сопровождается изменением межфазных границ.

Аномальные проявления свойств, отмечаемые при рассмотрении структурного полиморфизма как разновидности фазового перехода должны быть, таким образом, справедливы для любого фазового перехода. Так как межзеренная граница рассматривается тоже как отдельная фаза в структуре материала, то, как и любая другая твердая фаза, она может претерпевать фазовые превращения [27].

К твердофазным реакциям границ относят прерывистое выделение, прерывистое огрубление и прерывистое растворение [28]. Таким образом, «...границы зерен могут существовать более чем в одном фазовом состоянии и что в них возможны такие же фазовые переходы, как в объеме. Такие фазовые переходы могут проявляться в скачкообразном изменении структуры, прочности, химических и кинетических свойств границ» [29].

Однако все-таки нельзя сказать, что сегодня достигнуто понимание, как структура границы связана с ее свойствами [28]. С одной сто-

роны, современная теория границ зерен практически полностью ограничивается описанием низкотемпературных структур, с другой стороны, для термодинамического описания фазовых переходов в границах рассматриваются лишь границы между химически идентичными зернами [29].

В [27] отмечается, что прямых экспериментальных доказательств существования зернограничных фазовых превращений в твердом состоянии пока не имеется. Однако термодинамическая теория предсказывает, что если при температуре, не превышающей температуру плавления, на границе зерна происходит фазовый переход, то в точке перехода высокотемпературная фаза h и низкотемпературная фаза l должны находиться в термодинамическом равновесии. Это требует равенства давления P , температуры T и поверхностного натяжения σ обеих фаз, а энтропия S и объем v должны меняться скачком при переходе от одной фазы к другой [27, 29].

Таким образом, доказательства зернограничных фазовых превращений нужно искать в предсказываемых теорией скачкообразных изменениях равновесных характеристик – энтропии, объема, количества адсорбированной примеси, а также неравновесных или кинетических характеристик – скорости миграции границ, зернограничной диффузии, скорости зернограничного проскальзывания, зернограничного внутреннего трения и так далее [27, 29].

К крупномасштабному фазовому переходу типа «разупорядочение» в границе могут приводить дефекты – вакансии в узлах, принадлежащих границе, или атомы, смещенные из этих узлов в другие не занятые узлы, а также взаимодействие дефектов, т.к. каждому такому элементарному дефекту, или «элементу беспорядка», соответствует своя энергия образования.

В работе [30] показано, что при температурах, примерно равных половине температуры плавления, на большеугловых границах может иметь место превращение разупорядочения. При этом, поскольку энергия связи и координационное число атомов, находящихся в границе, меньше, чем в матрице, критические температуры на границе тоже должны быть ниже. Но каким бы ни было зернограничное превращение, характерным его признаком будет служить скачкообразное изменение характеристик. Важно, что в поликристаллах, содержащих очень большое число границ, температура перехода может не быть одинаковой для границ всевозможных ориентаций и скачкообразное изменение характеристик может наблюдаться при разных температурах. Тем не менее, даже в этом случае температура перехода для многих границ лежит, вероятно, в достаточно узком интервале, так что должно наблюдаться ес-

ли и не скачкообразное, то хотя бы аномально быстрое изменение измеряемых характеристик.

Изменение свойств, обусловленное зернограничным фазовым переходом, должно быть обратимым (см. рис. 1).

Приведенные факты свидетельствуют о том, что при выборе конструкционного материала для котло- и реакторостроения оцениваются далеко не все факторы, способные повлиять на прочность и надежность трубопровода при длительной эксплуатации. В частности, экспериментальные результаты, подобные рисунку 1, способны предотвратить не всегда обоснованный выбор материалов и температур эксплуатации, обеспечивая тем самым более длительную прочность.

На рисунке 2 представлена экспериментальная зависимость изменения собственных внутренних напряжений II рода (внутризеренных). Основная особенность полученной зависимости заключается в следующем:

1. В осциллирующем характере внутренних структурных напряжений, изменяющихся в процессе циклического нагрева.
2. В перераспределении внутренних напряжений от растягивающих (+) до сжимающих (–), происходящем через релаксацию напряжений.
3. В реализации процессов циклического упрочнения и разупрочнения при термических циклических нагрузках:

– на кривой (см. рис. 2) наблюдается несколько температурных точек повышенной ползучести – 270, 350, 575, 620, 635 °С, когда можно ожидать наименьшего сопротивления материала изменению объема или формы;

– максимальная сопротивляемость деформированию наблюдается при температуре порядка 220 °С (420 МПа) и в диапазоне 400–425 °С (600 МПа), что может инициировать разрушение за счет структурного трещинообразования при локальном превышении растягивающими напряжениями величины предела текучести.

На рисунке 4 представлена динамика изменения размеров кристаллитов внутри структурного зерна от температуры, показывающая рост кристаллитов при температуре 420 °С, что, по известным представлениям, приведет к снижению хрупкой прочности зерна. Температура 420 °С может быть определена как самая опасная с точки зрения внутризеренного (межкристаллитного) трещинообразования.

На рисунке 3 представлена зависимость внутренних макронапряжений I рода (зональных) в зависимости от температуры. Релаксация зональных напряжений, связанная с процессом трещинообразования, наблюдается в области температур порядка 600–635 °С.

Следовательно, по данным рентгеновской микродилатометрии можно заключить, что диапазон температур 550–600–635 °С не может

быть рекомендован в качестве эксплуатационного. Температура 420 °С является провоцирующей межкристаллитную коррозию. Наиболее благоприятной для эксплуатации стали 12Х1МФ может быть температура в окрестности 520 °С (см. рис. 2, 3).

Причем, температурные градиенты порядка $\pm (15-20)$ °С от установленного уровня приведут к резкому ухудшению состояния стали.

По-видимому, именно эти обстоятельства привели к директивному снижению температуры эксплуатации стали 12Х1МФ сначала до 545 °С, а затем и до 510 °С [1, 6].

Таким образом, метод рентгеновской дифракции, дифференцирующий внутризеренную и межзеренную прочность, позволяет обоснованно выбирать температуру эксплуатации, добиваясь такого соотношения между ними, которое бы обеспечивало длительную эксплуатацию без повреждений за счет предотвращения раскрытия зональных трещин.

Работа поддержана грантом РФФИ № 11-08-00782а (№ 012011598308) в 2011 г.

Список литературы:

1. Макеев А.А., Казанов А.М., Любимова Л.Л. Исследование термического сопротивления трубы пароперегревателя / Известия Томского политехнического университета. – 2002. – Т. 305. – Вып. 2. – С. 161–164.
2. Стали и сплавы для высоких температур: Справ. изд. В 2-х кн. Кн. 1. / С.Б. Масленков, Е.А. Масленкова. – М.: Металлургия, 1991. – 383 с.
3. Балаховская М.В., Девлятова Л.Н. Кинетика превращения переохлажденного аустенита в стали 12Х1МФ // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1977. – № 6. – С. 68–70.
4. Березина Т.Г. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетика. – 1986. – № 3. – С. 53–56.
5. Минц И.И., Воронкова Л.Е. К вопросу о возможности временной эксплуатации поврежденных порами ползучести гибов паропроводов тепловых электростанций // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1998. – № 8. – С. 21–25.
6. Антикайн П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. – 4-е изд. – М.: Энергосервис, 2001. – 440 с.
7. Любимова Л.Л. Методика рентгенометрического анализа внутрискрученных напряжений. // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – Т. 306. – Вып. 4. – С. 72–77.
8. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С., Казанов А.М. Исследование структурной устойчивости стали труб пароперегревателя // Известия Томского политехнического университета. – 2002. – Т. 305. – Вып. 2. – С. 157–161.
9. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С. и др. Рентгенометрия аномальных температурных расширений энергетических сталей // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – Т. 306. – Вып. 2. – С. 82–88.
10. Любимова Л.Л., Заворин А.С., Лебедев Б.В. Основы применения метода высокотемпературной рентгенографии для оценки работоспособности труб паровых котлов. – Томск: Изд. СТТ, 2009. – 220 с.

11. Финкель В.А. Высокотемпературная рентгенография металлов. – М.: Металлургия, 1968. – 204 с.
12. Вишняков Я.Д., Файнштейн Г.С. Превращения в металлах с различной энергией дефектов упаковки / Под общей ред. М.Л. Бернштейна, И.И. Новикова. – М.: Металлургия, 1981. – 136 с.
13. Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для вузов. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
14. Любимова Л.Л., Заворин А.С., Макеев А.А. Рентгеновские исследования микроструктуры стали 0X18H10T при ресурсных высокотемпературных испытаниях в вакууме. // Труды семинара вузов Сибири и Дальнего Востока по теплофизике и теплоэнергетике. – Новосибирск: Ин-т теплофизики СО РАН, 2000. – С. 99–108.
15. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С. и др. Аномалии термических линейных расширений в стали 10 // Материалы докладов Восьмой Всероссийской науч.-техн. конф. «Энергетика: экология, надежность, безопасность». – Томск: Изд-во ТПУ, 2002. – Т. 1. – С. 105–108.
16. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С. и др. Микродилатометрические исследования образцов труб энергетических котлов из новой стали Ди-82-Ш. // Материалы докладов XI Всероссийской научно-технической конференции «Энергетика: экология, надежность, безопасность». – Томск: Изд-во ТПУ, 2005. – С. 233.
17. Чуев В.В., Ланских В.Н., Огородов А.Н., Шейнкман А.Г. Работоспособность ТВС быстрых реакторов. // В сб. науч. тр. Исследования конструкционных материалов элементов активной зоны быстрых натриевых реакторов. – Екатеринбург: Уро РАН, 1994. – С. 85–140.
18. Иванов Ю.Н. Установка для одновременного измерения упругих, релаксационных, магнитных свойств и теплового расширения материалов // Заводская лаборатория. – 2000. – № 8. – С. 38–40.
19. Адамович В.К., Крац И.В., Гриневский В.В. Разработка расчетных характеристик кратковременной и длительной прочности, пластичности и допускаемых напряжений стали ДИ59 // Труды ЦНИИТМАШ. – 1988. – № 207. – С. 63–68.
20. Вишняков Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. – М.: Металлургия, 1970. – 215 с.
21. Коваленко В.Ф. Теплофизические процессы и электровакуумные приборы. – М.: Советское радио, 1975. – 216 с.
22. Макеев А.А., Заворин А.С., Любимова Л.Л., Ташлыков А.А. Изменение структуры стенки канальной трубы из циркониевого сплава для ЯЭР под влиянием циклических термических нагрузок // Материалы региональной научно-практической конференции «Теплофизические основы энергетических технологий». – Томск: Изд. ТПУ, 2009. – С. 92–98.
23. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С., Фисенко Р.Н. Исследование стойкости ниобиевой трубы для энергетических реакторов к упругопластическому деформированию // Труды II Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Теплофизические основы энергетических технологий». – Томск: Изд. ТПУ, 2011. – С. 147–151.
24. Любимова Л.Л., Макеев А.А., Заворин А.С., Фисенко Р.Н. Рентгенодилатометрические исследования структурной устойчивости стали 0X18H10T и сплава циркония Э-125 из зоны диффузионного контакта технологического канала // Труды II Всероссийской научно-практической конференции с международным участием «Теплофизические основы энергетических технологий». – Томск: Изд. ТПУ, 2011. – С. 143–147.

25. Выбор материалов для котлов и атомных реакторов (опыт США). / Под общей ред. д.т.н., проф. А.А. Канаева. – Вып. 50 – Л.: Центральный научно-исследовательский и проектно-конструкторский котлотурбинный ин-т им. И.И. Ползунова, 1967. – 13 с.

26. Ермаков С.С. Физика металлов и дефекты кристаллического строения: Учебное пособие. – Л.: Изд-во Ленинградского ун-та, 1989. – 289 с.

27. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах / Под общей ред. М.Л. Бернштейна, И.И. Новикова. – М.: Металлургия, 1980. – 156 с.

28. Каур И.Б., Густ В. Диффузия по границам зёрен и фаз / пер. с англ. Б.Б. Страумала; Под ред. Л.С. Швиндлермана. – М.: Машиностроение, 1991. – 448 с.

29. Hart E.W. Фазовые переходы на границах зерен. / В кн.: The Nature and Behavior of Grain Boundaries / eds. Hsun Hu. – Plenum Press, New York – London, 1972. – P. 155.

30. Hart E.W. Ultrafine-Grain Metals / ed. J.J. Burke, V. Veiss. – Syracuse University Press, Syracuse, New York, 1970. – P. 255.

УДК 621.18:620.16

ПОВЫШЕНИЕ РЕЛАКСАЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ЗЕРЕН И МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ КАК ОСНОВА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТЕПЛОПЕРЕДАЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПАРОВЫХ КОТЛОВ

Макеев А.А., к.т.н., Любимова Л.Л., к.т.н., Заворин А.С., д.т.н.,
Фисенко Р.Н., Ташлыков А.А., к.т.н.

Томский политехнический университет, г. Томск

E-mail: lll@tpu.ru

До настоящего времени основными конструкционными материалами пароперегревателей котлов СКД являются аустенитные стали 12Х18Н12Т и стали перлитного класса 12Х1МФ и 12Х2МФСР. Рассчитанные на ресурс работы порядка 300 тыс.ч., они разрушаются по разным причинам гораздо раньше. Массовые бездеформационные хрупкие разрушения наблюдаются не только для труб конвективных пароперегревателей (КПП) из стали 12Х18Н12Т, но и из перлитных сталей. Во всех случаях трещины появляются в местах нарушения сплошности защитной окисной пленки [1].

При изучении пластических свойств пленки, ее сопротивления разрушению в зависимости от структуры и строения мало уделяется внимания исследованиям превращений в структуре металла, приводящим к снижению не только адгезионных свойств окисных пленок, но и длительной прочности металла.

Одной из существенных причин преждевременных разрушений является ускорение структурной деградации металла в результате температурных колебаниях при работе котлов в переходных режимах.