

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Березина Т.Г. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетика. – 1986. – № 3. – С. 53–56.
2. Должанский П.Р. Особенности оценки остаточного ресурса паропроводных труб при эксплуатации сверх паркового ресурса // Теплоэнергетика. – 2005. – № 8. – С. 35–39.
3. Одинг И.А., Иванова В.С., Бурдукский В.В., Геминев Г.Н. Теория ползучести и длительной прочности металлов // под ред. чл.-корр. АН СССР И.А. Одинг. – М.: ГНТИ, 1959. – 488 с.
4. 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.
5. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
6. Руководство по рентгеновскому исследованию минералов / под ред. В.А. Франк-Каменецкого. – Л.: Недра, 1975. – 399 с.
7. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
8. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / под ред. проф. Я.С. Уманского. – М.: Гос. изд-во физ.-мат. лит-ры, 1961. – 863 с.
9. Батунер Л.М., Позин М.Е. Математические методы в химической технике. – 5-е изд., перераб. и доп. / под общей ред. проф. М.Е. Позина. – Л.: Химия, 1968. – 823 с.
10. Глейтер Г., Чалмерс Б. Большиеугловые границы / Пер. с англ. С.Н. Горина, В.М. Половова. – М.: Мир, 1975. – 375 с.
11. Злепко В.Ф., Линкевич К.Р., Швецова Т.А. Влияние восстановительной термической обработки на свойства стали 12Х1МФ // Теплоэнергетика. – 2001. – № 6. – С. 68–70.
12. Данюшевский И.А., Куприй Е.Б., Малкин М.Р., Гринь Е.А. Оценка остаточного ресурса с учетом микроповрежденности // Теплоэнергетика. – 2008. – № 2. – С. 17–20.

Поступила 22.04.2011 г.

УДК 621.184.3.018.54

РЕНТГЕНОМЕТРИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПАРОВЫХ КОТЛОВ

Р.Н. Фисенко, А.А. Макеев, Л.Л. Любимова, А.С. Заворин, А.А. Ташлыков

Томский политехнический университет
E-mail: ronifis@sibmail.com

На основе анализа интегральных интенсивностей дифракционных линий разработана и проанализирована методика оценки температурных условий эксплуатации и разрушения трубных элементов паровых котлов, обладающая низкой погрешностью и позволяющая решать многочисленные практические задачи. Достоверность результатов подтверждается тепловым, гидравлическим и аэродинамическим расчётами, а также тестированием с использованием образцов труб с известной историей эксплуатации.

Ключевые слова:

Сталь 12Х1МФ, паровой котел, пароперегреватель, рентгенометрия, дифрактометр, интенсивность дифракционных линий, измерение температуры, зерно, текстура, температура рекристаллизации, проектный ресурс.

Key words:

Steel 12Х1МФ, steam boiler, steam superheater, roentgenometry, diffractometer, intensity of diffraction line, temperature measurement, grain, texture, recrystallization temperature, design resource.

Введение

Центральной проблемой при проектировании и эксплуатации энергетических паровых котлов (как, впрочем, и любых других) является обеспечение таких условий работы их поверхностей нагрева, при которых рабочие элементы последних (как правило, стальные трубы) надёжно охлаждаются рабочим телом. Нормативные источники [1, 2], используемые при проектировании котельной техники, выделяют две ключевые расчётные температуры стенки элементов поверхностей нагрева – среднюю и наружную. Первая из них, являясь полусуммой значений наружной и внутренней температур стенки в наиболее проблемных (нагретых) зонах, на этапе проектирования определяет (наряду с маркой стали и с принятым расчётным ресурсом) величину допускаемого напряжения, необходимо-го для расчёта толщины стенки (т. е. она является

одним из тех наиболее весомых факторов, которые определяют длительную прочность [2, 3]).

Фактическое значение средней температуры в процессе эксплуатации определяет реальный срок службы (ресурс), который резко снижается в случае её отклонения в большую сторону по сравнению с проектной температурой. Например, превышение температуры пара над расчётным значением 545 °С в течение смены на 5 °С для выходных поверхностей нагрева котла приводит к потере ресурса, эквивалентного нескольким месяцам эксплуатации при нормальных параметрах [4].

В свою очередь, наружная температура, являясь максимальной температурой материала поверхности нагрева (в самом распространённом случае, когда рабочее тело движется внутри трубы), позволяет при разработке конструкции оценить сопротивляемость окалинообразованию. При этом для

каждой марки стали регламентируется максимальное значение наружной температуры [2], которое зависит от вида сжигаемого топлива.

Определять значения средней и наружной температур предлагается либо теплотехническим расчётом (по методике, изложенной в [1]), либо измерением [2]. Расчётный метод является достаточно сложным и трудоёмким. Что касается непосредственного измерения данных температур (например, на головных образцах спроектированных котлов), то, несмотря на достигнутый уровень развития измерительных средств, эта задача связана с решением колоссальных технических проблем (а чаще всего это мероприятие просто невыполнимо).

Для повышения качества проектов поверхностей нагрева энергетических паровых котлов (при отработке конструкций их головных образцов, исследовании новых марок сталей, совершенствовании нормативных документов) актуальным является наличие у инженеров-конструкторов надёжного инструмента, позволяющего измерять, прежде всего, среднюю температуру стенки трубы. К этому можно добавить, что необходимость знания температурных условий, при которых эксплуатировался тот или иной участок поверхности нагрева, может возникнуть при пусконаладочных работах, производимых на серийных котлах, при эксплуатации котлов устаревших конструкций, а также при расследовании различных аварийных ситуаций и т. д. Разработка и анализ такого инструмента явились целью данной работы.

1. Методика проведения исследований

Разработка новой методики измерения температуры базировалась на экспериментальном исследовании свойств стали 12Х1МФ и потребовала:

- построения зависимостей, связывающих температуру исследуемого материала с характеристиками, получаемыми при помощи метода рентгеноструктурного анализа;
- тестирования полученных зависимостей на основе анализа заведомо дефектных образцов, условия разрушения или эксплуатации которых были известны (см. табл. 1);
- проведения по [1, 2, 5, 6] расчётов с целью подтверждения достоверности разработанной методики.

Таблица 1. Характеристика образцов, вырезанных из дефектных участков труб пароперегревателей (сталь 12Х1МФ)

№ образца	Время эксплуатации, тыс. ч	Температура эксплуатации, °С	Пароперегреватель
1	~150	530...560	Конвективный энергетического котла (Ø32 мм). Вид повреждения – трещина в сварном шве. Образец вырезан рядом со швом
2	~150	470...500	Ширмовый энергетического котла (Ø32 мм). Вид повреждения – отдулина, имеющая в вершине трещину. Наблюдается ярко выраженное отслоение металла на внутренней поверхности трубы. Образец вырезан рядом с отдулиной
3	~16,5	576...582, расчёты по [1, 5, 6]	Конвективный технологического котла (Ø38 мм). Вид повреждения – отдулина, имеющая в вершине трещину. Образец вырезан рядом с отдулиной (рис. 1, зона А)
4	~16,5	526, расчёты по [1, 5, 6]	Конвективный технологического котла (Ø38 мм). Образец вырезан из необогреваемого дымовыми газами участка трубы далеко от зоны повреждения (рис. 1, зона Б)
5	~16,5	576...582, расчёты по [1, 5, 6]	Конвективный технологического котла (Ø38 мм). Вид повреждения – отдулина, имеющая в вершине трещину. Образец вырезан из пластически деформированной зоны разрушения, т. е. из отдулины рядом с трещиной (рис. 1, зона А)

Из не работавшего в котле прямого участка трубы, изготовленной из стали 12Х1МФ, был вырезан и отшлифован образец-свидетель размерами 15×20 мм. Методика исследований включала его высокотемпературные измерения в режиме термциклирования (нагрев до определённой температуры – рентгеносъемка в стационарном тепловом режиме – охлаждение до ~12 °С – рентгеносъемка в стационарном тепловом режиме – нагрев до более высокой температуры – рентгеносъемка в стационарном тепловом режиме – охлаждение до ~12 °С – рентгеносъемка в стационарном тепловом режиме и т. д.) и сводилась к сравнительному ана-



Рис. 1. Вид сверху на горизонтальный пароперегреватель технологического котла

лизу отношения интегральных интенсивностей дифракционных линий (200) и (110) для образца-свидетеля и анализируемых образцов, вырезанных из различных участков (в том числе разрушенных) пароперегревательных поверхностей энергетических котлов.

Образец-свидетель испытывался на рентгеновском аппарате с применением штатной высокотемпературной дифрактометрической установки УВД-2000. Для проведения данных измерений выбрана рентгеновская трубка с молибденовым анодом при средней длине волны $\lambda_{cp}=0,71069 \text{ \AA}$. Термоциклирование образца-свидетеля проводилось при давлении ниже $1,33 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$.

В табл. 1 представлена информация об образцах, вырезанных из труб пароперегревателей (сталь 12Х1МФ), разрушенных в процессе эксплуатации. Рентгенометрия данных образцов проводилась при температуре 20°C на рентгеновском дифрактометре с использованием рентгеновской трубки с медным анодом при средней длине волны $\lambda_{cp}=1,54178 \text{ \AA}$.

2. Методические основы рентгенодиагностики

Экспериментальной величиной, кроме угла дифракции, сдвиг которого свидетельствует о наличии микронапряжений II рода, полуширины дифракционной линии, несущей информацию о размере областей когерентного рассеяния, в методе рентгеновской дифракции является также интегральная интенсивность дифракционной линии, изменение которой связано со структурными превращениями, зависящими от всех факторов воздействия на объект исследований. В этой связи интегральная интенсивность дифракционной линии является объектом диагностики структурных состояний.

Поэтому методика установления температурных условий при эксплуатации поверхностей нагрева энергетических котлов сводилась к:

- расчету теоретической температурной кривой изменения отношения интегральных интенсивностей двух анализируемых линий (110) и (200) $I_{(200)}^{теор}/I_{(110)}^{теор}=f(T)$ образца-свидетеля путём учета эффекта тепловых колебаний атомов в виде определенных поправок к значениям атомных амплитуд;
- установлению экспериментальной кривой $I_{(200)}^{эксп}/I_{(110)}^{эксп}=f(T)$, полученной для образца-свидетеля непосредственно в условиях температурного нагружения;
- получению экспериментальной кривой $I_{(200)}^{эксп}/I_{(110)}^{эксп}=f(T)$ для «холодного» образца-свидетеля после соответствующих нагревов.

Значение интегральной интенсивности дифракционного луча для идеально-мозаичного кристалла равно [7]:

$$\frac{I}{I_0} = n^2 \lambda^3 F^2 \frac{e^4}{m^2 c^4} \frac{p}{2\mu} \frac{1 + \cos^2(2\theta)}{2 \sin^2 \theta \cos \theta} \times \exp \left[-2 \frac{8\pi^2}{3} \frac{\sin^2 \theta}{\lambda^2} U^2 \right],$$

где I — интегральная интенсивность дифракционной линии; I_0 — интенсивность первичного пучка; n — число элементарных ячеек в единице объёма; λ — длина волны; F — структурная амплитуда; m — масса электрона; e — заряд электрона (во всех формулах, представленных ниже, буквой e обозначена экспонента); c — скорость света;

$\frac{1 + \cos^2(2\theta)}{2 \sin^2 \theta \cos \theta} = LP$ — фактор Лоренца-поляризации; θ — брэгговский угол дифракции; p — фактор повторяемости; μ — линейный коэффициент ослабления; U — полные смещения атомов в кристаллической решётке (равны сумме динамических и статических смещений $U^2 = U_{cm}^2 + U_{дин}^2$).

Для двух линий идеально-мозаичного эталона отношение их интенсивностей составляет:

$$\frac{I_{моз(200)}}{I_{моз(110)}} = \frac{F_{200}^2 \frac{1 + \cos^2(2\theta_{200})}{2 \sin^2(\theta_{200}) \cos(\theta_{200})} e^{-2 \frac{8\pi^2}{3} \frac{\sin^2(\theta_{200})}{\lambda^2} U^2} p_{200}}{F_{110}^2 \frac{1 + \cos^2(2\theta_{110})}{2 \sin^2(\theta_{110}) \cos(\theta_{110})} e^{-2 \frac{8\pi^2}{3} \frac{\sin^2(\theta_{110})}{\lambda^2} U^2} p_{110}}.$$

Факторы повторяемости для линий (110) и (200) равны: $p_{110}=12$; $p_{200}=6$.

Факторы Лоренца-поляризации для двух линий идеально-мозаичного кристалла определяются из выражений:

$$\begin{aligned} \frac{1 + \cos^2(2\theta_{110})}{2 \sin^2(\theta_{110}) \cos(\theta_{110})} &= \frac{1 + \cos^2(2 \cdot 10,025)}{2 \cdot \sin^2(10,025) \cdot \cos(10,025)} = 31,5421; \\ \frac{1 + \cos^2(2\theta_{200})}{2 \sin^2(\theta_{200}) \cos(\theta_{200})} &= \frac{1 + \cos^2(2 \cdot 14,275)}{2 \cdot \sin^2(14,275) \cdot \cos(14,275)} = 15,03319. \end{aligned}$$

Структурный фактор F^2 , т. е. интенсивность рассеяния одной элементарной ячейкой в дифракционном направлении, выраженная в электронных единицах, для линий (110) и (200) при известной структуре и координатах базисных атомов в элементарной объёмноцентрированной кубической ячейке α -фазы [000], $[1/2, 1/2, 1/2]$ стали 12Х1МФ может быть определён через координаты атомов ячейки [7]:

$$F = \sum_{i=1}^{i=q} f_i e^{2\pi i(Hm_i + Kn_i + Lp_i)},$$

где H, K, L — индексы интерференции линий (HKL) и координаты базисных атомов m_i, n_i, p_i ; f_i — амплитуда атомного рассеяния. С использованием формулы Эйлера для линий (110) и (200) это выражение преобразуется к виду:

$$\begin{aligned}
 F_{110} &= \sum_{i=1}^{i=q} f_i e^{2\pi i(Hm_i + Kn_i + Lp_i)} = \\
 &= f_{\text{Fe}(110)} \left[e^{2\pi i(1 \cdot 0 + 1 \cdot 0 + 0 \cdot 0)} + e^{2\pi i\left(1 \cdot \frac{1}{2} + 1 \cdot \frac{1}{2} + 0 \cdot \frac{1}{2}\right)} \right] = \\
 &= f_{\text{Fe}(110)} \left[(\cos(2\pi \cdot 0) + i \sin(2\pi \cdot 0)) + \right. \\
 &\quad \left. + (\cos(2\pi \cdot 1) + i \sin(2\pi \cdot 1)) \right] = \\
 &= f_{\text{Fe}(110)} (1 + 0 + 1 + 0) = 2 f_{\text{Fe}(110)}. \\
 F_{200} &= \sum_{i=1}^{i=q} f_i e^{2\pi i(Hm_i + Kn_i + Lp_i)} = \\
 &= f_{\text{Fe}(200)} \left[e^{2\pi i(2 \cdot 0 + 0 \cdot 0 + 0 \cdot 0)} + e^{2\pi i\left(2 \cdot \frac{1}{2} + 0 \cdot \frac{1}{2} + 0 \cdot \frac{1}{2}\right)} \right] = \\
 &= f_{\text{Fe}(200)} \left[(\cos(2\pi \cdot 0) + i \sin(2\pi \cdot 0)) + \right. \\
 &\quad \left. + (\cos(2\pi \cdot 1) + i \sin(2\pi \cdot 1)) \right] = \\
 &= f_{\text{Fe}(200)} (1 + 0 + 1 + 0) = 2 f_{\text{Fe}(200)}.
 \end{aligned}$$

Таким образом, отношение структурных амплитуд для двух линий равно отношению функций атомного рассеяния:

$$\frac{F_{200}}{F_{110}} = \frac{f_{\text{Fe}(200)}}{f_{\text{Fe}(110)}}.$$

Значение функции атомного рассеяния f зависит от отношения $(\sin\theta)/\lambda$, которое для линий (110), (200) равно: $((\sin\theta)/\lambda)_{110}=0,2462$, $((\sin\theta)/\lambda)_{200}=0,3479$. При этом функции атомного рассеяния составляют: $f_{\text{Fe}(110)}=18,316$, $f_{\text{Fe}(200)}=15,279$.

Тогда теоретическое значение относительной интенсивности двух дифракционных линий (200) и (110) для идеально-мозаичного кристалла без учёта тепловой поправки определится как:

$$\frac{I_{\text{моз}(110)}}{I_{\text{моз}(200)}} = \frac{31,5421 \cdot 12 \cdot 18,316^2}{15,03319 \cdot 6 \cdot 15,279^2} = 6;$$

$$\frac{I_{\text{моз}(200)}}{I_{\text{моз}(110)}} \cdot 100 = \frac{1}{6} \cdot 100 = 16,67 \text{ \%}.$$

Введение теплового множителя интенсивности в виде $e^{-2M} = e^{-\frac{2\pi^2 \sin^2 \theta}{\lambda^2} U^2}$ для каждой температуры термоциклического отжига позволяет получить данные (табл. 2), по которым для образца-свидетеля построена теоретическая зависимость отношения интегральных интенсивностей двух анализируемых линий от температуры (рис. 2, кривая III).

3. Результаты экспериментов и инженерных расчётов

Основные результаты инженерных расчётов температурных условий эксплуатации образцов 1–5 представлены при их описании (см. табл. 1).

Согласно тепловому расчёту наружная температура трубы пароперегревателя в зоне А, рис. 1, составляла 582...590 °С. Т. е. условие сопротивляемо-

сти окалинообразованию (для стали марки 12Х1МФ $t_{cm}^{\mu} < 585$ °С) не соблюдается [1, 2]. Расчёт на прочность этой зоны также не подтвердил работоспособность данной конструкции пароперегревателя [2].

Таблица 2. Параметры теоретической температурной зависимости отношения интегральных интенсивностей дифракционных линий (200) и (110) для идеально-мозаичного кристалла

$t, ^\circ\text{C}$	$U^2, \text{\AA}^2$	$\frac{e^{-2M_{110}}}{e^{-2M_{200}}}$	$\frac{I_{110}}{I_{200}} \frac{e^{-2M_{110}}}{e^{-2M_{200}}}$	$\frac{I_{200}}{I_{110}} \frac{e^{-2M_{200}}}{e^{-2M_{110}}} \cdot 100, \text{ \%}$
225	0,0453	1,059	6·1,059=6,354	15,7
323	0,0542	1,066	6·1,066=6,396	15,6
420	0,0631	1,172	6·1,172=7,032	14,2
517	0,0719	1,294	6·1,294=7,764	12,9
590	0,0786	1,305	6·1,305=7,830	12,8
635	0,0826	1,315	6·1,315=7,890	12,7
679	0,0867	1,317	6·1,317=7,902	12,6
795	0,0972	1,362	6·1,362=8,172	12,2

Экспериментальные результаты форсированного искусственного старения образца-свидетеля, испытанного в режиме термоциклирования, представлены на рис. 2 (кривая I – холодное состояние; кривая II – горячее состояние).

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов 1–5 представлены в табл. 3 и нанесены на кривые I и III (рис. 2).

Таблица 3. Экспериментальные результаты рентгенометрии образцов, вырезанных из разрушенных труб пароперегревателей

Характеристика	Номер образца				
	1	2	3	4	5
I_{200}/I_{110} – отношение интегральных интенсивностей дифракционных линий (200) и (110), %	25,7	20,6	23,4	13,0	9,7

Теоретическая зависимость (кривая III) монотонно спадает вследствие изменения интенсивностей дифракционных линий, обусловленного тепловыми колебаниями атомов. При её выводе не учитывались некоторые существенные факторы (ориентировка зёрен относительно средних положений, влияние роста зёрен в процессе нагрева, миграция границ зёрен за счёт ползучести, появление текстур в процессе деформации, фактор блочности зёрен и др.), поэтому она отличается от экспериментальной зависимости (кривая II). Последняя демонстрирует некоторое падение отношения интегральных интенсивностей до температуры 517 °С, связываемое с явлениями возврата. Дальнейший рост, наблюдаемый в температурном диапазоне 517...679 °С, связывается с увеличением размеров зёрен, что подтверждается расчётами. Падение величины I_{200}/I_{110} , наблюдаемое от 679 до

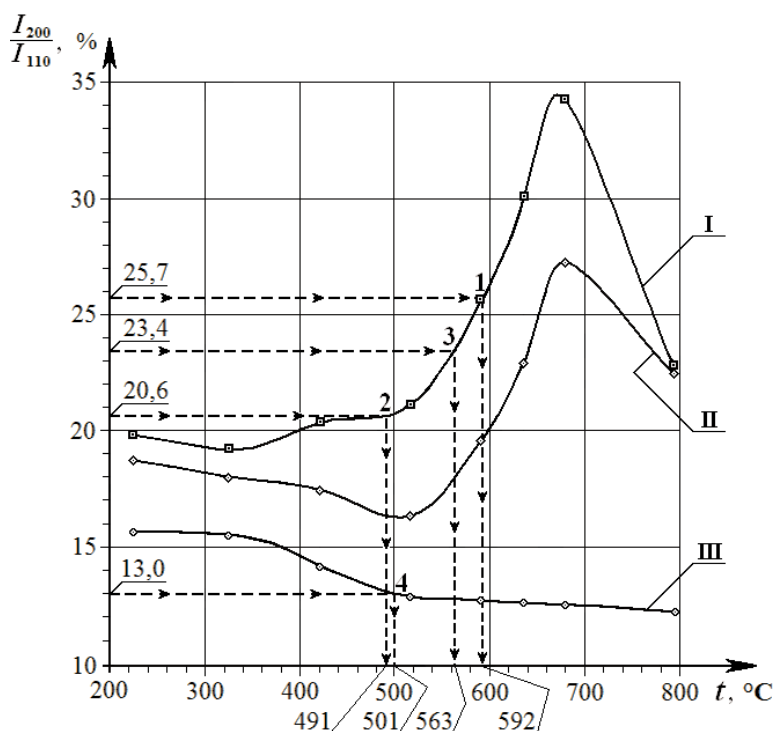


Рис. 2. Зависимость отношения интегральных интенсивностей дифракционных линий (200) и (110) от температуры: I) холодный (-12°C) образец-свидетель после соответствующих нагревов; II) горячий образец-свидетель; III) теоретическая зависимость; 1–4 – номера образцов

795°C , обусловлено началом фазового $\lambda \rightarrow \gamma$ -перехода, перестройкой кристаллических решёток и изменением ориентировок зёрен. Экспериментальная зависимость (кривая I), полученная при комнатной температуре, но после соответствующих нагревов, отличается, в свою очередь, от «горячей» кривой II вследствие перераспределения внутренних остаточных напряжений при охлаждении, изменения концентрации структурных дефектов, фазовых превращений и др.

4. Обсуждение полученных результатов

Из сравнения кривых I и II с кривой III видно, что металл, пластически деформированный в процессе изготовления изделия (в данном случае — трубы), находится в структурно-неустойчивом состоянии и отличается строением и свойствами от недеформированного. Нагрев деформированного металла приводит к самопроизвольно протекающим процессам, направленным на приобретение более устойчивого энергетического состояния. К таким процессам относят явления отжига (возврата) и рекристаллизации, протекающие при различных температурах и контролируемые временем. Отмечается, что для явлений отжига деформированного металла характерны температуры до 450°C ; при более высоких температурах протекает рекристаллизация и рост зёрен [8, 9]. Температура рекристаллизации индивидуальна. Её значение зависит от степени чистоты стали и характера легирующих добавок.

Приведённый анализ показывает, что полученные для образца-свидетеля кривые I и II фиксируют температурные интервалы протекания явлений отжига и рекристаллизации и могут быть положены в основу диагностики и оценки величины эксплуатационных температурных воздействий на элементы поверхностей нагрева любых котлов. Погрешность разработанной методики низкая, табл. 4.

Анализ рис. 2 позволяет сделать заключение, что образцы № 1 и 3 эксплуатировались при температуре выше температуры рекристаллизации (более $500...517^{\circ}\text{C}$ для стали 12Х1МФ). Можно предположить, что образец № 2 также хотя бы кратковременно (например, при пусках) нагревался в процессе эксплуатации выше данной температуры. Поэтому отношения I_{200}/I_{110} для образцов 1–3 «ложатся» на «холодную» экспериментальную кривую I, полученную для образца-свидетеля после соответствующих нагревов.

Таблица 4. Анализ эксплуатационных, расчётных и экспериментальных данных, полученных для образцов, вырезанных из разрушенных труб пароперегревателей

Номер образца	Фактическая температура эксплуатации, $^{\circ}\text{C}$		Погрешность, %
	По описанию образцов	Данные рентгенометрии (рис. 2)	
1	530...560	592	5,7...11,7
2	470...500	491	1,8...4,5
3	576...582	563	2,3...3,3
4	526	501	4,7

Образец № 4 в процессе эксплуатации находил-ся, скорее всего, при температуре 490...500 °С (ниже температуры рекристаллизации – т. е. в весьма благоприятных для данной марки стали условиях). Это утверждение базируется на том, что зона Б (см. рис. 1), из которой был вырезан образец № 4, не обогревалась и изнутри омывалась перегретым водяным паром с температурой 495 ± 5 °С. Это противоречит расчётным данным (см. табл. 4), однако можно предположить, что они немного (на 10...20 °С) завышены, т. к. коэффициент неравномерности тепловосприятия согласно типовой методике [1] принимается директивно, что и приводит к завышению расчётного тепловосприятия внутренней нитки змеевика (см. рис. 1) на 25 %. Именно поэтому отношение I_{200}/I_{110} для образца № 4 «ложится» на теоретическую кривую III, не учитывающую процессов отжига и рекристаллизации.

Согласно табл. 3 отношение I_{200}/I_{110} для образца № 5 составляет 9,7 % и выпадает из поля оценок температур, рис. 2, и ограниченного, с одной стороны, теоретической кривой III, с другой стороны, «холодной» экспериментальной кривой I для образца-свидетеля, полученной при термоциклировании. Данное резкое изменение отношения интегральных интенсивностей дифракционных линий (200) и (110) может указывать на значительное превышение температуры эксплуатации анализируемого участка трубы над температурой рекристаллизации, вызвавшее пластическую деформацию металла, и может быть связано с существенным влиянием текстуры, возникающей при пластическом деформировании, на распределение интенсивности в интерференционных линиях.

На основе анализа полученных данных можно заключить, что исследованная сталь марки 12Х1МФ не может длительно эксплуатироваться при средней температуре выше 520 °С, хотя в [2, 10] допускается температура эксплуатации вплоть до ~580 °С.

Разработанный инструмент рентгенодиагностики обладает большой практической значимостью и может использоваться для решения широкого спектра задач при проведении пуско-наладоч-

ных работ энергетического оборудования, разработке новых конструкций теплообменного оборудования, анализе аварийных ситуаций и совершенствовании нормативных документов. Настоящие результаты показывают, что рентгеновские методы обладают большим потенциалом (недостаточно используемым в настоящее время) и способны решать многочисленные проблемы, возникающие в энергетике, основной из которых является проблема материалов. В частности, разработанная методика позволяет точно регламентировать температурный потолок новых и уже разработанных марок сталей, а также управлять процессом технологии их изготовления.

Выводы

1. На основе рентгеноструктурного анализа разработана методика оценки температурных условий эксплуатации и разрушения трубных элементов паровых котлов, применимая как к водогрейным котлам, так и к другим стальным изделиям, работающим в условиях циклического температурного нагружения.
2. В основе методики лежат экспериментальные температурные зависимости отношения интегральных интенсивностей дифракционных линий α -фазы железа (110) и (200), полученные для стальных образцов в холодном состоянии после соответствующих нагревов. Имея такие кривые, отражающие изменение структуры, в частности, рост зерна, можно определить, при какой температуре эксплуатировался образец с оценкой оставшегося ресурса, установить влияние легирующих компонентов на свойства новых марок сталей или последствия термической обработки.
3. Экспериментальное тестирование, инженерные расчёты и предлагаемая методика рентгенодиагностики обнаруживают хорошее совпадение результатов.

Работа поддержана грантом РФФИ «Фундаментальные основы инженерных наук» № 012011598308 (11-08-00782a) в 2011 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тепловой расчёт котельных агрегатов. Нормативный метод. Изд. 3-е перераб. и доп. – СПб.: Изд-во НПО ЦКТИ, 1998. – 256 с.
2. РД 10-249-98. Нормы расчета на прочность стационарных котлов и трубопроводов пара и горячей воды. Сер. 10. Вып. 6. – М.: ГУП «Научно-технический центр по безопасности в промышленности Госгортехнадзора России», 2003. – 344 с.
3. Белов А.А. Модели оценки теплотехнической надёжности поверхностей нагрева котельных агрегатов в стационарном режиме // Теплоэнергетика. – 2007. – № 9. – С. 17–22.
4. Попов А.Б. Основные причины повреждения высокотемпературных поверхностей нагрева энергетических котлов // Теплоэнергетика. – 2011. – № 2. – С. 13–19.
5. Балдина О.М., Локшин В.А., Петерсон Д.Ф. и др. Гидравлический расчёт котельных агрегатов. Нормативный метод. – М.: Энергия, 1978. – 256 с.
6. Аэродинамический расчёт котельных установок (нормативный метод) / под ред. С.И. Мочана. Изд. 3-е. – Л.: Энергия, 1977. – 256 с.
7. Порай-Кошиц М.А. Практический курс рентгеноструктурного анализа / под ред. чл.-корр. АН СССР Г.Б. Бокия // В 2-х томах. Т. II. – М.: МГУ, 1960. – 632 с.
8. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
9. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
10. 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.

Поступила 13.07.2011 г.