

## РЕНТГЕНОДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТЕНКИ КОТЕЛЬНОЙ ТРУБЫ

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

Томский политехнический университет

E-mail: ghost@tpu.ru

*Представлены результаты термоциклических испытаний образца котельной трубы из стали 20 рентгенодилатометрическим методом в виде зависимостей внутренних структурных напряжений, параметров и коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток от температуры. Это позволяет оценивать состояние труб в процессе эксплуатации и после восстановительной термической обработки на основании установленных закономерностей внутрискруктурных термических превращений.*

### Введение

Большинство энергоустановок тепловых электростанций России исчерпало свой проектный ресурс в 100 тыс. ч [1]. В связи с этим необходимы научно-обоснованные технические решения по продлению срока службы энергооборудования, замене или реновации около 25 тыс. т только паропроводов. Увеличение срока службы и надежности трубных изделий невозможно без обеспечения их качества, подтверждаемого диагностикой текущего состояния [2].

Известно, что по мере наработки энергетического оборудования происходит накопление повреждаемости и старение металла, работающего при высоких температурах в условиях ползучести, поэтому часто восстановление свойств труб поверхностей нагрева является актуальной задачей. Изучение опыта ведущих зарубежных и отечественных энергомашиностроительных фирм в области восстановительной термической обработки (ВТО) показывает, что эта технология в деталях до сих пор не проработана и не всегда дает успешный результат.

С точки зрения вскрытия причин процессов термической усталости и ползучести вызывают интерес мало представленное в литературе поведение параметров элементарных ячеек при температурной нагрузке (микродилатометрия) и характер изменения внутренних структурных напряжений I и II рода в материале стенок котельных труб. Эти параметры могут быть определены рентгенодифракционным методом по сдвигам и уширению дифракционных линий [3].

В этой связи цель исследований заключалась в определении параметра элементарной ячейки, коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток и характера изменения внутренних напряжений I и II рода для стали 20 в широком диапазоне температур при имитации соответствующих эксплуатационных факторов в виде циклов температурных нагружений.

### Методика исследований

Термические испытания стали 20 проведены при давлении  $\sim 1,3 \cdot 10^{-3}$  Па с целью исключения окислительных реакций. Использовался образец, изготовленный из прямого участка трубы, в виде

шлифа размером  $15 \times 20 \times 3$  мм. Этот образец испытывался на рентгеновском аппарате Дрон-0,5 с применением высокотемпературной дифрактометрической установки УВД-2000 и рентгеновской трубки с молибденовым анодом и длиной волны  $\lambda_{\text{кэп}} = 0,71069$  Å. Использование жесткого молибденового излучения позволяло осуществлять сканирование образца в широком диапазоне углов дифракции и обеспечивало получение дифракционной картины не только от поверхностных слоев образца, но и от объема.

Эксперимент заключался в организации форсированного искусственного старения образца термоциклированием. Методика термоциклирования сводилась к следующему. При достижении вакуума в рабочем объеме высокотемпературной дифрактометрической приставки производился подъем температуры  $t$  от  $10$  °C (температура охлаждающей воды) до температуры испытаний. Диапазон температур испытаний в одном макроцикле составлял от  $10$  до  $700$  °C с шагом подъема температуры в каждом составляющем его микроцикле порядка  $40 \dots 100$  °C при длительности микроцикла  $24$  ч. При рабочей температуре испытаний после достижения стационарного температурного состояния в микроцикле осуществлялось рентгенографирование образца. В дальнейшем образец, испытываемый под термической нагрузкой, называется «горячим». После рентгено съемки «горячего» образца установка расхлаживалась до температуры охлаждающей воды и осуществлялась рентгено съемка «холодного» образца. Всего было выполнено  $3$  макроцикла и  $84$  теплосмены, под которой понимается каждый переход от одной температуры к другой.

С целью стабилизации внутрискруктурных напряжений после второго термоцикла проведена обработка образца аустенизацией, для чего применена процедура фазовой перекристаллизации структуры, заключающаяся в нагреве образца выше точки  $A_{\text{с3}}$  диаграммы Fe – C ( $t = 845$  °C) с последующим  $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходом при медленном охлаждении. Экспериментально процесс аустенизации для трубного образца из стали 20 проведен по следующей схеме:

- 1)  $\alpha$ -Fe  $\rightarrow$  нагрев до  $925$  °C, выдержка  $1$  ч  $\rightarrow \gamma$ -Fe;
- 2)  $\gamma$ -Fe  $\rightarrow$  охлаждение до  $800$  °C при  $v = 1,67$  °/мин  $\rightarrow (\gamma\text{-Fe}) + (\alpha\text{-Fe})$ ;

- 3)  $(\gamma\text{-Fe})+(\alpha\text{-Fe}) \rightarrow$  охлаждение до  $700\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $v=1,67\text{ }^\circ/\text{мин} \rightarrow (\gamma\text{-Fe})+(\alpha\text{-Fe})$ ;
- 4)  $(\gamma\text{-Fe})+(\alpha\text{-Fe}) \rightarrow$  охлаждение до  $10\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $v=5,83\text{ }^\circ/\text{мин} \rightarrow (\gamma\text{-Fe})+(\alpha\text{-Fe})$ ;
- 5)  $(\gamma\text{-Fe})+(\alpha\text{-Fe}) \rightarrow$  нагрев до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  за 20 мин  $\rightarrow \gamma\text{-Fe}$ ;
- 6) отжиг  $\gamma\text{-Fe}$  при  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  за 40 мин;
- 7)  $\gamma\text{-Fe} \rightarrow$  нагрев до  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  за 5 мин, отжиг 5 мин;
- 8) форсированное охлаждение с печью до  $550\text{ }^\circ\text{C}$  за 5 мин;
- 9) отжиг при  $550\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 3 ч.;
- 10) форсированное охлаждение с печью до  $10\text{ }^\circ\text{C}$  за 30 мин.

Методика рентгенодиагностики при термоциклировании включает определение параметров кристаллической решетки ( $a$ )  $\alpha$ -твердого раствора горячего и холодного образца, мгновенных коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток ( $\alpha$ ), изменения внутренних структурных напряжений I и II рода при теплосменах.

Параметр кристаллической решетки вычислялся по линии (211) [3]:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \cdot \sqrt{H^2 + K^2 + L^2},$$

где  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения,  $\text{Å}$ ;  $\theta$  – угол дифракции, определяемый по положению «центра тяжести» дифракционной линии  $\theta_{h,k,l}$ ;  $H, K, L$  – индексы Миллера. Ошибка определения периода решетки оценивается из выражения, получаемого дифференцированием уравнения Вульфа-Брэгга, и составляет при постоянной точности измерения  $\theta$  ( $\Delta\theta=2,6 \cdot 10^{-6}$  рад):  $\Delta a = a \cdot \text{ctg} \theta \cdot \Delta\theta = \pm 0,0006 \text{ Å}$ .

Мгновенный коэффициент термических линейных расширений кристаллических решеток определяется из выражения [4]:

$$\alpha = \frac{a_i^{\text{гор}} - a_{i-1}^{\text{хол}}}{t_i - t_{\text{хол}}} \cdot \frac{1}{a_{i-1}^{\text{хол}}},$$

где  $a_i^{\text{гор}}$ ,  $a_{i-1}^{\text{хол}}$  – параметры элементарных ячеек при температуре  $t_i$  и для холодного металла предыдущего термоцикла;  $t_{\text{хол}}$  – температура охлаждающей воды (всегда  $10\text{ }^\circ\text{C}$ );  $t_i$  – рабочая температура.

Методика измерения средних внутренних микронапряжений II рода заключалась в измерении экспериментальных профилей дифракционных линий и определении истинных физических уширений  $\beta$ , т. к. ширина дифракционной линии складывается из геометрического и физического уширений. Первое зависит от геометрии съемки, а во втором случае дифракционная линия приобретает уширение, зависящее от структуры и свойств материала, т. е. при наличии микронапряжений  $\sigma_{\text{II}}$  и при измельчении кристаллитов  $D$  [3, 5].

Известно, что физическое уширение каждой дифракционной линии  $\beta$ , в свою очередь, связано с  $m$ -уширением от дисперсности и  $n$ -уширением от

микронапряжений и описывается выражением:

$$\beta = \frac{(m + 2n)^2}{m + 4n} \quad [3, 5].$$

Т.к. в уравнении два неизвестных, для анализа используются две линии рентгенограммы. Для первой из них физическое уширение равно

$$\beta_1 = \frac{(m_1 + 2n_1)^2}{m_1 + 4n_1},$$

для второй –

$$\beta_2 = \frac{(m_2 + 2n_2)^2}{m_2 + 4n_2}.$$

После разделения эффектов блочности  $m_1, m_2$  и микронапряжений  $n_1, n_2$  устанавливаются значения размеров кристаллитов, микронапряжения II рода в соответствии с выражениями:

$$D = \frac{0,89 \cdot \lambda}{m_1 \cos \theta_1} \quad \text{и} \quad \sigma_{\text{II}} = \frac{n_2}{4 \cdot \text{tg} \theta_2} E,$$

в которых индексы 1 и 2 относятся соответственно к структурным параметрам первой и второй дифракционных линий, и плотности дислокаций  $\rho = \frac{3}{D^2}$  [6].

Величина средних внутренних микронапряжений I рода (зональных) рассчитывалась по формуле:

$$\sigma_I = \frac{a_{i+1} - a_i}{a_{i+1}} E,$$

где  $a_{i+1}, a_i$  – параметры элементарных ячеек горячих образцов при рабочей температуре и температуре предыдущего микроцикла.

### Обсуждение результатов

Экспериментальные результаты исследования представлены в зависимости от температуры: для внутренних микронапряжений первого рода (зональных) на рис. 1, а для линейных термических расширений кристаллических решеток на рис. 2.

Зональные напряжения в образце при теплосменах в первом термоцикле изменяются в упруго-пластической области деформаций в диапазоне  $62 \dots 215$  МПа (кривая I). Процесс искусственного старения образца термоциклированием уже в течение 40 ч первого термоцикла привел к существенному изменению свойств, что проявилось во втором термоцикле испытаний (кривая II). В частности, при служебной температуре  $350 \dots 380\text{ }^\circ\text{C}$  внутренние напряжения близки к нулю. Это означает, что за счет уменьшения доли упругой деформации в материале нарастает пластичность и он подвержен наиболее часто наблюдаемым повреждениям трубных поверхностей нагрева – порообразованию за счет ползучести. В результате испытаний наиболее приемлемая температура эксплуатации обозначилась при  $300\text{ }^\circ\text{C}$  в области сжимающих напряжений, повышающих усталостную прочность и снижающих чувствительность стали к концентраторам напряжений.

В процессе разогрева во втором термоцикле внутренние напряжения в условиях отсутствия стесненности образца дважды релаксируют. Явление релаксации напряжений, определяемое обычно как процесс самопроизвольного падения напряжений в образцах или деталях, работающих в условиях, исключающих возможность изменения линейных размеров, связывается с микроструктурной повреждаемостью границ зерен, образованием пор и цепочек пор. Температуры релаксации внутренних напряжений эксплуатационно опасны ползучестью и формоизменением. Это обстоятельство необходимо учитывать при частых теплосменах и проведении «горячих» гидропрессовок, снижая их количество и температуру.

Аустенизация стали, проведенная после второго термоцикла, привела к восстановлению зональных напряжений в диапазоне служебных температур (до 400 °С) и устранению межзеренной пористости за счет разницы в объемах элементарных ячеек  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз при фазовых превращениях. Кривая III изменения внутренних напряжений после аустенизации обнаруживает наличие особой точки при температуре 100 °С, когда внутренние напряжения близки к нулю. Это обстоятельство необходимо учитывать при гидроиспытаниях на плотность и прочность, когда перед подъемом давления в контуре необходимо разогреть оборудование и трубопроводы из стали 20 выше 100 °С в соответствии с особенностями ее внутрискруктурных термических превращений.

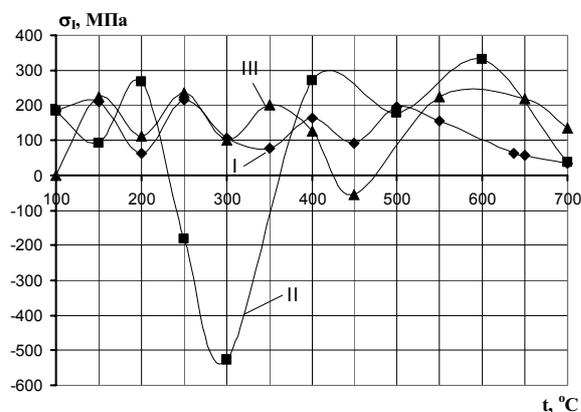


Рис. 1. Зависимость внутренних макронапряжений I рода от температуры для образца трубы из стали 20: I, II, III – последовательные термоциклы образца

Сравнение температурных зависимостей линейных термических расширений кристаллических решеток образца в I и III термоциклах со справочными значениями, приведенное на рис. 2, позволяет констатировать следующие факты. Во-первых, коэффициенты линейных термических расширений кристаллических решеток в зависимости от температуры для трубы (кривая 1) заметно отличаются от справочных значений для данной марки стали (кривая 3) в аномальных температурных точках 50, 150, 250 и 450 °С. Эти аномалии в процессе пуска и останова энергооборудования при наличии градиентов температур будут приво-

дить к накоплению повреждаемости в стенке котельной трубы, термической усталости металла и снижению его работоспособности. Во-вторых, предлагаемый регламент аустенизации, направленный на получение фазовой однородности структуры и стабилизацию зональных напряжений, приводит к стабилизации коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток в диапазоне служебных температур (кривая 2).

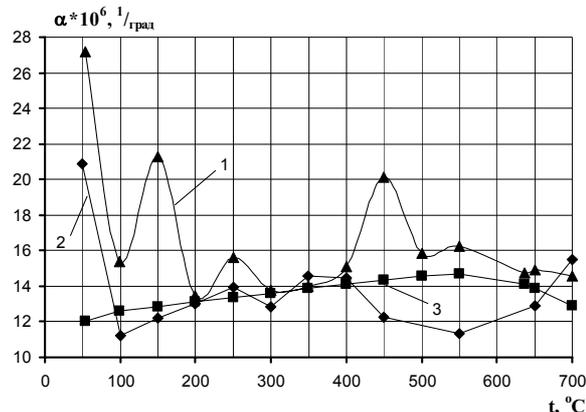


Рис. 2. Температурная зависимость коэффициентов линейного термического расширения кристаллических решеток для образца трубы из стали 20: 1) экспериментальные данные (1 термоцикл); 2) экспериментальные данные (термоцикл после аустенизации); 3) справочные значения (макродилатометрия) [7]

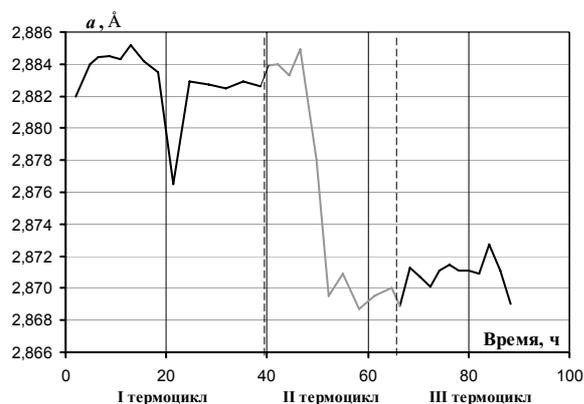
Изложенное подтверждается изменением параметра кристаллической решетки «холодного» образца в зависимости от продолжительности действия термической нагрузки в каждом термоцикле, рис. 3. Можно видеть, что в процессе форсированного старения образца термоциклированием происходят необратимые изменения параметра решетки, т.е. накопление микроповреждаемости и структурная деградация. После аустенизации средний параметр кристаллической решетки стабилизируется. В качестве количественной характеристики параметра стабилизации выбрана скорость изменения параметра  $\nu = \frac{1}{\tau} \frac{\Delta a}{a} \cdot 100\%$ , которая составляет для I–III термоциклов:  $\nu_I = 2,7 \cdot 10^{-3}$ ;  $\nu_{II} = 1,1 \cdot 10^{-2}$ ;  $\nu_{III} = 8,9 \cdot 10^{-4} \%$ /ч. Таким образом, аустенизация уменьшает скорость изменения параметра кристаллической решетки (скорость ползучести) и замедляет процесс «старения» образца за счет уменьшения плотности структурных дефектов.

Таблица. Значения плотности дислокаций образца при фиксированной температуре в трех последовательных макроциклах

Температура микроцикла, °С	Плотность дислокаций в макроциклах, $1/\text{см}^2, 10^{-10}$		
	I	II	III
250	6,8	8,9	3,2
300	8,9	7	2,2
400	7,46	153	3

В таблице представлено изменение плотности структурных дефектов (плотность дислокаций) в

диапазоне служебных температур для трех макроциклов измерений.



**Рис. 3.** Зависимость периода кристаллической решетки для холодного образца от продолжительности термической нагрузки

Полученные результаты показывают, что в результате аустенизации, проведенной после второго макроцикла, плотность структурных дефектов уменьшается и стабилизируется на уровне  $2...3 \cdot 10^{10}$  1/см<sup>2</sup>, что свидетельствует об эффектив-

ности проведенного процесса стабилизации структуры и может быть положено в основу разработки технологии ВТО и контроля технического состояния труб паровых котлов после ВТО.

### Заключение

Выполненные рентгенодилатометрические температурные исследования и полученные зависимости коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток, внутренних структурных напряжений от температуры, плотности структурных дефектов в процессе искусственного форсированного старения образца термоциклированием позволяют диагностировать текущее физическое состояние металла труб паровых котлов, в том числе накопление повреждаемости по изменению параметра элементарной ячейки и плотности структурных дефектов, разрабатывать и контролировать режимы восстановительной термической обработки, в частности, диагностировать эффективность восстановления структуры металла труб, и, следовательно, принимать научно-обоснованные решения по продлению срока службы энергооборудования.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тумановский А.Г., Резинских В.Ф. Стратегия продления ресурса и технического перевооружения тепловых электростанций // Теплоэнергетика. – 2001. – № 6. – С. 3–10.
2. Скоробогатых В.Н., Борисов В.П., Шенкова И.А. Перспективы совершенствования трубной продукции для изготовления котлов и паропроводов высокого и сверхкритического давления // Теплоэнергетика. – 2001. – № 4. – С. 3–10.
3. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронооптический анализ. – 2-ое изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
4. Руководство по рентгеновскому анализу минералов / Под ред. В.А. Франк-Каменецкого. – Л.: Недра, 1975. – 399 с.
5. Любимова Л.Л. Методика рентгенометрического анализа внутрискристаллических напряжений // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – Т. 306. – № 4. – С. 72–77.
6. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М.: Гос. изд-во физ.-мат. литературы, 1961. – 864 с.
7. 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.