

На правах рукописи

Любимова Людмила Леонидовна

**ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТРУБ
ПОВЕРХНОСТЕЙ НАГРЕВА ПАРОВЫХ КОТЛОВ
НА ОСНОВЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ РЕНТГЕНОГРАФИИ**

05.14.14 – Тепловые электрические станции, их энергетические
системы и агрегаты
05.11.13 - Приборы и методы контроля природной среды, веществ,
материалов и изделий

**Автореферат диссертации
на соискание ученой степени
кандидата технических наук**

Томск - 2003

Работа выполнена в Томском политехническом университете

Научный руководитель : кандидат технических наук, доцент
Заворин А.С.

Официальные оппоненты :

доктор технических наук, профессор	Басин А.С.
доктор технических наук, профессор	Лебедев В.М.

Ведущая организация: НИКИ СХК (г. Северск)

Защита состоится 14 ноября 2003 года в 15 часов
на заседании диссертационного совета К 212.269.04
в Томском политехническом университете по адресу :
634034, г. Томск, пр. Ленина, 30, корпус 4, ауд. 406.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической
библиотеке Томского политехнического университета

Автореферат разослан «10» октября 2003 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета

А.С. Заворин

Актуальность работы

Стали и сплавы на основе железа применяются в современном котло- и реакторостроении и являются основным конструкционным материалом тепломеханического оборудования ТЭС, применяемым в ответственных узлах и деталях, элементах и арматуре котлоагрегатов: в барабанах, топочных экранах, пароперегревателях, экономайзерах и т. д. Они работают в специфических условиях высоких температур, давлений, в сложнапряженных состояниях под воздействием знакопеременных, изгибающих и растягивающих нагрузок, в нестационарных тепловых режимах и должны обладать сочетанием прочностных и пластических свойств, неизменных в течение проектного срока службы. Исследования показывают, что металл, отработавший ресурс, во многих случаях имеет запас по длительной прочности, что обусловлено не только конструктивными решениями и фактически заложенным запасом прочности, но и директивным снижением рабочих температур.

Однако в России и за рубежом известны многочисленные случаи потери длительной прочности элементов тепломеханического оборудования и паропроводов задолго до исчерпания их расчетного ресурса в результате МКК, ТКК, КРН. В процессе эксплуатации наблюдаются графитизация паропроводов, повреждаемость порами ползучести, выявляются случаи катастрофического снижения свойств – в первую очередь пластичности, т.е. возникновение внезапно наступающих хрупких разрушений, что не находит сегодня удовлетворительного объяснения. Во многом это объясняется как отсутствием единой точки зрения на механизм протекания МКК, ТКК и КРН, так и критериального диагностического параметра разрушения.

Проблемы надежности паросиловых энергоустановок и разрушения, в особенности хрупкого, в течение многих десятилетий привлекают к себе внимание, но многие особенности разрушения стальных конструкций и паропроводов до конца не выяснены, поэтому установление структурных диагностических критериев разрушения, продление живучести и научно-обоснованный прогноз остаточного ресурса металла тепломеханического оборудования по-прежнему является первоочередной и актуальной задачей современной энергетики, не решенной известными путями в России и за рубежом.

Актуальность темы обосновывается состоянием отечественной энергетики, в составе которой 70 % энергоустановок к 2000 г. исчерпало свой проектный ресурс, а к 2005 г. этот ресурс будет исчерпан на всех действующих в настоящее время электростанциях.

Цель работы

Представления о структурных превращениях в стали, наблюдаемых непосредственно при температурах превращений и приводящих к разрушению, являются как основой решения проблем разрушения, так и основой диагностики и прогнозирования, поэтому цель работы заключается в установлении характера изменения структурно-напряженного состояния трубной котельной стали под

действием температур и экспериментальное вскрытие структурного диагностического признака хрупкого разрушения для разработки основ диагностики и прогнозирования остаточного ресурса.

Основные задачи исследования

1. Установление зависимости величины параметра кристаллической решетки трубной энергетической стали от температуры при изотермическом отжиге в процессе термоциклирования.
2. Установление температурной зависимости коэффициентов теплового расширения кристаллических решеток трубной стали.
3. Установление зависимости внутренних структурных напряжений от температуры и выявление характера изменения структурно-напряженного состояния.
4. Установление влияния температуры на размер зерна трубной энергетической стали.

Научная новизна полученных результатов состоит

1. В разработке методики форсированного искусственного старения стали в вакууме при термических циклических нагрузках в широком диапазоне температур, реализованная неразрушающим способом поверхность образца методом высокотемпературной рентгенографии, примененным для исследования структурного состояния энергетических сталей, расширяющим арсенал средств анализа микроструктуры вещества и позволяющим фиксировать структурные превращения непосредственно под температурой превращений.

2. В выявлении аномальных линейных термических расширений кристаллических решеток исследованных сталей, определяющих высокий уровень внутриструктурных напряжений I рода, с установлением диапазона температур, опасных возможным возникновением межзеренного трещинообразования и коррозионным повреждением поверхностей нагрева под напряжением.

3. В установлении диапазона температур критических значений внутриструктурных напряжений II рода, определяющих микроструктурную внутризеренную (межкристаллитную) повреждаемость стали порами с последующим развитием межкристаллитной коррозии.

4. В оценке температуры, разграничивающей эти процессы.

5. В определении диапазона температур повышенной пластичности стали (температуры вязко-хрупких переходов) и повреждаемости паропроводов порами ползучести.

6. В разработке методических основ диагностики текущего физического состояния и прогнозирования остаточного ресурса стали по относительному изменению среднего параметра элементарной кристаллической решетки.

Практическая значимость

1. Полученные зависимости внутренних структурных напряжений от температуры, характеризуемые явлениями циклического упрочнения и разупрочнения, проходящими через разрядку внутренних напряжений, являются основой продления живучести трубной стали, накладывают ограничения на выбор температур эксплуатации и могут служить руководством предварительного обоснования выбора конструкционных материалов в связи с закономерностями их внутрискруктурных термических превращений. Обоснованный выбор конструкционных материалов и диапазона температур их длительной эксплуатации уменьшит опасность хрупких разрушений и накопление повреждаемости за счет ползучести и усталости, что повысит сопротивление разрушительным воздействиям в периоды нестационарных тепловых режимов.

2. Полученная методом высокотемпературной рентгенографии кривая, аналогичная классической кривой ползучести, является дополнительным к известным методам анализа микроструктуры средством диагностики текущего физического состояния и остаточного ресурса стали по изменению параметра элементарной ячейки.

Достоверность результатов обеспечивается применением апробированных методик обработки экспериментальных результатов и анализом погрешностей эксперимента. Полученные экспериментальные результаты и их толкование не противоречат общепринятым представлениям, основанным на огромном экспериментальном и теоретическом материале, созданном широким кругом специалистов по проблемам разрушения материалов. Результаты не вступают в противоречие не только с точки зрения научных положений, но и подтверждаются практикой эксплуатации энергоустановок при анализе характерных дефектов элементов, узлов и арматуры тепломеханического оборудования.

На защиту выносятся

1. Методика рентгенодиагностики структурного состояния тонкостенных элементов трубных котельных сталей.

2. Методика рентгеновских исследований термической усталости трубных энергетических сталей, заключающаяся в организации процессов термоциклирования исследуемых образцов в вакууме, отличающаяся от испытаний на термическую усталость не выявлением числа циклов до разрушения при теплосменах, а повышением температуры в каждом очередном цикле испытаний, позволяющая получать температурные зависимости всех исследуемых параметров непосредственно при температурах превращений с тем, чтобы выявить чувствительный к внешним температурным нагрузкам критериальный параметр и установить температуры, при которых критериальный параметр достигает критических значений.

3. Результаты экспериментальных исследований состояния трубных сталей паровых котлов при термоциклических тепловых нагрузках.

4. Методические основы диагностики физического состояния и прогнозирования остаточного ресурса стали.

Апробация работы

Основные положения работы докладывались на I семинаре вузов Сибири и Дальнего Востока по теплофизике и теплоэнергетике, посвященном памяти академика С.С. Кутателадзе (г. Новосибирск, 1999 г.); на VII и VIII Всероссийских научно-технических конференциях «Энергетика: экология, надежность, безопасность» (г. Томск, 2001 - 2002 г.г.); на II семинаре вузов Сибири и Дальнего Востока по теплофизике и теплоэнергетике (г. Томск, 2002 г.); на IX Международной научно-практической конференции «Современные техника и технологии» (г. Томск, 2003 г.); на научных семинарах кафедры парогенераторостроения и парогенераторных установок Томского политехнического университета (2001-2003 г.г.).

Публикации

По результатам выполненных исследований опубликовано 8 печатных работ.

Объем и структура диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка литературы (117 наименований) и приложений. Работа содержит 174 страницы, 91 таблицу и 40 рисунков.

Личное участие автора

Автором поставлены задачи исследования, разработана методика экспериментальных исследований методом высокотемпературной рентгенографии, создано программное обеспечение для обработки и выполнена обработка экспериментальных результатов, проведен анализ полученных результатов и сформулированы выводы. В обсуждении экспериментальных результатов и выводов принимали участие научный руководитель к.т.н. А.С. Заворин и заведующий лабораторией рентгеноструктурного анализа к.т.н. А.А. Макеев.

Основное содержание работы

Во введении обосновывается актуальность исследований решением проблемы долговечности в специфичных условиях термической усталости металла, характерной для энергетики.

В первой главе приведены известные сведения о влиянии микроструктурных характеристик на прочностные и коррозионные свойства сталей, включающие обзор существующих представлений механизма хрупких разрушений и основные физические методы исследований структуры и свойств вещества.

Показано, что исследования не дают целостной картины протекания всех видов усталостных явлений, не устанавливают надежно диагностических структурных признаков, провоцирующих, например, МКК, ТКК, КРН, не позволяют

прогнозировать поведение металла под различными эксплуатационными воздействиями. Показано, что вопросам диагностики напряженного состояния стали в определении критериев разрушения не уделяется особого внимания, тогда как из обзора следует, что прочностные свойства связываются с высокими уровнями внутренних остаточных напряжений, следовательно, информация об изменениях напряженного состояния является предметом научных исследований, основой прогнозирования и определения режимов длительной эксплуатации. Обзором установлено, что применяемые методы анализа микроструктуры относятся к методам, разрушающим исследуемую поверхность, и что в арсенале используемых средств недостаточно представлен метод высокотемпературной рентгенографии. На основании опубликованного в литературе материала обоснована методика, сформулированы цель и задачи настоящего исследования.

Во второй главе обосновывается методика испытаний образцов трубных энергетических сталей с применением метода высокотемпературной рентгенографии, заключающаяся в реализации типичных для теплоэнергетического оборудования процессов теплосмен, создающих неоднородные температурные поля, путем термоциклирования в цикле "нагрев – охлаждение – нагрев" с повышением температуры в каждом очередном цикле; представляется описание техники эксперимента, включающей рентгеновский дифрактометр общего назначения ДРОН-2.0 и высокотемпературную дифрактометрическую установку УВД-2000 отечественного производства, предназначенную для проведения высокотемпературных рентгенографических исследований поликристаллических образцов в вакууме и среде инертных газов при температурах от + 35 до 2000 °С; приводятся, в частности, методики определения размеров кристаллитов и внутренних микронапряжений II рода σ_{II} , внутренних макронапряжений I рода σ_I (зональных), размеров зерен, параметра элементарной ячейки и коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток (рентгеновская микродилатометрия).

Методика определения размеров кристаллитов и внутренних микронапряжений II рода базируется на анализе изменения от температуры ширины профиля дифракционной линии, которая не является бесконечно узкой, а обладает конечной угловой шириной, обусловленной одновременным влиянием инструментальных и физических факторов, таких как m-уширение от дисперсности образца и n-уширение от микронапряжений, в зависимости от которых определяются средний размер кристаллитов D и микронапряжения II рода:

$$D = \frac{0,94\lambda}{m \cdot \cos \theta} , \quad (1)$$

$$\sigma_{II} = \frac{n}{4 \tan \theta} E . \quad (2)$$

Физический профиль дифракционной линии β , являющийся функцией структуры, свойств и конкретного физического состояния образца, устанавливается исключением влияния геометрического фактора V_0 на экспериментальный профиль дифракционной линии V_0 методом его аппроксимации одной из гладких функций

вида: $\exp(-\alpha x^2)$; $\frac{1}{(1+\alpha x^2)}$ или $\frac{1}{(1+\alpha x^2)^2}$. На основании выбора вида аппроксимирующей функции рассчитывается истинное физическое уширение линии β , которое связано со структурными параметрами m и n зависимостью

$$\beta = \frac{n \cdot m}{\int_{-\infty}^{+\infty} N(x) \cdot M(x) dx}, \quad (3)$$

где функции микродеформаций решетки $N(x)$ (микронапряжений) и дисперсности $M(x)$ для металлов с кубической структурой аппроксимируются выражениями:

$$M(x) = \frac{1}{1+\alpha x^2}, \quad N(x) = \frac{1}{(1+\alpha x^2)^2}. \quad (4)$$

Подстановка функций (4) в (3) дает уравнение с двумя неизвестными m и n

$$\beta = \frac{(m+2n)^2}{m+4n},$$

разрешаемое при использовании двух дифракционных линий рентгенограммы, для которых справедливы следующие соотношения :

$$\beta_1 = \frac{(m_1+2n_1)^2}{m_1+4n_1}; \quad \beta_2 = \frac{(m_2+2n_2)^2}{m_2+4n_2}; \quad (5)$$

$$\frac{m_2}{m_1} = \frac{\cos \theta_1}{\cos \theta_2} = r; \quad \frac{n_2}{n_1} = \frac{\operatorname{tg} \theta_2}{\operatorname{tg} \theta_1} = s, \quad (6)$$

при совместном решении которых становится возможной оценка отдельного влияния n – и m – уширений на физический профиль каждой дифракционной линии при известном экспериментальном значении отношения β_2/β_1 . При этом структурные параметры m_1 и n_1 для первой дифракционной линии определяются из выражений :

$$\frac{m_1}{\beta_1} = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{4n_1}{\beta_1} + \sqrt{\frac{8n_1}{\beta_1} + 1} \right), \quad (7)$$

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\left\{ 0.5 \frac{\cos \theta_1}{\cos \theta_2} \cdot \left(1 - \frac{4n_1}{\beta_1} + \sqrt{\frac{8n_1}{\beta_1} + 1} \right) + \frac{2n_1}{\beta_1} \cdot \frac{\operatorname{tg} \theta_2}{\operatorname{tg} \theta_1} \right\}^2}{0.5 \frac{\cos \theta_1}{\cos \theta_2} \cdot \left(1 - \frac{4n_1}{\beta_1} + \sqrt{\frac{8n_1}{\beta_1} + 1} \right) + \frac{4n_1}{\beta_1} \cdot \frac{\operatorname{tg} \theta_2}{\operatorname{tg} \theta_1}}, \quad (8)$$

а для второй линии параметр n_2 устанавливается из зависимости

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\frac{1}{2r} \cdot \left(1 - \frac{4n_2}{\beta_2} + \sqrt{\frac{8n_2}{\beta_2} + 1}\right) + \frac{4n_2}{\beta_2} \cdot \frac{\operatorname{tg} \theta_1}{\operatorname{tg} \theta_2}}{\left[\frac{1}{2r} \cdot \left(1 - \frac{4n_2}{\beta_2} + \sqrt{\frac{8n_2}{\beta_2} + 1}\right) + \frac{2n_2}{\beta_2} \cdot \frac{\operatorname{tg} \theta_1}{\operatorname{tg} \theta_2}\right]^2}. \quad (9)$$

Тогда выражения (1,2) для определения размеров кристаллитов D и внутренних микронапряжений II рода имеют вид :

$$D = \frac{0,94\lambda}{m_1 \cdot \cos \theta_1}, \quad (10)$$

$$\sigma_{II} = \frac{n_2}{4\operatorname{tg} \theta_2} E. \quad (11)$$

Знак напряжения определяется сравнением общего физического уширения одной и той же дифракционной линии для горячего $(\beta_{hkl})_{гор}$ и холодного образца $(\beta_{hkl})_{хол}$ по выражению :

$$\sigma_{II} = E \cdot \frac{(\beta_{hkl})_{гор} - (\beta_{hkl})_{хол}}{4\operatorname{tg} \theta_{hkl\,гор}}. \quad (12)$$

Методика определения внутренних макронапряжений I рода (зональных), уравнивающих в объемах, соответствующих размерам изделия, заключается в установлении изменения от температуры параметра кристаллической решетки $\Delta a/a$ в соответствии с законом Гука:

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{\sigma}{E} \quad \text{или} \quad \frac{\Delta a}{a} = \frac{\sigma}{E}. \quad (13)$$

Методика определения размеров зерен с учетом эффекта первичной экстинкции основывается на сравнении относительных интегральных интенсивностей для двух дифракционных линий экспериментального образца и идеально-мозаичного кристалла:

$$\frac{I_{\text{эксп}}(H_1 K_1 L_1)}{I_{\text{эксп}}(H_2 K_2 L_2)} \cdot \frac{I_{\text{моз}}(H_2 K_2 L_2)}{I_{\text{моз}}(H_1 K_1 L_1)} = \frac{\operatorname{th}(nq)}{nq}, \quad (14)$$

где $\operatorname{th}(nq)/nq$ – коэффициент первичной экстинкции; n – число параллельных отражающих атомных плоскостей в одном блоке; q – отражательная способность, отнесенная к одной атомной плоскости, определяемая по выражению:

$$q = \frac{1}{2} \cdot \frac{e^2}{mc^2} \cdot \frac{\rho}{A} N_o \cdot \frac{d_{hkl} \cdot \lambda}{\sin \theta} F, \quad (15)$$

Тогда средний размер зерен D равен : $D = n \cdot d_{hkl}$. (16)

При этом значение интегральной интенсивности для идеально-мозаичного кристалла равно:

$$\frac{I}{I_o} = n^2 \cdot \lambda^3 \cdot \frac{e^4}{m^2 c^4} \cdot F^2 \cdot \frac{1 + \cos^2 2\theta}{2 \sin^2 \theta \cos \theta} \cdot e^{-2 \cdot \frac{8\pi}{3} \cdot \frac{\sin^2 \theta}{\lambda^2} \cdot U^2} \cdot p \cdot V, \quad (17)$$

а отношение интегральных интенсивностей для двух анализируемых линий (110) и (200) соответствует выражению:

$$\frac{I_{\text{МОЗ}}(200)}{I_{\text{МОЗ}}(110)} = \frac{F_{200}^2 \cdot \frac{1 + \cos^2 2\theta_{200}}{2 \sin^2 \theta_{200} \cos \theta_{200}} \cdot e^{-2 \frac{8\pi}{3} \frac{\sin^2 \theta_{200}}{\lambda^2} U^2} \cdot P_{200}}{F_{110}^2 \cdot \frac{1 + \cos^2 2\theta_{110}}{2 \sin^2 \theta_{110} \cos \theta_{110}} \cdot e^{-2 \frac{8\pi}{3} \frac{\sin^2 \theta_{110}}{\lambda^2} U^2} \cdot P_{110}}. \quad (18)$$

Структурная амплитуда F для линий (110) и (200) при известной структуре и координации базисных атомов в элементарной объемноцентрированной кубической ячейке определяется по зависимости:

$$F = \sum_{i=1}^{i=q} f_i \cdot e^{2\pi i(Hm_i + Kn_i + Lp_i)}, \quad (19)$$

температурный множитель интенсивности к выражению (18) может быть оценен на основе соотношения:

$$\frac{e^{-2M_{110}}}{e^{-2M_{200}}} = \frac{e^{-2 \frac{8\pi}{3} \frac{\sin^2 \theta_{110}}{\lambda^2} U^2}}{e^{-2 \frac{8\pi}{3} \frac{\sin^2 \theta_{200}}{\lambda^2} U^2}} = e^{-2 \frac{8\pi}{3} \frac{1}{\lambda^2} U^2 (\sin^2 \theta_{110} - \sin^2 \theta_{200})}. \quad (20)$$

За тепловые смещения U^2 приняты максимальные смещения теплового осциллятора : $U^2 = 2kT/\alpha$. (21)

При этом условии выражение (20) преобразуется к виду:

$$\frac{e^{-2M_{110}}}{e^{-2M_{200}}} = e^{3,178 \cdot U^2} = e^{3,178 \cdot \frac{2kT}{\alpha}} = e^{3,178 \cdot \frac{2 \cdot 1,38 \cdot 10^{-3} \cdot T}{25}}. \quad (22)$$

Методика определения среднего параметра элементарной ячейки заключается в аналитической экстраполяции экспериментальных значений периодов решетки, полученных для всех возможных углов брэгговских отражений, к углу дифракции 90° с применением экстраполяционной функции Нельсона-Райли:

$$f = \frac{1}{2} \left(\frac{\cos \theta^2}{\sin \theta} + \frac{\cos \theta^2}{\theta} \right), \quad (23)$$

а также методом наименьших квадратов решением системы нормальных уравнений, составленных на основании экспериментальных данных об углах дифракции аналитических линий:

$$\begin{cases} A \sum_i \alpha_i^2 + D \sum_i \alpha_i \delta_i = \sum_i \alpha_i \sin^2 \theta_i \\ A \sum_i \alpha_i \delta_i + D \sum_i \delta_i^2 = \sum_i \delta_i \sin^2 \theta_i, \end{cases} \quad (24)$$

где A и D – постоянные, причем $A = \lambda^2 / (4a^2)$; $\alpha_i = H_i^2 + K_i^2 + L_i^2$; $\sum \alpha_i$ – сумма сумм квадратов индексов всех анализируемых линий; $\delta_i = 10 \sin^2 2\theta_i \left(\frac{1}{\sin \theta_i} + \frac{1}{\theta_i} \right)$.

Система уравнений (24), решенная относительно A , позволяет определить период кристаллической решетки "а".

Средние коэффициенты линейных тепловых расширений кристаллических решеток α определены на основании экспериментальных данных о параметрах элементарных ячеек по соотношению:

$$\alpha = \frac{1}{a} \cdot \frac{da}{dt} = \frac{1}{a_1} \cdot \frac{a_2 - a_1}{t_2 - t_1}, \quad (25)$$

где a_1 и a_2 – параметр элементарной ячейки применительно к кубическим кристаллам, измеряемый при температурах t_1 и t_2 .

В третьей главе приводятся результаты исследований зависимостей параметров элементарных ячеек энергетических сталей 10, 12Х1МФ и 0Х18Н10Т и средних коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток от температуры; дается предварительный анализ полученных результатов, обсуждается погрешность измерений.

Определение температурной зависимости параметров элементарной ячейки и коэффициентов линейных термических расширений кристаллических решеток проводилось в температурных диапазонах: для стали 0Х18Н10Т от 10 до 1000 °С ($\lambda = 1,79$ Å), для 12Х1МФ от 12 до 793 °С ($\lambda = 0,71069$ Å), для стали 10 от 12 до 770 °С ($\lambda = 0,71069$ Å) в вакууме порядка $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст.

Экспериментальные результаты, рис. 1 – 5, обнаруживают, что коэффициенты линейных термических расширений кристаллических решеток α находятся для сталей 12Х1МФ и 10 в диапазоне справочных значений, составляющих порядка $(10 - 20) \cdot 10^{-6}$, 1/град; для стали 0Х18Н10Т наблюдается аномальный рост α при температуре 600 °С ($\alpha = 31 \cdot 10^{-6}$, 1/град). Абсолютная погрешность определения коэффициентов линейных термических расширений находится в диапазонах: для стали 0Х18Н10Т $\Delta\alpha = (0,16 - 2,0) \cdot 10^{-6}$, 1/град; для 12Х1МФ $\Delta\alpha = (0,2 - 1,0) \cdot 10^{-6}$, 1/град; для стали 10 в трех термоциклах измерений не превышает значений $\Delta\alpha = (0,2 - 2,0) \cdot 10^{-6}$, 1/град.

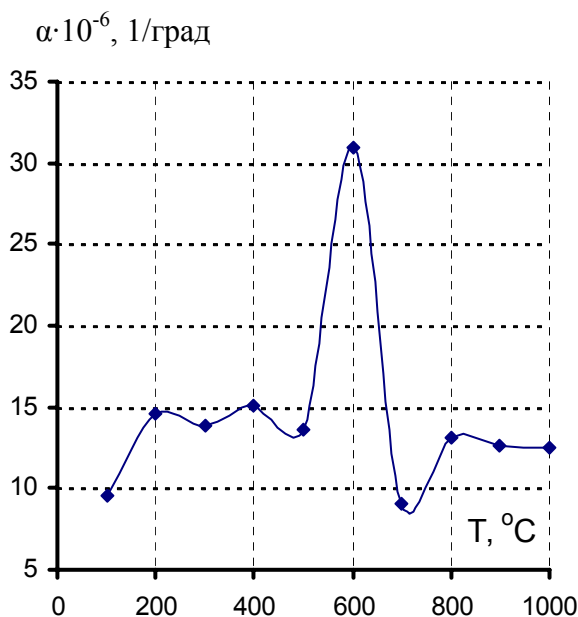


Рис.1. Сталь 0Х18Н10Т. Линейные тепловые расширения кристаллических решеток

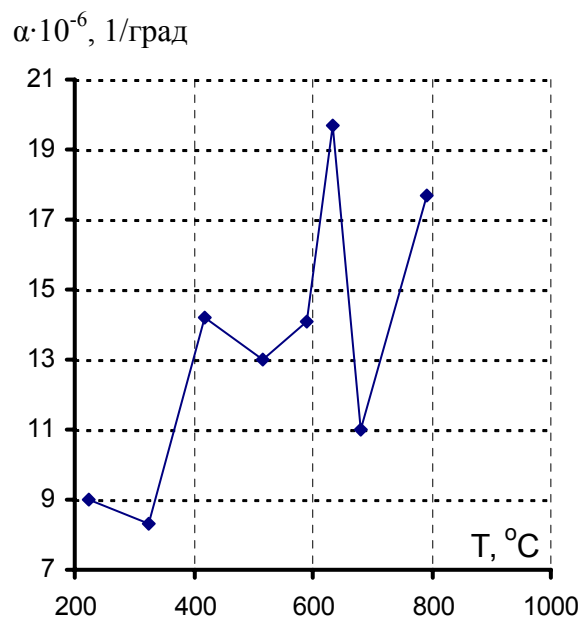


Рис.2. Сталь 12Х1МФ. Линейные тепловые расширения кристаллических решеток

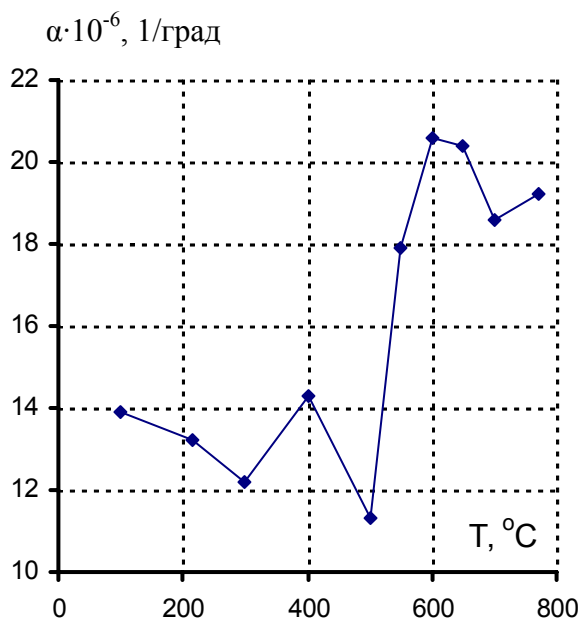


Рис.3. Сталь 10. Линейные термические расширения кристаллических решеток. Первый термоцикл

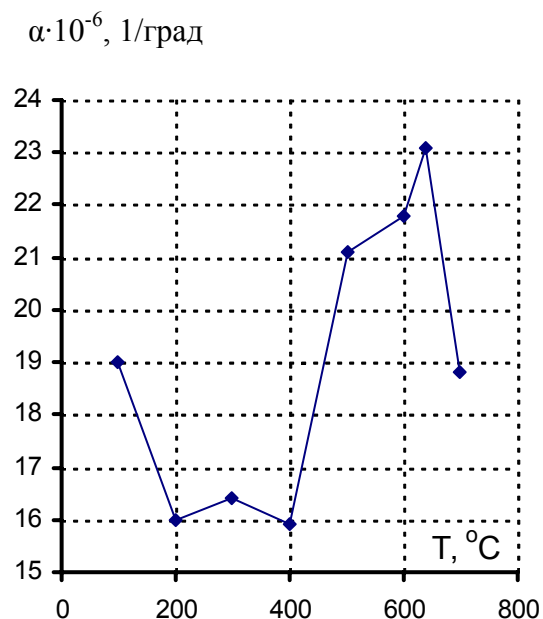


Рис.4. Сталь 10. Линейные термические расширения кристаллических решеток. Второй термоцикл

Несмотря на соответствие α макродилатометрическим значениям, зависимости как $a=f(T)$, так и $\alpha=f(T)$ носят аномальный характер, заключающийся в скачках термических деформаций, в нелинейности и немонотонности полученных кривых. При этом скачки термических деформаций кристаллических решеток наблюдаются при определенных температурах или в диапазонах температур: для стали 0X18H10T при $T = 200, 400, 600$ °C; для стали 12X1МФ при $T = 420, 635$ °C; для стали 10 в первом термоцикле при $T = 400, 550, 600$ °C (первый термоцикл заканчивается неполной аустенизацией с частичным сохранением α -фазы), во втором термоцикле в диапазоне температур $500...600$ °C (второй термоцикл заканчивается полной аустенизацией), в третьем термоцикле при $T = 400$ °C.

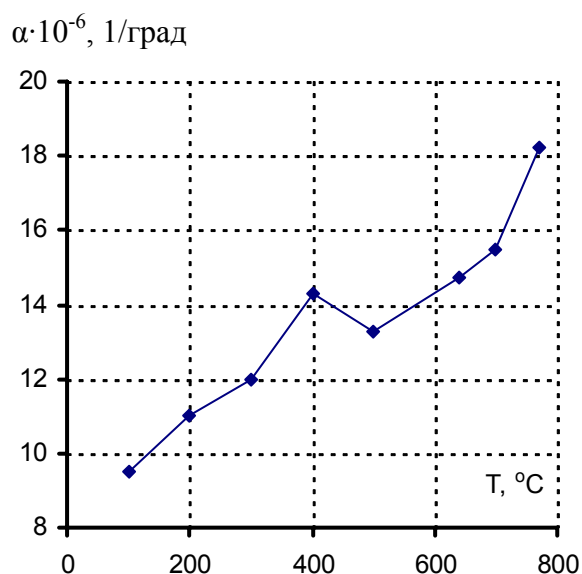


Рис.5. Сталь 10. Линейные термические расширения кристаллических решеток. Третий термоцикл

Анализ многочисленных публикаций по исследованию материалов конструктивных узлов тепломеханического оборудования показывает, что температуры, при которых установлены аномальные расширения кристаллических решеток, совпадают с температурами, при которых наблюдается опасное снижение механических свойств, существенные изменения прочности и пластичности сталей, сопровождающиеся явлениями низкотемпературной и высокотемпературной хрупкости при заметном снижении пластичности практически до нуля, в частности, снижение прочности и эксплуатационной надежности сталей пароперегревателей при температурах 427-445 °С и 600-650 °С; указываются температуры аномального распухания оболочек твэлов (400 – 420 и 550 °С), низкотемпературного охрупчивания (380 – 400 °С), повышенной пластичности (500 – 600 °С), высокотемпературного охрупчивания (400 – 600) °С. Это позволяет предположить, что наблюдаемые в практике эксплуатации аномальные изменения механических свойств сталей и сплавов (твердость, прочность, пластичность, распухаемость) и аномальные тепловые расширения кристаллических решеток объединены общими температурными точками.

Полученные экспериментальные зависимости $\alpha = f(T)$ для всех исследованных сталей по своему виду напоминают λ -аномальные кривые термических деформаций кристаллических решеток, обнаруженные методом микродилатометрии для многих чистых металлов (кобальт, никель, родий, висмут, цинк, свинец и т.п.) в области температур фазовых переходов I рода (структурные превращения) и II рода (магнитные превращения). Однако аномальные расширения кристаллических решеток для исследованных сталей возникают задолго до температуры фазового перехода I рода (примерно 910 °С) и задолго до температуры Кюри (около 768 °С) и могут иметь иную природу.

Анализ известных сведений об аномальных расширениях кристаллических решеток чистых металлов, сталей и сплавов при обсуждении полученных экспериментальных результатов приводит к следующим выводам:

- аномальные расширения всегда присутствуют при фазовых переходах I рода;
- аномалии термических деформаций часто наблюдаются в области температур фазовых переходов II рода;
- когда в области исследуемых температур фазовые переходы I и II рода отсутствуют, их объясняют фазовыми переходами II рода неизвестного происхождения;
- магнитные превращения не сопровождаются изменением кристаллической решетки и существенно отличаются от аллотропических, типичным признаком которых является изменение кристаллической решетки;
- природа наблюдаемого микроэффекта не может считаться выясненной, а линейные термические расширения кристаллических решеток, в особенности аномальные, являются функцией структуры и конкретного состояния металла, отражающие его новое качество при термических превращениях.

В четвертой главе приводятся результаты по оценке внутрискруктурных напряжений для сталей 12Х1МФ и 10, размеров зерен и кристаллитов с

предварительным анализом полученных результатов, производится оценка погрешности измерений, находящаяся в диапазоне значений (9-18) %.

На рис. 6 – 9 представлены температурные зависимости собственных внутризеренных и зональных напряжений, изменения размеров кристаллитов и зерен при термоциклических испытаниях образца трубной стали 12Х1МФ.

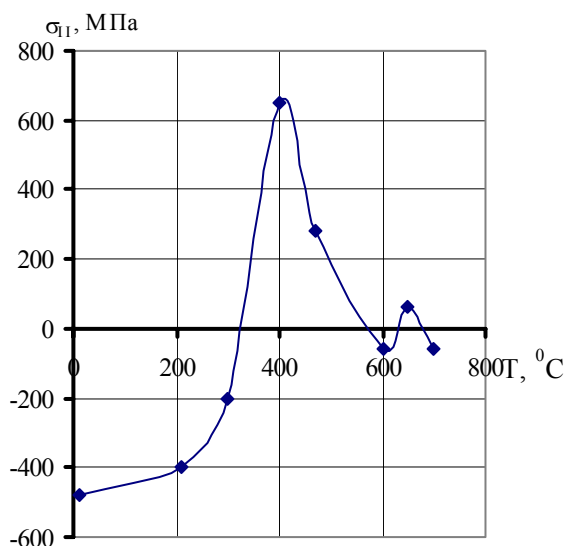


Рис.6. Изменение кристаллитных микронапряжений в образце трубной стали 12Х1МФ в процессе нагрева

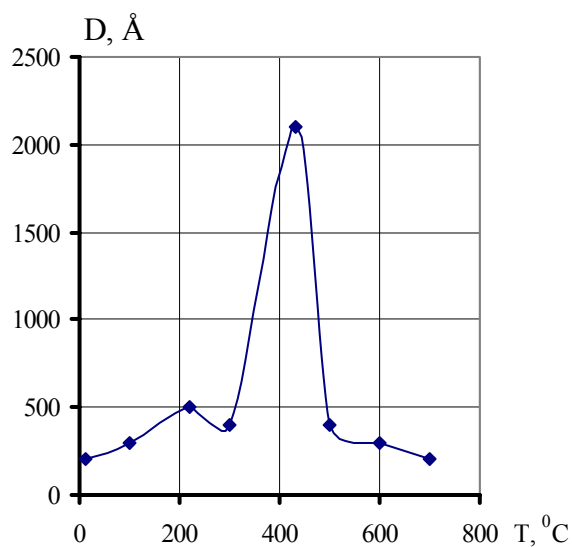


Рис.7. Изменение размера кристаллитов в образце трубной стали 12Х1МФ в процессе нагрева

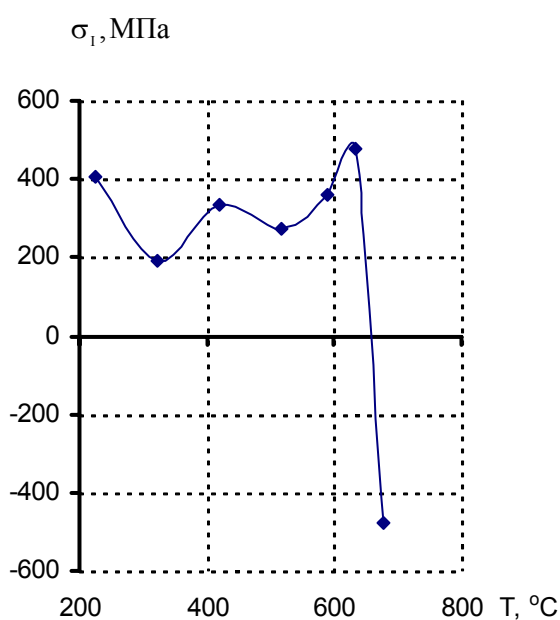


Рис.8. Изменение зональных напряжений в образце трубной стали 12Х1МФ в процессе нагрева

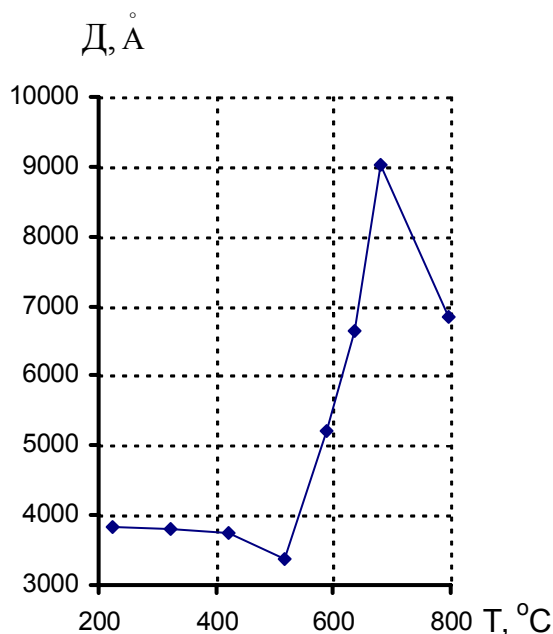


Рис.9. Изменение размеров зерна в образце трубной стали 12Х1МФ в процессе нагрева

При этом отмечаются общие черты полученных зависимостей для сталей 12Х1МФ и 10:

- собственные внутренние напряжения претерпевают в процессе нагрева существенные перераспределения от растягивающих (+) до сжимающих (-), происходящие через полную разрядку напряжений (релаксацию), при которой сталь обладает максимальной пластичностью, не сопротивляясь изменению объема или формы;
- релаксация внутренних напряжений наблюдается при температурах 350, 575, 610, 635 °С, эксплуатационно опасных с точки зрения повышенной ползучести и повреждаемости поверхностей нагрева порами ползучести, рис. 6;
- каждый переход кривой через нуль при дальнейшем повышении температуры испытаний приводит к переходу металла из вязкого в хрупкое состояние при максимальном сопротивлении пластическому деформированию;
- максимальные внутризеренные напряжения достигаются при температуре первого λ -аномального скачка линейных термических деформаций кристаллических решеток, равной 420 °С, рис.6, сопровождающиеся неоднородным слиянием кристаллитов, рис.7, что может привести к межкристаллитному внутризеренному растрескиванию;
- максимальные зональные напряжения, рис.8, наблюдаются при температурах второго λ -аномального скачка порядка 590...610...635 °С и могут приводить к образованию трещин, сопоставимых с размером зерна, равным при этих температурах 0,3...0,5...0,7 мкм, рис. 9;
- λ -аномальные скачки линейных термических деформаций кристаллических решеток и внутрискруктурные напряжения связаны между собой характерными температурными точками.

В пятой главе отмечается, что температурные точки вязкого состояния, предваряющие переход стали в хрупкую область, и связанные с этим аномальные расширения кристаллических решеток, соответствуют температурам промежуточных превращений из аустенита и выдвигается гипотеза о поэтапной перекристаллизации твердых растворов – бейнита и сорбит-трооститных перлитных структур, представляющих, по предположению, границы разного типа. Перекристаллизация структуры границ приводит к вязкому течению металла в границах, релаксации внутренних напряжений, аномальному росту среднего параметра кристаллических решеток, что эквивалентно фазовому превращению I рода, с переходом стали при последующем нагреве в хрупкую область, а внутрискруктурные напряжения являются диагностической характеристикой, определяющей физическое состояние стали и ее прочностные свойства.

Представляется модель макроструктуры, согласно которой в составе стали выделяются дефектные области (матрица), отвечающие за ресурс пластичности, с возможностью высокой вытяжки атомных связей, принятой равной $\varepsilon_{г.м} = 11\%$ от параметра элементарной ячейки. Степень деформации среднего параметра кристаллической решетки на разных этапах старения стали определена экспериментально по результатам холодного циклического деформирования, учитывающего фактор внешнего давления, и термоциклирования и составляет на момент исчерпания прогнозируемого физического ресурса стали $\sum \varepsilon_{г.яч} = \Delta a / a = 0,6127\%$.

Атомно- кристаллическая решетка как жесткое упругое тело, взаимодействуя с границами кристаллитов и матрицей, является своеобразным чувствительным датчиком всех структурных превращений. Значением $\Delta a/a$, характеризуемым точкой на кривой, рис. 10, определяется степень накопления повреждаемости, текущее физическое состояние и остаточный ресурс стали.

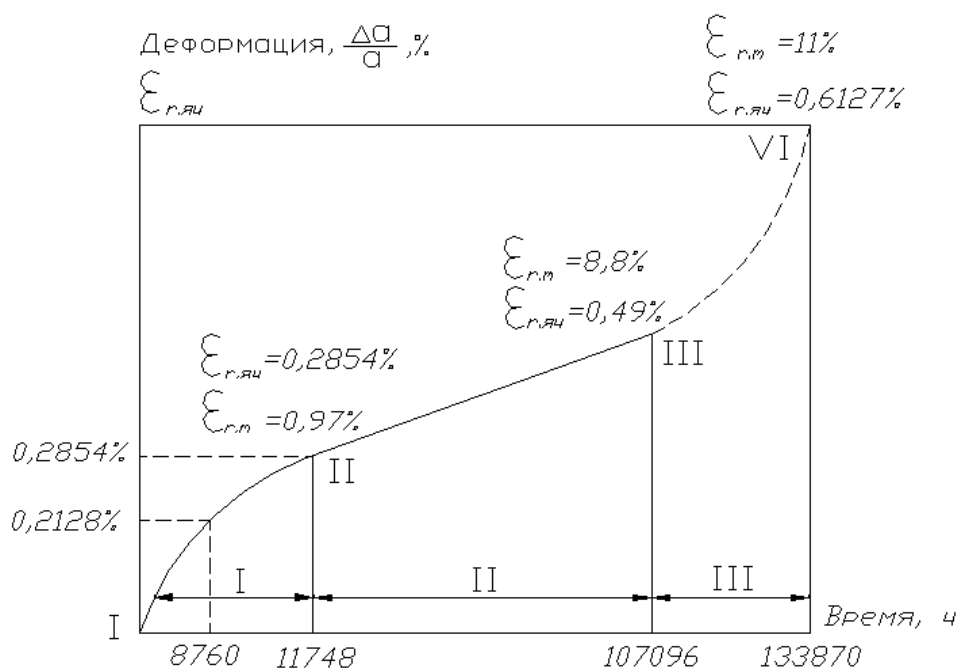


Рис 10. Теоретическая кривая ползучести:

точки I – II – участок неустановившейся ползучести I;
 точки II – III – участок установившейся ползучести II;
 точки III – VI – участок ускоренной ползучести

В приложении 1 приводятся исходные данные для расчета и расчет параметров элементарных ячеек сталей 0X18H10T, 12X1MФ в зависимости от температуры с использованием экстраполяционной функции Нельсона-Райли и стали 10 с применением экстраполяции по методу наименьших квадратов. Приведены вид экстраполяционных функций и системы нормальных уравнений.

В приложении 2 приводятся исходные данные для расчета и расчет микронапряжений II рода в образце стали 12X1MФ в зависимости от температуры с обоснованием вида аппроксимирующей функции для установления истинного физического уширения профилей дифракционных линий.

В приложении 3 приводятся исходные данные для расчета и расчет истинной ширины дифракционной линии стали 10 в зависимости от температуры в трех термоциклах испытаний.

В приложении 4 приводится расчет амплитуды атомного рассеяния, структурной амплитуды, факторов Лоренца-поляризации, поправки на тепловые колебания атомов, отражательной способности, отнесенной к одной атомной

плоскости, и относительной интенсивности дифракционных линий для идеально-мозаичного кристалла ОЦК-структуры.

В приложении 5 приводится расчет среднего размера кристаллитов и функции распределения кристаллитов по размерам для образца стали 12Х1МФ при аппроксимации профиля рентгеновской линии функцией Фойгта.

В приложении 6 прилагаются акты о практическом использовании результатов работы.

Выводы

1. Настоящая работа связана с двумя актуальными проблемами современной энергетики. Одна из них относится к проблеме разрушения стальных конструкций тепломеханического оборудования, в особенности внезапных хрупких разрушений, не решенной известными путями в России и за рубежом. Вторая обусловлена выработкой проектного ресурса отечественных энергоустановок и необходимостью надежной диагностики текущего состояния металла и остаточного ресурса. Поэтому работа направлена на создание методических основ диагностики и прогнозирования рентгенодифракционным методом, не разрушающим диагностируемую поверхность.

2. На основе методики термоциклирования установлено, что все исследованные стали обнаруживают аномальные расширения кристаллических решеток, разные по величине скачка $\Delta\alpha$ и наблюдаемые при близких для разных сталей температурах (например, 400 и 420 °С ; 600 и 635 °С), что заслуживает внимания не только при анализе таких характерных повреждений как растрескивание коллекторов парогенераторов, смятие поверхностей нагрева с уменьшением диаметра трубы , перекосы , выгибание трубопроводов, заклинивание , нарушение уплотнения запорных органов, наблюдаемых в условиях переменных тепловых режимов при наличии градиентов температур, но и при проектировании узлов, элементов и арматуры тепломеханического оборудования путем обеспечения соответствия материалов и выбора рабочих температур по результатам микродилатометрических исследований.

3. Каждое аномальное расширение кристаллических решеток предваряется состоянием повышенной пластичности сталей в окрестности температур порядка 350 , 575, 600, 635 °С, эксплуатационно опасных формоизменением поверхностей нагрева, раздутием трубопроводов с утонением стенки трубы.

4. На основе методик рентгенодиагностики структурного состояния элементов трубных энергетических сталей показано, что характеристиками структурно-напряженного состояния являются линейные термические деформации кристаллических решеток, микронапряжения II рода и макронапряжения I рода, изменяющиеся в процессе термоциклического отжига и связанные между собой характерными температурными точками:

- максимальные уровни кристаллитных микронапряжений II рода развиваются в области первого λ -аномального скачка термических деформаций и могут приводить к микротрещинообразованию внутри зерна между кристаллитами, являясь предпосылкой межкристаллитной коррозии ;

- максимум зональных макронапряжений I рода достигается в окрестностях второго λ - аномального скачка, что может вызвать образование трещин в границах между зёрнами, сопоставимых с размером зёрна, и приводить к образованию магистральных трещин и транскристаллитной коррозии;
- достижение критерияльным параметром, которым являются внутренние неоднородные структурные напряжения, предельной величины сопровождается неоднородным ростом кристаллитов и зёрен, уменьшающим хрупкую прочность стали.

5. По разработанной методике, вскрывающей характеристики структурно-напряженного состояния в виде линейных термических деформаций кристаллических решеток, внутренних напряжений I и II рода, протестировано термическое поведение ряда энергетических сталей в характерных температурных точках снижения эксплуатационных свойств, установленных практикой эксплуатации энергоустановок, и подтверждена связь между характеристиками внутреннего структурно-напряженного состояния и прочностными свойствами сталей, что положено в основу диагностики текущего состояния стали и прогнозирования остаточного ресурса.

Принятые сокращения и условные обозначения

ТЭС – тепловая электрическая станция; МКК, ТКК – соответственно межкристаллитная и транскристаллитная коррозия; КРН – коррозионное растрескивание под напряжением; E – модуль нормальной упругости; I – интегральная интенсивность дифракционной линии; I_0 – интенсивность первичного пучка; n – число элементарных ячеек в единице объема; λ – длина волны; e , m – заряд и масса электрона; c – скорость света; θ – брэгговский угол дифракции; p – фактор повторяемости; V – облучаемый объем образца; U – полные смещения атомов ($U^2 = U_{ст}^2 + U_{дин}^2$); $th(nq)$ – гиперболический тангенс; ρ – плотность; A – атомная масса; N_0 – число Авогадро; d_{hkl} – межплоскостное расстояние; $1 + \cos^2 2\theta_{110} / 2 \cdot \sin^2 \theta_{110} \cdot \cos \theta_{110}$ – фактор Лоренца-поляризации; k – константа Больцмана; T – температура; α – сила, необходимая для удлинения куба на расстояние, равное его ребру, составляющая $\alpha = 25$ Н/м; (HKL) – индексы Миллера атомной плоскости; m_i , n_i , p_i – координаты базисных атомов; f_i – атомная амплитуда рассеяния; F – структурная амплитуда.

Основное содержание работы отражено в следующих публикациях

1. 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.

2. Рентгеновские исследования влияния температуры на появление зональных макронапряжений в стали пароперегревателя /Л.Л. Любимова, А.С. Заворин, А.А. Макеев, А.М. Казанов // Материалы докладов VII Всероссийской научно-

технической конференции "Энергетика: экология, надежность, безопасность". – Томск: Изд. ТПУ, 2001. – Т.1. – С. 117 – 120.

3. Аномалии термических линейных расширений в стали 10 / Л.Л. Любимова, А.А. Макеев, А.С. Заворин // Материалы докладов VIII Всероссийской научно-технической конференции "Энергетика: экология, надежность, безопасность". – Томск : Изд. ТПУ, 2002. – Т.1. – С.105 – 108.

4. Исследование структурной устойчивости стали труб пароперегревателя / Л.Л. Любимова , А.А. Макеев , А.С. Заворин , А.М. Казанов // Известия ТПУ , 2002 , Т. 305 , вып.2. – С. 157 – 161.

5. Рентгеновские исследования внутренних микронапряжений в образце стали 10 при термических циклических нагружениях / Л.Л. Любимова , А.А. Макеев , А.С. Заворин и др. // Материалы докладов VIII Всероссийской научно-технической конференции "Энергетика: экология, надежность, безопасность". – Томск: Изд. ТПУ, 2002. – Т.1. – С. 108 – 111.

6. Рентгенометрия аномальных температурных расширений энергетических сталей / А.С. Заворин , Л.Л. Любимова , Б.В. Лебедев и др. // Известия ТПУ , 2003 , Т. 306 , вып.2. – С. 82 – 88.

7. Рентгенометрическая оценка максимальной температуры трубы пароперегревателя при аварийной ситуации / А.С. Заворин, Л.Л. Любимова, А.А. Макеев, А.М. Казанов // Межвузовский сборник статей «Теплоэнергетика : экономичность, надежность, экология» . – Томск : Изд . ТПУ, 1997 . – С. 30 – 33.

8. Любимова Л.Л. Методика рентгенометрического анализа внутри-структурных напряжений // Известия ТПУ , 2003 , Т. 306 , вып.4. – С. 72 - 77 .

Подписано к печати «_____» «_10_». 2003.
Формат 60 x 84 / 16 . Бумага офсетная.
Плоская печать. Усл. печ.л._____.
Уч.- изд. л. _____ Тираж _____ экз.
Заказ № _____. Цена свободная.
ИПФ ТПУ. Лицензия ЛТ № 1 от 18.08.94 .
Типография, 634034, Томск, пр. Ленина, 30.