

УДК 621.181

## ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ\*

*Любимова Л.Л., к.т.н., доцент, доцент кафедры «Парогенераторостроение  
и парогенераторные установки» (l11@tpu.ru)*

*Макеев А.А., к.т.н., доцент*

*Заворин А.С., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Парогенераторостроение  
и парогенераторные установки» (zavorin@tpu.ru)*

*Ташлыков А.А., к.т.н., доцент кафедры «Парогенераторостроение  
и парогенераторные установки» (tashlykov@tpu.ru)*

**Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)**

**Аннотация.** Реализованы подходы к диагностике зарождения и развития повреждаемости стали энергетического оборудования на микро- и субмикроуровне, что требует учета специальных параметров, отражающих индивидуальные свойства материала, и введения в анализ процессов, протекающих в элементах оборудования, параметров субструктуры. К таким параметрам отнесены период кристаллической решетки и внутренние структурные напряжения I и II рода. Приведены результаты оценки напряженного состояния при упруго-пластическом деформировании аустенитной хромоманганцевой стали. Показано, что процесс циклического деформирования сопровождается осцилляцией внутренних напряжений в области работоспособных состояний, лимитированной кривыми упрочнения – разупрочнения. Результаты проанализированы с точки зрения установления характерных признаков предразрушения. Приведен комплекс отличительных признаков и параметр материала, ниже которого трещины в области деформаций между линией упрочнения и разупрочнения не активны. Представлены результаты металлографических исследований поврежденного металла, совпадающие с выводами рентгенодиагностики.

**Ключевые слова:** сталь, период кристаллической решетки, упруго-пластическое деформирование, внутренние структурные напряжения I и II рода, релаксация, разрушение.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-12-903-909

Проблема диагностики зарождения, накопления и развития повреждаемости стали энергетического оборудования на микро- и субмикроуровне занимает особое место в вопросах надежности. Для анализа такого физического состояния требуется вводить параметры структуры, которые позволили бы на микроуровне реализовывать подходы к оценкам внутренних структурных резервов материала. Используя совокупность характеристик макро- и микроуровня, можно расширить представления о факторах и механизме разрушения и тем самым определить условия эксплуатации, продляющие срок службы оборудования [1].

Между долговечностью трубных элементов при повышенных температурах в условиях ползучести и параметрами структуры отмечена определенная связь:  $\tau = \varphi(t, \sigma, d)$ , где время до разрушения  $\tau$  (долговечность) определяется температурой  $t$ , размером зерна  $d$  и уровнем напряжения  $\sigma$ . Предпринимаются также попытки теоретически отразить влияние внутренних структур-

ных напряжений на прочностные характеристики и ресурс, например, математическое описание участка установившейся ползучести [2]. При этом значения внутренних напряжений закладываются в выражение для кривой ползучести в виде некоторой константы. Однако в неоднородных поликристаллических материалах, применяемых в энергомашиностроении в качестве конструкционных, в течение всего срока службы протекают структурно-фазовые превращения [3], которые приводят к возникновению осцилляций внутренних напряжений как первого ( $\sigma_I$ ), так и второго рода ( $\sigma_{II}$ ). Структурно-фазовые превращения являются причиной деградации материала, определяют его физические характеристики и влияют на индивидуальный ресурс. Это необходимо учитывать в виде специальных параметров, которые не остаются неизменными с изменением вида напряженного состояния объекта и отражают индивидуальные особенности материала. В настоящей работе к таким параметрам отнесены период кристаллической решетки и внутренние структурные напряжения I и II рода [4, 5].

В числе наиболее важных для ресурса и надежности поверхностей нагрева оборудования ТЭС и АЭС оста-

\* Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований «Фундаментальные основы инженерных наук», проект № 15-08-99544а.

ется проблема хрупких разрушений даже пластичных материалов [6 – 9].

Одним из условий возникновения хрупкой трещины предполагается наличие изначально существующего «острого» дефекта, прорастающего в трещину при нагружении [10]. Однако острый дефект формы является фактором случайным, который может быть, а может и не быть в структуре материала.

Закономерными являются процессы преобразования полей внутренних напряжений и их неоднородная релаксация при знакопеременных термических и механических нагрузках. Их скрытое взаимодействие приводит к образованию микротрещин, а внутренние напряжения выступают, таким образом, постоянно действующим генератором собственного «острого» структурного дефекта.

Микротрещины возникают в металле постоянно. Однако на первый план выступает не столько сам факт их зарождения, сколько реализация условия роста трещины и признаков предразрушения.

Это определило цель настоящей работы, которая заключается в экспериментальном исследовании процесса перераспределения внутренних структурных напряжений при упруго-пластическом деформировании для установления состояния предразрушения по условиям релаксации внутренних напряжений.

В качестве материала для исследований выбрана перспективная для пароперегревателей котлов сверхкритических давлений жаропрочная аустенитная хромомарганцевая сталь Ди-59 (X13Г12БСН2Д2). Химический состав по ГОСТ 5632 – 72: 0,07 % С; 1,99 % Ni; 12,45 % Cr; 13,0 % Mn; 0,21 % Si; 0,006 % S; 0,015 % P; 0,03 % Al; 2,15 % Cu; 0,79 % Nb; 0,015 % В; остальное железо (по массе).

К факторам эксплуатационного воздействия, влияющим на работоспособность трубопроводов, относятся длительно действующие циклически изменяющиеся

напряжения и деформации, возникающие при пусках, остановках, резких изменениях режимов, которые будут приводить к изменению структуры материала, его состояния и влиять на механические свойства и ресурс работоспособности. Поэтому методика испытаний сводилась к организации искусственного форсированного деформационного старения. Для этой цели опытный образец, изготовленный из трубы пароперегревателя, подвергали внешнему механическому циклическому нагружению с возрастающим давлением на образец  $P_i$  в каждом очередном цикле. Это позволяет получать и фиксировать структурные превращения, которые отсутствуют или медленно протекают при неизменном давлении [11, 12].

Технология получения труб весьма сложна, поэтому их поверхность проявляет анизотропию свойств, обусловленную гетерогенностью и несплошностью структуры. В качестве подтверждения этого положения в настоящей работе получено изменение микротвердости по толщине стенки трубы пароперегревателя (рис. 1, а). Видно, что на поверхности стенки микротвердость почти в два раза превышает таковую для внутренних структур, а сама стенка по уровню микротвердости обнаруживает несколько разнородных слоев микротвердостью от 4200 до 2500 МПа (рис. 1, а), которые впоследствии отчетливо проявляются другими средствами (рис. 1, б).

Практика эксплуатации показывает, что основная доля отказов в работе энергоблоков (от 50 до 90 %) связана с нетрадиционными бездеформационными разрушениями труб [1, 13], а разрушения пароперегревательных труб в котлоагрегатах часто наблюдаются с поверхности [13, 14].

Кроме этого, следует иметь в виду, что существуют две категории прочности – зерен и межзеренных границ (МЗГ), где механизмы деформационного старения могут быть различны. Построенный на теории

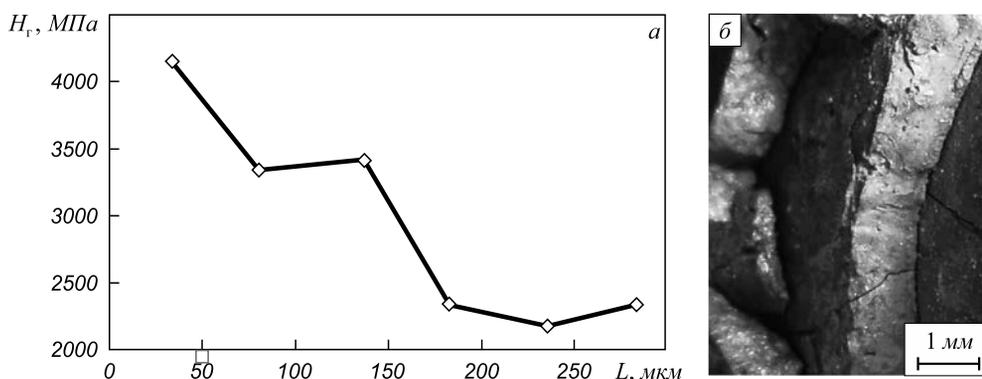


Рис. 1. Слоистая структура трубы:

а – изменение микротвердости по толщине стенки трубы (начало измерений – от наружной поверхности к внутренней); б – поверхность после глубокого окисления (отчетливо просматривается четыре характерных слоя)

Fig. 1. Layered structure of the tube:

а – changes of the microhardness along the tube wall thickness (start of measurement – from the outer surface to the inside one); б – the surface after deep oxidation (clearly visible four characteristic layers)

дислокаций механизм старения для внутризеренных структур не может быть применен для описания процессов в пределах границ зерен и фаз. В этой связи представляют интерес экспериментальные исследования по трансформации прочностных свойств зерен и МЗГ методом рентгеноструктурного анализа (РСА), способным дифференцировать внутри- и межзеренные напряжения в наиболее опасной поверхностной зоне (рис. 1, а).

Процесс трещинообразования связывают с явлением релаксации внутренних напряжений, приводящим к уменьшению локальных напряжений. Известно [15], что на границах зерен межатомные связи сильно напряжены, и когда межатомное расстояние увеличивается более чем на 10 – 15 %, связи следует считать разрушенными. Процесс разрыва межатомных связей является ведущим на всех стадиях разрушения [16]. Последствием разрушения межатомных связей является релаксация напряжений и трещинообразование [17]. В процессе возникновения и роста усталостных трещин происходит релаксация и перераспределение остаточных напряжений [18]. Наконец, из теории дифракции рентгеновских лучей следует, что физическое уширение рентгеновской дифракционной линии связано с перераспределением полей упругих напряжений: возрастание соответствует упрочнению, а уменьшение – зарождению микротрещин, так что образование микротрещин является релаксационным процессом, приводящим к уменьшению локальных напряжений [19]. Путем установления рентгеновских признаков и условий релаксации может быть решена задача о возможности распространения трещины.

Все эти обстоятельства требуют применения нетрадиционных методов и методик исследования, способных эффективно участвовать в решении перечисленных проблем. В настоящей работе для этих целей применен метод рентгеноструктурного анализа.

Методика рентгенодиагностики базируется на классической фундаментальной теории рентгеноструктурного анализа, согласно которой величина внутренних

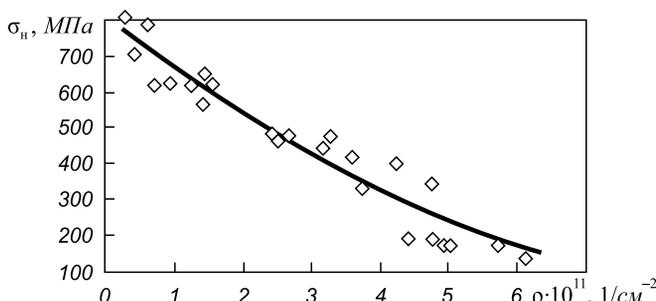


Рис. 2. Влияние внешнего циклического нагружения на распределение микронапряжений в зависимости от плотности дислокаций образца (внутренняя сторона стенки трубы)

Fig. 2. Effect of cyclic loading on the external distribution of microstrain depending on sample density of dislocations (inner side of the tube wall)

напряжений первого рода  $\sigma_I$  (зональных) и второго рода  $\sigma_{II}$  (микронапряжений) оценивается по выражениям:

$$\sigma_{II} = \left( \frac{n_2}{4 \operatorname{tg} \theta_2} \right) E; \quad \frac{\Delta a}{a} = \frac{\sigma_I}{E},$$

где  $n_2$  – часть физического уширения дифракционной линии, обусловленного микронапряжениями;  $\theta_2$  – угол дифракции второй аналитической дифракционной линии;  $E$  – модуль нормальной упругости;  $a$  – параметр элементарной ячейки;  $\Delta a/a$  – относительное изменение параметра элементарной ячейки, характеризующее величину искажений.

Экспериментальные результаты представлены на рис. 2 – 4.

На рис. 2 показана зависимость внутренних структурных напряжений II рода  $\sigma_{II}$  (внутризеренных) от плотности  $\rho$  дислокаций при циклическом деформировании (точки на кривых соответствуют циклам нагружения).

В основу интерпретации полученных результатов (рис. 2) положены концепция и известная теоретическая кривая И.А. Одингга, которая отражает взаимосвязь между сопротивлением деформации (прочностью) и плотностью дислокаций. Согласно этой теории наибольшей прочностью и сопротивлением деформиро-

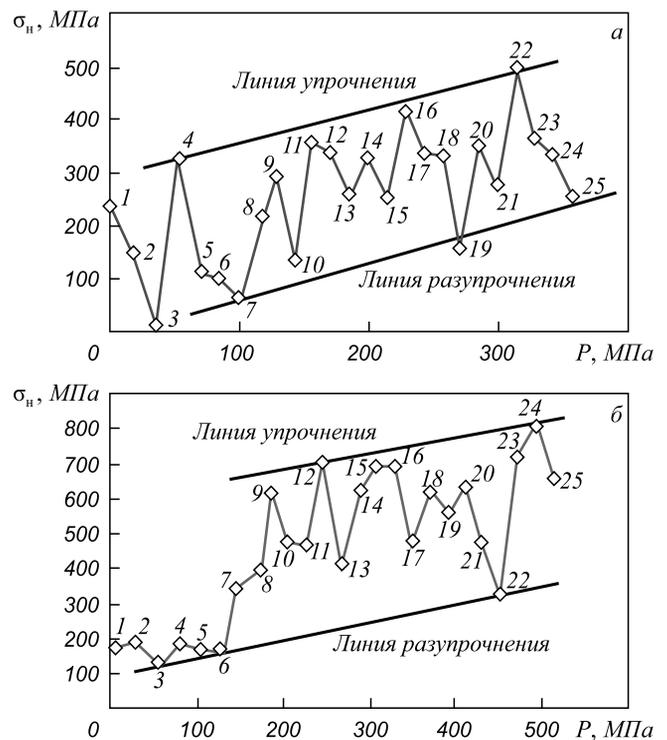


Рис. 3. Перераспределение микронапряжений второго рода в зависимости от внешнего циклического нагружения: а – наружная сторона трубы; б – внутренняя сторона трубы

Fig. 3. Redistribution of microstrain of the second kind depending on the external cyclic loading: а – outer side of the tube; б – inner side of the tube

ванию материал обладает при малой плотности дислокаций, так что при деформации он может быть хрупко разрушен прежде, чем дислокации обеспечат достаточные сдвиги. При увеличении плотности дислокаций уменьшается сопротивление деформированию.

Экспериментальная зависимость в осях внутренние напряжения – плотность дислокаций (рис. 2), а также ранее полученная в работе [20] зависимость привели к подтверждению вида кривой Одингга. Эти результаты показали, что процесс циклического деформирования сопровождается эффективным перераспределением внутренних напряжений величиной от 800 до 100 МПа, что закономерно определяется неоднородностью исходной структуры (рис. 1, а). Показано, что деформации протекают в соответствии с гипотезой Одингга, согласно которой однократная нагрузка может привести как к пластической релаксации напряжений, так и к их повышению. Сопоставление этой зависимости (рис. 2) с гипотетической кривой Одингга позволяет полагать, что внутренние напряжения являются датчиком любых структурных состояний, отражают индивидуальные особенности материала и его реальные прочностные характеристики. Следовательно, эту связь можно использовать в качестве параметра субструктуры для анализа процессов, протекающих в элементах конструкций, и оценок работоспособности.

На рис. 3 представлены зависимости микронапряжений второго рода  $\sigma_{II}$  от приложенного внешнего да-

вления (точками на кривых обозначены последовательные циклы нагружения).

Для обеих сторон трубы характер полученных зависимостей имеет общие признаки:

- циклическое нагружение вызывает ответное чередование процессов упрочнения и разупрочнения внутренних напряжений  $\sigma_{II}$ ;
- распределение напряжений при деформировании лимитируется областью, ограниченной линиями упрочнения-разупрочнения.

Результаты (рис. 3) свидетельствуют о наличии разницы прочностей зерен для разных поверхностей стенки трубы и могут указывать на вероятное направление разрушения. Отсутствие глубоких релаксаций напряжений (до нуля) в широком диапазоне внешних давлений показывает, что образующаяся микротрещина не распространяется за счет пластических релаксаций на острие трещины. Можно допустить, что исследуемый материал не обладает склонностью к хрупким разрушениям структурного зерна, если его состояние лимитируется определенной областью и не выходит за пределы допускаемых значений (рис. 3).

Перераспределение зональных напряжений  $\sigma_I$  представлено на рис. 4. Циклические нагрузки приводят к знакопеременным изменениям зональных напряжений от минимальных разупрочняющих ( $\sigma_{min}$ ) до максимальных упрочняющих ( $\sigma_{max}$ ), что позволяет установить поле безопасных напряжений, лимитируемых линиями упрочнения-разупрочнения.

Характерным процессом при деформировании также является релаксация внутренних напряжений, соответствующая процессу разупрочнения и характеризующая момент образования микроструктурно короткой трещины, которая может развиваться или останавливаться в своем развитии.

Распространение трещины может спровоцировать наступление предельного состояния, т.е. разрушение конструкции (отказ).

Причиной наступления опасного состояния является накопление внутренней энергии при деформировании образца, которая в очередном цикле нагружения уменьшается из-за разрыва межзатомных связей, расходует на продвижение трещины и проявляется глубокой релаксацией напряжений, что является критерием наступления опасного состояния. Тело (или элемент конструкции) находится в опасном состоянии, если такое состояние возникает в какой-либо одной его точке [21].

Опасное состояние характеризуется точками 8 (рис. 4, а) и 11 (рис. 4, б). Видно, что в точках 8 и 11 в очередном цикле нагружения начинается резкое падение сопротивления деформированию и глубокая, практически до нуля, релаксация напряжений, которая свидетельствует о разрывах межзатомных связей и прорастании структурной трещины. Этот момент можно охарактеризовать системой следующих взаимно свя-

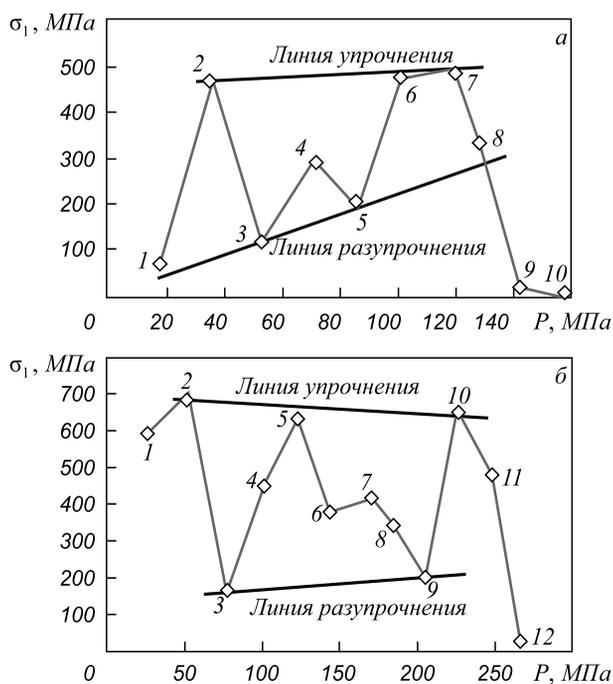


Рис. 4. Перераспределение зональных напряжений в зависимости от внешнего циклического нагружения:  
а – наружная сторона трубы; б – внутренняя сторона трубы

Fig. 4. Redistribution of zonal voltages depending on the external cyclic loading:  
а – outer side of the tube; б – inner side of the tube

занных признаков, в совокупности представляющих собой наступление состояния предразрушения:

- точка  $(\sigma_1)_i$  при очередном цикле нагружения  $P_{i+1}$  характеризуется резким падением сопротивления деформированию, что проявляется глубокой релаксацией внутренних напряжений первого рода  $(\sigma_1)_{i+1}$  (ниже линии разупрочнения или до нуля);
- точка  $(\sigma_1)_i$ , в которой наступает глубокая релаксация внутренних напряжений при очередном цикле нагружения  $P_{i+1}$ , должна находиться в поле безопасных напряжений;
- величина внутреннего напряжения  $(\sigma_1)_i$  в точке, в которой наступает глубокая релаксация при очередном цикле нагружения  $P_{i+1}$ , должна меняться в сторону разупрочнения по отношению к предыдущему циклу  $(\sigma_1)_{i-1}$ ;
- состояние материала в точке  $(\sigma_1)_i$ , в которой наступает глубокая релаксация внутренних напряжений при очередном цикле нагружения  $P_{i+1}$ , описывается определенным, характерным для данного материала значением отношения  $(\sigma_1)_i/(\sigma_1)_{\max} = \Pi$ , являющимся параметром материала, ниже которого трещины, возникающие в предыдущих циклах, не активны.

Действительно, для наружной поверхности (рис. 4, а) максимальные напряжения на линии упрочнения составляют  $(\sigma_1)_{\max} = 492$  МПа. В точке 8  $(\sigma_1)_i/(\sigma_1)_{\max} = \Pi = 331/492 = 0,67$ .

Для внутренней поверхности (рис. 4, б) достигаются максимальные напряжения  $(\sigma_1)_{\max} = 694$  МПа. В точке 11  $(\sigma_1)_i/(\sigma_1)_{\max} = \Pi = 478/694 = 0,67$ .

Можно полагать, что параметром для данного материала, ниже которого трещины, возникающие в предыдущих циклах, не активны, является величина

$$\Pi = (\sigma_1)_i/(\sigma_1)_{\max} \geq 0,67.$$

Ниже для сравнения приведены соотношения  $\sigma_i/\sigma_{\max}$  для других точек наружной и внутренней поверхностей стенки трубы по данным, представленным на рис. 4.

Номер цикла	Наружная поверхность $\sigma_i/\sigma_{\max}$	Номер цикла	Внутренняя поверхность $\sigma_i/\sigma_{\max}$
Точка 3	108/492 = 0,22	Точка 3	165/694 = 0,23
Точка 4	290/492 = 0,59	Точка 4	450/694 = 0,64
Точка 5	205/492 = 0,42	Точка 6	381/694 = 0,55
Точка 11	256/492 = 0,52	Точка 7	410/694 = 0,59
Точка 13	233/492 = 0,47	Точка 8	342/694 = 0,49
Точка 23	210/492 = 0,43	Точка 9	205/694 = 0,30

Можно видеть, что соотношение  $\sigma_i/\sigma_{\max}$ , кроме точек 8 (рис. 4, а) и 11 (рис. 4, б), нигде более не достигает значения более 0,67.

Глубокая релаксация напряжений по границам зерен (рис. 4) и отсутствие ее внутри зерен (рис. 3) свидетельствуют о постадийности процесса разрушения, которое для этой стали начинается с границ зерен. Кроме того, на основании рис. 4 можно заключить, что процессу структурной деградации в первую очередь подвержена наружная поверхность стенки трубы как менее структурно устойчивая. Так, на наружной поверхности релаксация достигается при внешнем воздействии 130 МПа, а разрушение внутренней поверхности происходит при давлении порядка 250 МПа.

Этот же вывод вытекает из проведенных металлографических исследований разрушенных труб IV ступени пароперегревателя из стали Ди-59 котла БКЗ 210-140 Ф с наработкой 6821 ч и числом пусков – 17 (рис. 5). Микроструктуру стали определяли на микроскопе Метам ЛВ-32.

Разрушенные поверхности пароперегревателя не несли следов отложений и окалины, не обнаружено

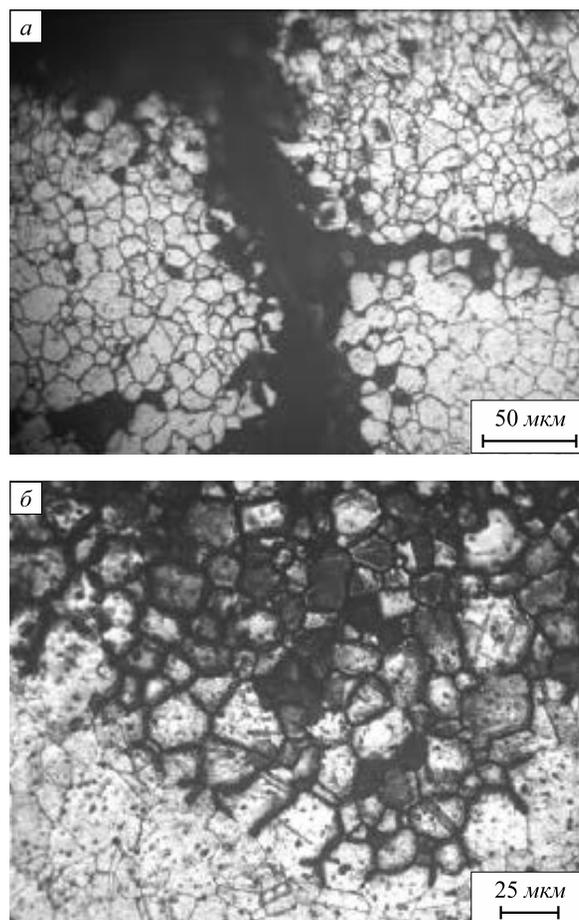


Рис. 5. Микроструктура наружной поверхности трубы IV ступени пароперегревателя ( $D \times S = 32,0 \times 4,5$  мм): а – разветвленные трещины; б – межзеренные разрушения с выкрашиванием отдельных зерен

Fig. 5. Microstructural analysis of the outer surface of the tube of IVth steam superheater stage ( $D \times S = 32,0 \times 4,5$  mm): а – branched cracks; б – intergranular fracture with chipping of individual grains

также увеличения диаметра труб в месте разрыва. Это свидетельствует о том, что разрушение было бездеформационным, доминантным фактором разрушения явились внутрискрипционные процессы старения металла.

Во всех рассмотренных случаях разрушения выявлены с наружной стороны труб (рис. 5). При этом внутренняя поверхность труб оставалась чистой, без видимых дефектов. Разрушения представляют собой нераскрытые разветвленные трещины как в продольном, так и в поперечном направлениях с выкрашиванием металла по наружной поверхности (рис. 5, а). Обнаружено межзеренное коррозионное растрескивание металла на глубину до 3,3 мм, начинающееся с наружной поверхности и сопровождающееся выпадением целых зерен, что характерно для межкристаллитной коррозии (рис. 5, б).

**Выводы.** Показана возможность дифференцировать прочность зерен и прочность межзеренных границ и устанавливать поэтапность и направление процесса разрушения. Показано, что в процессе циклического деформирования свойства материала (зерен и межзеренных границ) изменяются в области деформаций между линией упрочнения и разупрочнения, характеризующей способность материала воспринимать повторные нагрузки без разрушения. Для идентификации состояния предразрушения приведен комплекс отличительных признаков и параметр исследуемого материала  $P = (\sigma_1)_i / (\sigma_1)_{\max}$ , ниже которого трещины в области деформаций между линией упрочнения и разупрочнения не активны.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бугай Н.В., Березина Т.Г., Трунин И.И. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 272 с.
2. Достижения науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание металлов / Под ред. М. Фонтана, Р. Стейла; пер. с англ. под ред. В.С. Синявского. – М.: Металлургия, 1985. – 488 с.
3. Makeev A.A., Lyubimova L.L., Zavorin A.S., Tashlykov A.A. Structural Instability in the Early Decomposition of Supersaturated Austenite Solid Solution // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. No. 12. P. 1048 – 1055.
4. Lyubimova L.L., Makeev A.A., Tashlykov A.A., Zavorin A.S., Fisenko R.N. Assessing the Life of Boiler on the Basis of Anomalous Thermal Deformation of Its Crystal Lattice // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 2. P. 117 – 122.
5. Lyubimova L.L., Makeev A.A., Zavorin A.S., Tashlykov A.A., Artamontsev A.I., Lebedev B.V., Fisenko R.N. Consideration of Intrastuctural Stresses in the Processes Connected with the Effect of Structural Nonuniformity on Corrosion Damages Inflicted to Heatt Transfer Tubes // Thermal Engineering. 2014. Vol. 61. No. 8. P. 600 – 605.
6. Паршин А.М. Сопротивляемость радиационному набуханию и охрупчиванию аустенитных хромоникелевых дисперсионно-твердеющих раствороупрочняемых сталей и сплавов с различным содержанием никеля. – В кн.: Сборник научных трудов. – Л.: изд. ЛПИ, 1984. С. 3 – 13.
7. Вотинов С.Н., Кондратьев В.П., Речицкий В.Н. и др. Роль структурного фактора в радиационном упрочнении и охрупчивании хромоникелевой стали и никелевых сплавов // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 1. С. 19 – 26.
8. Асташов С.Е., Козманов Е.А., Огородов А.Н. и др. Основные результаты первичных послереакторных исследований ТВС реактора БН-600. – В кн.: Исследования конструкционных материалов элементов активной зоны быстрых натриевых реакторов: Сб. науч. тр. – Екатеринбург: УрО РАН, 1994. С. 48 – 84.
9. Чуев В.В., Ланских В.Н., Огородов А.Н., Шейнкман А.Г. Работоспособность ТВС быстрых реакторов. – В кн.: Исследования конструкционных материалов элементов активной зоны быстрых натриевых реакторов: Сб. науч. тр. – Екатеринбург: УрО РАН, 1994. С. 85 – 140.
10. Копельман Л.А. Сопротивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. – Л.: Машиностроение, 1978. – 232 с.
11. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
12. Wei Q., Jiao T., Ramesh K.T. Mechanical behavior and dynamic failure of high-strength ultrafine grained tungsten under uniaxial compression // Acta Mater. 2006. No. 54. P. 77 – 87.
13. Вайнман А.Б., Школьникова Б.Э., Смиян О.Д., Жабров А.В. Механизмы и причины «нетрадиционных» повреждений труб пароперегревателей котлов энергоблоков сверхкритического давления // Электрические станции. 2010. № 7. С. 15 – 32.
14. Хапонен Н.А., Шевченко П.Н., Рассохин Г.И. Микроповрежденность как критерий оценки состояния металла и остаточного ресурса паропроводов ТЭС // Безопасность труда в промышленности. 2004. № 5. С. 42 – 44.
15. Friedel J., Gullity B.D., Crussard C. Study of the surface tension of a grain boundary in a metal as a function of the orientation of the two grains which the boundary separates // Acta Met. 1953. Vol. 1. P. 79 – 92.
16. Иванова В.С. Разрушение металлов. Достижения отечественного металловедения. – М.: Металлургия, 1979. – 168 с.
17. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Тамашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 560 с.
18. Абдурашитов А.Ю., Георгиев М.Н., Межова Н.Я., Рейхарт В.А. К методике оценки остаточных напряжений в железнодорожных рельсах // Заводская лаборатория. 1991. № 4. С. 57, 58.
19. Барахтин Б.К., Макаров В.В., Петров П.П. Распространение усталостной трещины в низкоуглеродистой мартенситной стали // Заводская лаборатория. 1991. № 3. С. 30 – 32.
20. Любимова Л.Л., Makeev A.A., Zavorin A.S., Tashlykov A.A. Применение рентгенометрии в исследованиях структурной неоднородности труб поверхностей нагрева // Тяжелое машиностроение. 2014. № 7. С. 18 – 22.
21. Дарков А.В., Шпиро Г.С. Сопротивление материалов. – М.: Альянс, 2014. – 624 с.

Поступила 3 марта 2016 г.

### ESTIMATION OF THE STRESS STATE AT ELASTIC-PLASTIC DEFORMATION OF AUSTENITIC CHROMIUM-MANGANESE HEAT-RESISTANT STEEL

L.L. Lyubimova, A.A. Makeev, A.S. Zavorin, A.A. Tashlykov

National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

**Abstract.** The paper is devoted to the realization of the diagnostic of origin and development of the steel damage of energy equipment at micro- and submicrolevels. It requires taking into account special parameters,

reflecting individual properties of the material, as well as the introduction into the analysis of the processes, which one can observe in the elements of the equipment, and the parameters of substructure. Such parameters are the period of crystal lattice and inner structural states of the Ist and IInd kind. The authors also give the results of the essence of stress states at elastic plastic deformation of austenitic chromium-manganese steel. It has been shown that the processes of cyclic deformation are accompanied by the oscillation of inner states in the sphere of functioning states, limited by the curve of hardening-softening. The results have been analyzed from the point of view of the establishment of the characteristic features of preliminary fracture. The article gives the complex of distinguishing features and the material parameters, under which fractions in the area of deformation among the lines of hardening and softening are not active. The paper presents the results of metallographic research of the destroyed metal, matching with the conclusions of X-ray diagnostics.

**Keywords:** steel, period of crystal lattice, elastic plastic deformation, inner structural states of the Ist and IInd kind, relaxation, deformation.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2016-12-903-909

## REFERENCES

- Bugai N.V., Berezina T.G., Trunin I.I. *Rabotosposobnost' i dolgovechnost' metalla energeticheskogo oborudovaniya* [Metal workability and durability of energy equipment]. Moscow: Energoatomizdat, 1994, 272 p. (In Russ.).
- Dostizheniya nauki o korrozii i tekhnologii zashchity ot nee. Korroziionnoe rastreskivanie metallov* [Achievements in science on corrosion and its protection. Metal stress corrosion cracking]. Fontan M., Staehle R. eds; translated from Eng. Moscow: Metallurgiya, 1985, 488 p. (In Russ.).
- Makeev A.A., Lyubimova L.L., Zavorin A.S., Tashlykov A.A. Structural instability in the early decomposition of supersaturated austenite solid solution. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 12, pp. 1048–1055.
- Lyubimova L.L., Makeev A.A., Tashlykov A.A., Zavorin A.S., Fisenko R.N. Assessing the life of boiler on the basis of anomalous thermal deformation of its crystal lattice. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 2, pp. 117–122.
- Lyubimova L.L., Makeev A.A., Zavorin A.S., Tashlykov A.A., Artamontsev A.I., Lebedev B.V., Fisenko R.N. Consideration of infrastructural stresses in the processes connected with the effect of structural nonuniformity on corrosion damages inflicted to heat transfer tubes. *Thermal Engineering*. 2014, vol. 61, no. 8, pp. 600–605.
- Parshin A.M. Resistance to radiation swelling and embrittlement of austenite chromium-nickel dispersion-hardened solution-hardened steels and alloys with the different content of nickel. In: *Sbornik nauchnykh trudov* [Collected scientific papers]. Leningrad: LPI, 1984, pp. 3–13. (In Russ.).
- Votinov S.N., Kondrat'ev V.P., Rechitskii V.N., Krasina T.A., The role of the structure in radiation strengthening and embrittlement of chromium-nickel steel and nickel alloys. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*. 2002, no. 1, pp. 19–26. (In Russ.).
- Astashov S.E., Kozmanov E.A., Ogorodov A.N., Roslyakov B.F., Main results of primary post-irradiation researches of TVS reactor BH-600. In: *Issledovaniya konstruktsionnykh materialov elementov aktivnoi zony bystrykh natrievykh reaktorov: Sb. nauch. tr.* [Researches of structural materials of the active zone elements of the fast sodium reactors: Collected scientific papers]. Ekaterinburg: UrO RAN, 1994, pp. 48–84. (In Russ.).
- Chuev V.V., Lanskikh V.N., Ogorodov A.N., Sheinkman A.G. Workability of TVS of fast reactors. In: *Issledovaniya konstruktsionnykh materialov elementov aktivnoi zony bystrykh natrievykh reaktorov: Sb. nauch. tr.* [Researches of structural materials of the active zone elements of fast sodium reactors: Collected scientific papers]. Ekaterinburg: UrO RAN, 1994, pp. 85–140. (In Russ.).
- Kopel'man L.A. *Soprotivlyaemost' svarnykh uzlov khrupkomu razrusheniyu* [Resistance of welded nodes to the brittle fracture]. Leningrad: Mashinostroenie, 1978, 232 p. (In Russ.).
- Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [High plastic deformations and metal destruction]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 224 p. (In Russ.).
- Wei Q., Jiao T., Ramesh K.T. Mechanical behavior and dynamic failure of high-strength ultrafine grained tungsten under uniaxial compression. *Acta Mater.* 2006, no. 54, pp. 77–87.
- Vainman A.B., Shkol'nikova B.E., Smiyan O.D., Zhabrov A.V. Mechanisms and reasons of “not-traditional” superheater pipe damages of lades of the supercritical pressure power units. *Elektricheskie stantsii*. 2010, no. 7, pp. 15–32. (In Russ.).
- Khaponen N.A., Shevchenko P.N., Rassokhin G.I. Microdamage as the essence criteria of metal state and residual resource of TPP steamlines. *Bezopasnost' truda v promyshlennosti*. 2004, no. 5, pp. 42–44. (In Russ.).
- Friedel J., Gullity B.D., Crussard C. Study of the surface tension of a grain boundary in a metal as a function of the orientation of the two grains which the boundary separates. *Acta Met.*, 1953, vol. 1, pp. 79–92.
- Ivanova V.S. *Razrushenie metallov. Dostizheniya otechestvennogo metallovedeniya* [Metal destruction. Achievements of physical metallurgy in Russia]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 168 p. (In Russ.).
- Regel' V.R., Slutsker A.I., Tamashevskii E.E. *Kineticheskaya priroda prochnosti tverdykh tel* [Kinetic nature of the strength of solids]. Moscow: Nauka, 1974, 560 p. (In Russ.).
- Abdurashitov A.Yu., Georgiev M.N., Mezхова N.Ya., Reikhart V.A. On the methods of the essence of residual voltage in rails. *Zavodskaya laboratoriya*. 1991, no. 4, pp. 57–58. (In Russ.).
- Barakhtin B.K., Makarov V.V., Petrov P.P. Distribution of a fatigue crack in low-carbon martensitic steel. *Zavodskaya laboratoriya*. 1991, no. 3, pp. 30–32. (In Russ.).
- Lyubimova L.L., Makeev A.A., Zavorin A.S., Tashlykov A.A. Usage of roentgenometry in the research of structural heterogeneity of pipes of heating surfaces. *Tyazheloe mashinostroenie*. 2014, no. 7, pp. 18–22. (In Russ.).
- Darkov A.V., Shpiro G.S. *Soprotivlenie materialov* [Material resistance]. Moscow: Al'yans, 2014, 624 p. (In Russ.).

**Acknowledgements.** The work was financially supported by the Russian fund of fundamental researches “Fundamental basics of the engineer sciences”, project no. 15-08-99544a.

## Information about the authors:

**Lyubimova L.L.**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Steam Generators Design and Units” (l11@tpu.ru)

**Makeev A.A.**, Cand. Sci. (Eng.)

**Zavorin A.S.**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Steam Generators Design and Units” (zavorin@tpu.ru)

**Tashlykov A.A.**, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Steam Generators Design and Units” (tashlykov@tpu.ru)

Received March 3, 2016