

Список литературы:

1. Резинских В.Ф., Школьников Б.Э., Урусова Г.А. Перспективные стали для пароперегревателей котлов СКД // Теплоэнергетика. – 2000. – № 10. – С. 39–43.
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. 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.
4. Вишняков Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. – М.: Металлургия, 1970. – 215 с.
5. Ильина В.П. Влияние обезуглероживания поверхности на склонность к хрупкому разрушению высокопрочной стали 38Х5МСФА // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – № 1. – С. 18–19.
6. Финкель В.А. Высокотемпературная рентгенография металлов. – М.: Металлургия, 1968. – 204 с.
7. Коваленко В.Ф. Теплофизические процессы и электровакуумные приборы. – М.: Советское радио, 1975. – 216 с.
8. Теория ползучести и длительной прочности металлов / А.И. Одинг, В.С. Иванова, В. В. Бурдукский, В. Н. Геминев // Под ред. чл.-корр. АН СССР И.А. Одиंगा. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черной и цветной металлургии, 1959. – 488 с.

УДК 621.18:620.16:620.17

ПРОЧНОСТЬ ЗЕРЕН И МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ КАК ОСНОВА ПРОДЛЕНИЯ РЕСУРСА 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

Жаропрочные нержавеющие аустенитные хромоникелевые стали нашли широкое применение в энергомашиностроении. В настоящее время разработано большое количество различных марок сталей этого типа, таких как, 0X18H10, 08X18H10T, 1X18H10T, 0X18H12Б, X15H35B3T3ЮР и др. Опыт эксплуатации показал, что в наибольшей степени требованиям жаропрочности, коррозионной устойчивости и механической прочности отвечают стали 08X18H10T. Из нержавеющей стали 08X18H10T в том числе изготавливаются оболочки твэлов, являющиеся барьером безопасности между ядерным горючим и теплоносителем, трубные пучки парогенераторов (ПГ), часто коллекторы парогенераторов, или коллекторы с плакировкой из нержавеющей стали, дистанционирующие элементы змеевиков трубного пучка, теплообмен-

ники, трубопроводы главного циркуляционного контура, связывающие между собой основное оборудование первого контура – реактор, парогенераторы, ГЦН, и другие ответственные узлы первого и второго контуров АЭС [1].

Однако при эксплуатации обнаруживается склонность нержавеющей сталей к таким специфическим видам повреждений как высоко-температурное упрочнение и охрупчивание, радиационное распухание, снижающие радиационную стойкость сталей, коррозионное растрескивание под напряжением (КРН), проявляемое в виде транскристаллитного растрескивания металла через тело зерна, и межкристаллитная коррозия (МКК), наблюдаются течи из первого контура во второй из-за повреждений теплообменных трубок и коллекторов, из-за неплотностей, возникающих в швах обварки трубных пучков [2].

Статистика трубных дефектов показывает, что по причине КРН и МКК трубного пучка замена ПГ на зарубежных АЭС за 10 лет эксплуатации становится необходимой для 20 % ПГ задолго до исчерпания их проектного ресурса. Повреждения труб в результате КРН и МКК составляют порядка 31 % от общего числа трубных дефектов [2].

Разгерметизация оболочек твэлов с возникновением микротрещин с дефектами типа газовой неплотности или дефектов, при которых имеет место прямой контакт ядерного топлива с теплоносителем, протечки радиоактивного теплоносителя во второй контур АЭС с реактором ВВЭР, не имеющий биологической защиты, снижая концентрацию борной кислоты первого контура, могут привести к ядерно-опасному режиму работы реакторной установки. По условиям герметичности все соединения труб с оборудованием и арматурой выполнены сваркой, в результате чего высокий нагрев металла в зонах шва и термического влияния сварки приводит к неконтролируемым структурно-фазовым превращениям, способным изменить служебные ресурсные прочностные характеристики стальных труб. Нержавеющие стали не всегда структурно стабильны, что изменяет их свойства в процессе эксплуатации.

К факторам эксплуатационного воздействия, влияющим на работоспособность трубопроводов пароводяного тракта котлов, относятся не только статические напряжения от внутреннего давления, но и длительно действующие циклически изменяющиеся напряжения и деформации. Они возникают при пусках, остановах, резких изменениях режимов, которые будут приводить к изменению структуры материала и его состояния, и будут влиять на механические свойства и, следовательно, ресурс. Процесс разрушения материала под действием циклических напряжений получил название усталости. Опасность усталостных разрушений заключается в том, что циклические деформирования более резко и не-

благоприятно сказываются на прочности неоднородных микроструктур, кроме того, усталостные разрушения протекают при напряжениях ниже пределов прочности, пределов упругости, пределов текучести [3].

Проблема усталости существует более 150 лет. В результате интенсивных исследований, проведенных материаловедами, химиками, математиками, физиками, к настоящему времени было достигнуто лишь только более глубокое понимание самой проблемы, связанной с влиянием микроструктуры, коррозионной среды, размера зерна, уровня приложенных напряжений, концентраторов напряжений, температуры и т. д. на закономерности и скорость роста усталостных трещин [4].

Академик Ю.Н. Работнов [5] выражает мнение, что проблема разрушения – это центральная проблема учения о сопротивлении материалов. Но «механика разрушения» как самостоятельная ветвь механики деформируемого твердого тела возникла совсем недавно, границы этой новой научной дисциплины еще не определились, однако необходимость объединения усилий представителей разных наук (механиков, физиков, физиков-химиков) для решения проблемы разрушения осознана и признана всеми. Под «механикой разрушения» в настоящее время понимается изучение тех условий, при которых в теле развивается система трещин или макротрещина, как предельное состояние при усталости.

Количественно усталостный процесс принято описывать кривыми усталости – зависимостью между накопленным повреждением и числом циклов. Различают кривые усталости в области малоциклового усталости (число циклов нагружения менее 10^4), в области многоциклового усталости (при разрушающем числе циклов более 10^5), а также в области невысоких и высоких температур. Различают две стадии усталости [6]:

- на первой стадии происходит возникновение и накопление необратимых деформаций, что заканчивается зарождением макротрещины. Это проявляется в виде изменения плотности дислокаций и концентрации вакансий, твердости, плотности, электрического, магнитного, акустического сопротивления и т. д.;

- на второй стадии накопление повреждения оценивается скоростью прорастания макротрещины и уменьшением сопротивления материала хрупкому разрушению.

При этом пределом выносливости, т. е. способности металла противостоять процессу усталости, называют наименьшее напряжение, при котором трещина распространяется до разрушения. Очевидно, что предел выносливости определяется тем напряжением, которое требуется для преодоления трещиной самого высокого барьера микроструктуры.

Различают микроструктурно короткие (10^{-6} – 10^{-7} мм), физически короткие и макроскопические трещины [4, 7]. Возникающие при цикли-

ческих нагрузках повреждения постепенно переходят в субмикроскопические трещины, которые, объединяясь, образуют макроскопическую усталостную трещину длиной 0,1–0,5 мм. «Обычно усталостные трещины очень трудно обнаружить при их зарождении и в процессе развития до критических размеров» [3].

Очень долго количественная оценка скорости распространения усталостных трещин не поддавалась изучению. Отмечается [4], что различие в механизмах микро- и макромеханики разрушения приблизит в целом к пониманию процесса усталостного разрушения. Для макротрещины все задачи решаются в настоящее время в рамках линейно-упругой механики разрушений, основанной на приближении сплошности, однородности и изотропности упругой среды. В случае высоких уровней циклических нагрузок, когда у вершины трещины возникают пластические деформации, эти методы неадекватны и необходимы иные подходы упруго-пластической механики разрушения. Академик Ю.Н. Работнов [5] отмечает, что способность трещины к дальнейшему продвижению определяется единственной характеристикой – работой на единицу длины пути или критическим коэффициентом интенсивности. Этот коэффициент интенсивности играет для всей теории фундаментальную роль, так как после этого количественная оценка скорости распространения так называемых длинных трещин усталости, анализ роста которых возможен в рамках линейно-упругой механики разрушения, может быть дана выражением [4]:

$$da / dN = D \Delta K^n, \quad (1)$$

где D и n – постоянные материала; ΔK – размах коэффициента интенсивности деформаций; a – длина трещины; N – число циклов нагружения.

Аналогичное выражение Пэриса Эрдогана имеет вид [7]:

$$dl / dN = c (\Delta K_I)^n, \quad (2)$$

где l – длина трещины; $\Delta K_I = K_{I_{\max}} - K_{I_{\min}}$ – изменение коэффициента интенсивности напряжений в цикле; $K_{I_{\max}}$ и $K_{I_{\min}}$ – наибольшее и наименьшее значение коэффициента интенсивности напряжений за цикл; n и c – константы материала.

Интегрирование (1, 2) дает долговечность изделия, под которой понимается число циклов, необходимое для подрастания трещины до критических размеров [7]:

$$N_c = \frac{2}{\pi^{n/2} (n-2) c \Delta \sigma^n B^n} (l_n^{(2-n)/2} - l_c^{(2-n)/2}). \quad (3)$$

Отмечается [7], что применение формулы (3) затрудняется тем, что параметры c и n не являются функциями материала.

На основании (1, 2) получено еще несколько решений, например [8]. Но они, как и (3), имеют ограниченное применение.

Кроме того, существенно важно отметить невозпроизводимость экспериментальных результатов и их большой разброс по сравнению с теорией.

Несколько иначе дело обстоит с короткими трещинами.

Рост микроструктурно коротких трещин следует рассматривать с позиций деформационного подхода. Рост таких трещин определяется [4]:

$$da/dN = A\Delta\gamma_p^\alpha (d - a), \quad (4)$$

где A и α – постоянные материала; d – размер самого прочного барьера; a – длина трещины; $\Delta\gamma_p^\alpha$ – размах пластической сдвиговой деформации.

Для роста физически коротких трещин, имеющих тенденцию ускоренного развития, справедливо [4]:

$$da/dN = B\Delta\gamma_p^\beta a - c, \quad (5)$$

где B и β – постоянные материала; c – характеризует пороговое условие перехода от микроструктурных трещин к более длинной трещине.

В работе [9] на основании (5) с существенными допущениями (влиянием трещин друг на друга пренебрегается, вероятность зарождения микротрещин одинакова везде на поверхности материала, параметр « c » в выражении (5) не учитывается и т. д.) получено выражение для средней длины трещин к моменту времени t :

$$a = \frac{a_o \exp(\alpha\Delta\gamma^m T)}{T\alpha\Delta\gamma^m}, \quad (6)$$

и суммарной длины трещины:

$$a_s = \frac{a_o \exp(\alpha\Delta\gamma^m T)\mu}{\alpha\Delta\gamma^m}, \quad (7)$$

где a_o – размер начальной трещины, который полагают равным 3 мкм.

Долговечность рассчитывается по выражению:

$$\tau = T(k) + \frac{a_c^{(2-m)/2} - a_o^{(2-m)/2}}{[(2-m)/2]\alpha\Delta\gamma^m \pi \frac{m}{2}}, \quad (8)$$

где второе слагаемое правой части получено интегрированием уравнения Пэриса, а $T(k)$ – время, необходимое для образования магистральной трещины.

Чтобы воспользоваться результатами предложенной модели, надо экспериментально получить по очень трудоемкой и сложной процедуре испытаний ряд параметров усталостного разрушения – среднюю скорость зарождения микротрещин, средние по ансамблю постоянные законы роста микротрещин и постоянные уравнения роста магистральных трещин [9].

Как отмечается в [4], все классические работы по вопросам сопротивления усталости за последние 100 лет, «должны быть пересмотрены с позиции механики коротких трещин», все факторы – коррозионная среда, размер зерна, твердость, пределы прочности и текучести, остаточные напряжения – «должны быть проанализированы с точки зрения их влияния на закономерности роста коротких трещин».

Это связано с тем, что такой анализ и знание закономерностей накопления повреждаемости на начальных стадиях представляют большой не только научный, но и практический интерес, так как основной ресурс оборудования реализуется в условиях роста микроструктурно коротких трещин, на который приходится 80–90 % долговечности. Оставшиеся 10 % определяются ростом магистральной трещины вплоть до окончательного разрушения [9].

Теория усталости в настоящее время отсутствует, поэтому обычно говорят не о ней, а гипотезах или закономерностях усталостного разрушения [3].

Механика разрушения сводится к изучению условий, при которых в структуре материала будет развиваться трещина или система трещин. Таким образом, определены три вида усталостных трещин. Рост каждой из таких трещин, их количественный анализ не может производиться с единых позиций, а требует использования своего отдельного раздела механики разрушения.

Разрушение при циклическом деформировании представляется возникновением микроповреждений, их накоплением, образованием микротрещин, их слиянием в макротрещины, что приводит к окончательной потере прочности. В этой связи актуальными остаются экспериментальные подходы по установлению предельного состояния структуры материала, приводящего к разрушению.

В настоящей работе в качестве экспериментального применен образец в виде шлифа размером (20×20×2) мм из сертифицированной стали 08X18H10T промышленной плавки Г-45704 с концентрацией компонент: Cr – 17,91 %; Ni – 10,2 %; Mn – 0,33 %; Si – 1 %; Ti – 0,48 %; V – 0,17 %; Mo – 0,16 %; Cu – 0,25 %; C – 0,08 %; P – 0,03 %; S – 0,02 %.

Плосконапряженное состояние создавалось циклическим деформированием исследуемого образца с применением гидравлического пресса при фиксированном значении внешнего давления. После каждого цикла нагружения производилось рентгенографирование наружной и внутренней поверхностей исследуемого образца с использованием медного монохроматизированного излучения трубки с длиной волны $\lambda_{\text{кр}} = 1,39217 \text{ \AA}$. Полученные значения внутренних напряжений, плотности дислокаций и размеров кристаллитов образца стали 08X18H10T от величины приложенного внешнего давления представлены на рисунках 1, 2.

Согласно известному энергетическому критерию А.А. Гриффитса разрушение произойдет тогда, когда при малом удлинении будет выделяться больше упругой энергии, чем это требуется для удельной энергии образования новых поверхностей. Т.е. поверхностная энергия должна быть меньшеосвобождающейся упругой энергии.

В этой связи релаксацию внутренних напряжений, при которой высвобождается энергия, можно связать с развитием трещины. При этом, чем больше глубина релаксации, тем больше высвобождается энергии, тем сильнее продвигается трещина.

Если трещина при релаксации превосходит несколько размеров диаметра структурного зерна, значит, межзеренные границы уже не являются барьером для их продвижения и далее разрушение может происходить самопроизвольно (лавинно).

Для оценки разрушения зерна в ходе холодного деформирования образца используется формула Котрелла приведенная в [10], с помощью которой можно оценить длину зональной трещины $l_{зон}$, зависящей от внутренних напряжений первого рода σ_I и длину интеркристаллитной трещины L , зависящей от внутренних микронапряжений второго рода σ_{II} :

$$L = \frac{2 \cdot \gamma \cdot G}{\pi \cdot (1 - \mu) \cdot \sigma_n^2},$$

где γ – поверхностная энергия, МПа·см; $\gamma = 0,1 \cdot G \cdot b$, где b – диаметр атома железа, $b = 2,48 \cdot 10^{-8}$ см; $G = 8 \cdot 10^4$ – модуль сдвига, МПа; $\mu = 0,27$ – коэффициент Пуассона; σ_n – остаточные после каждого деформирования напряжения, МПа.

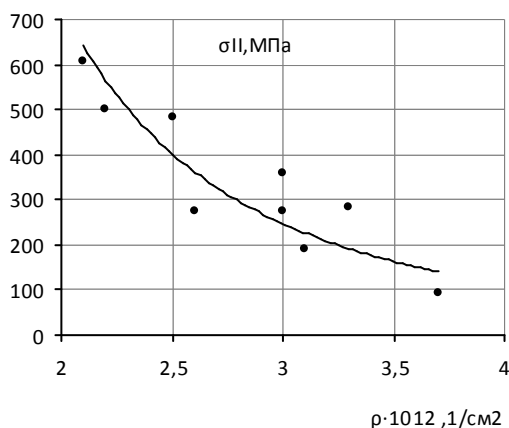


Рис. 1. Влияние циклического нагружения на распределение внутренних напряжений σ_{II} в зависимости от плотности дислокаций ρ . Сталь 08X18H10T (наружная сторона)

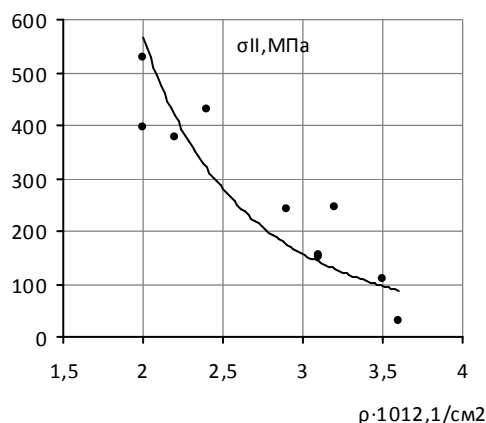


Рис. 2. Влияние циклического нагружения на распределение внутренних напряжений σ_{II} в зависимости от плотности дислокаций ρ . Сталь 08X18H10T (внутренняя сторона)

Значения длины кристаллитных и зональных трещин в зависимости от внешней нагрузки и стороны образца представлены на рисунках 3–6.

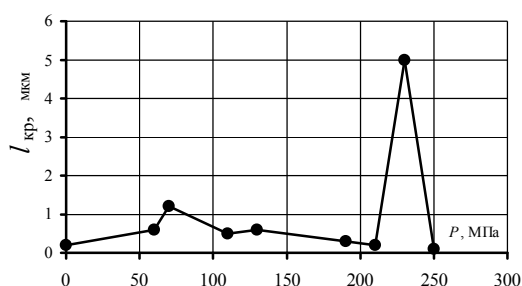


Рис. 3. Зависимость длины кристаллитной трещины $l_{кр}$ от внешней нагрузки в образце трубы из стали 08X18H10T (наружная сторона)

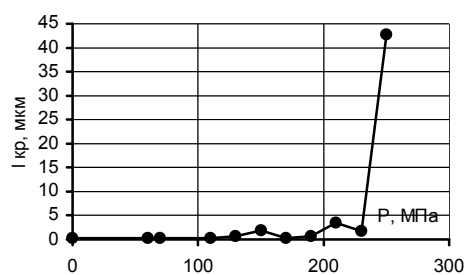


Рис. 4. Зависимость длины кристаллитной трещины $l_{кр}$ от внешней нагрузки в образце трубы из стали 08X18H10T (внутренняя сторона)

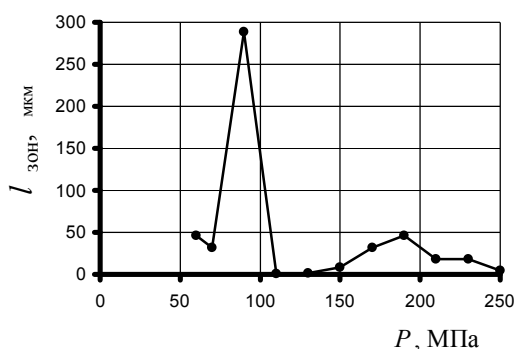


Рис. 5. Зависимость длины зональной трещины $l_{зон}$ от внешней нагрузки в образце трубы из стали 08X18H10T (наружная сторона)

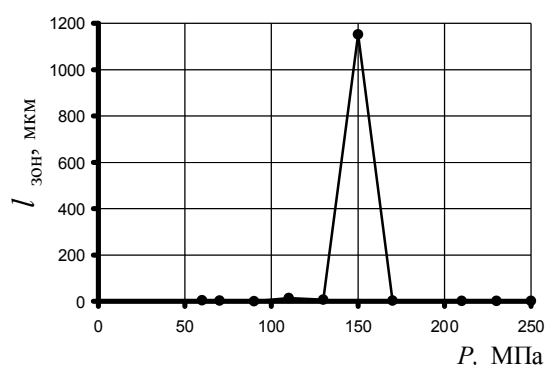


Рис. 6. Зависимость длины зональной трещины $l_{зон}$ от внешней нагрузки в образце трубы из стали 08X18H10T (внутренняя сторона)

Таким образом, механоциклическими испытаниями достигнуто следующее:

1. Установлены количественные кривые зависимости внутренних напряжений от плотности дислокаций, подтверждающие качественную гипотезу Одингга – Бочвара – сопротивление деформированию от плотности дислокаций (см. рис. 1, 2). Как и на гипотетических кривых Одингга – Бочвара, любая точка на экспериментальной зависимости характеризует реальную прочность материала и его текущее физическое состояние.

2. Установлены внутренние напряжения, определяющие реальную прочность и соответствующие $\sigma_{\text{в}}$, которые могут быть определены из рисунков 1 и 2 по левому верхнему положению на кривых зависимостей « σ_{II} – плотность структурных дефектов»:

- для наружной поверхности трубы – $\sigma_{\text{в}} = 608$ МПа, рисунок 1;
- для внутренней поверхности трубы – $\sigma_{\text{в}} = 526$ МПа, рисунок 2;

3. Установлен условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, величина которого соответствует напряжениям релаксации и составляет:

- для наружной поверхности трубы – $\sigma_{0,2} = 210$ МПа, рисунок 3;
- для внутренней поверхности трубы – $\sigma_{0,2} = 230$ МПа, рисунок 4.

4. По этим данным установлено критериальное отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}}$, характеризующее склонность к хрупким разрушениям:

- для наружной поверхности трубы – $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}} = 210/608 = 0,40$ (см. рис. 1, 3);
- для внутренней поверхности трубы – $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}} = 230/526 = 0,44$ (см. рис. 2, 4).

Эти результаты показывают, что наружная и внутренняя поверхности не склонны к процессам охрупчивания.

5. Установлен предел выносливости σ_{-1} , которым может считаться наименьшее напряжение, при котором образовалась первая большая трещина:

Для межзеренных границ:

- для наружной поверхности трубы $\sigma_{-1} = 90$ МПа (см. рис. 5);
- для внутренней поверхности трубы $\sigma_{-1} = 150$ МПа (см. рис. 6).

Для зерен:

- для наружной поверхности трубы $\sigma_{-1} = 210$ МПа (см. рис. 3);
- для внутренней поверхности трубы $\sigma_{-1} = 230$ МПа (см. рис. 4).

Эти результаты показывают, что исследуемый материал в большей степени проявляет склонность к разрушениям по границам зерен.

6. Становится возможным оценивать прочность зерен и прочность межзеренных границ реального материала, определяющую индивидуальный ресурс стали теплопередающих поверхностей.

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

Список литературы:

1. Конструкционные материалы ядерных реакторов. В 2-х ч. Ч. II. Структура, свойства, назначение. / Под общей ред. Н.М. Бескоровайного. – М.: Атомиздат, 1977. – 256 с.

2. Смыков В.Б. Коррозионные проблемы эксплуатации парогенераторов ЯЭУ. – М.: ЦНИИАтоминформ, 1985. – 61 с.
3. Смирнов А.Н., Герике Б.Л., Муравьев В.В. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов. – Новосибирск: Наука, 2003. – 244 с.
4. Миллер К.Ж. Усталость металлов – прошлое, настоящее и будущее // Заводская лаборатория. – 1994. – № 3. – С. 31–44.
5. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упруго-пластического разрушения. – М.: Наука, 1974. – 416 с.
6. Серенсен С.В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению. – М.: 1975. – 192 с.
7. Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отделение, 1984. – 224 с.
8. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974. – 640 с.
9. Петерсен Т.Б., Ботвина Л.Р. Статистическая модель накопления повреждаемости в металлах при циклических нагружениях // Заводская лаборатория. – 1993. – № 1. – С. 39–42.
10. Иванова В.С., Гордиенко А.К., Геминев В.И. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. – М.: Металлургия, 1991. – 383 с.

УДК 662.933.2:533.6.08

УПРАВЛЕНИЕ АЭРОДИНАМИКОЙ ЗАКРУЧЕННОГО ПОТОКА В ВИХРЕВОЙ ТОПКЕ

Ануфриев И.С., к.ф.-м.н., Аникин Ю.А., к.т.н., Красинский Д.В., к.т.н.,
Саломатов В.В., д.т.н., Шадрин Е.Ю., Шарыпов О.В., д.ф.-м.н.

Институт теплофизики СО РАН, г. Новосибирск

E-mail: anufriev@itp.nsc.ru

В теплоэнергетике с целью повышения эффективности процессов сжигания распыленного угольного топлива широко применяются вихревые технологии. Закрутка потока в топочной камере приводит к его стабилизации, лучшему заполнению объема камеры, интенсификации процессов тепломассопереноса за счет усиления перемешивания и увеличения времени пребывания частиц топлива в камере горения, а следовательно – к уменьшению габаритов котлоагрегата. Возможность достижения заданных теплотехнических и экологических показателей при сжигании топлива в вихревом потоке в основном обеспечивается совершенством внутренней аэродинамики топочного устройства. И напротив, появление таких аэродинамических факторов, как рециркуляционные зоны и возвратные течения, прецессия вихревого ядра, эффект Коанда, может оказывать негативное влияние на протекание топочных процессов, и, соответственно, на энергоэффективность и другие показатели котла. Поэтому при разработке или модернизации топочных устройств, использующих вихревую технологию сжигания, необходимо