

2. Дектярев А.А., Камешиков Л.П., Ковалевский А.М., Программа AEROCHEM для моделирования трехмерных турбулентных реагирующих течений излучающего газа при наличии распыленных частиц //Вычислительные технологии, 1994, Т.4, №12.
3. Emami M.D., Lazopulos G., Lockwood F.C. The computation of heat transfer in engineering combustion equipment //Proc. of the 37 EURO THERM Seminar. Sallugia: ENEA. 1994.
4. Распространение запыленных струйных течений. Теоретическое и экспериментальное исследование./ А.А. Мостафа, Х.Ц. Монджиа, В.Г. Макдонелл, Г.С. Самуэльсен // Аэрокосмическая техника, 1990, №3.
5. Виленский Т.В., Хзмалян Д.М. Динамика горения пылевидного топлива. - М.: Энергия, 1978.
6. Горение твердого топлива: Материалы IV Всесоюзной конференции. - Новосибирск, Наука, 1974.
7. Блох А.Г. Теплообмен в топках паровых котлов. - Л.: Энергоатомиздат, 1984.
8. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. — М.: Энергоатомиздат, 1984.
9. Старченко А.В., Есаулов А.О., Красильников С.В. К расчету турбулентных течений в топочных камерах // Вычислительная газодинамика и горение конденсированных систем: Сб. науч. тр. / под ред. С.С. Бондарчука, В.М. Зеличенко. — Томск: Изд-во Том. гос. пед. университета, 2001.
10. Бубенчиков А.М., Старченко А.В. Пакет прикладных программ SNAIF для численного исследования аэродинамики и теплообмена внутренних течений. — Томск: Изд-во ТГУ, 1991.
11. Красильников С.В., Загорин А.С., Старченко А.В. Программный комплекс для расчета и визуализации трехмерных реагирующих турбулентных течений в топках котлов // Проблемы использования канско-ачинских углей на электростанциях: Сборник докладов Всероссийской научно-практической конференции. — Красноярск: СибВТИ, 2000.

УДК 621.184.3

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ УСТОЙЧИВОСТИ СТАЛИ ТРУБ ПАРОПЕРЕГРЕВАТЕЛЯ**

**Л.Л. Любимова, А.С. Загорин, А.А. Макеев, А.М. Казанов**  
**Томский политехнический университет, г. Томск**  
**E-mail: [aleks@ped.tpu.ru](mailto:aleks@ped.tpu.ru)**

Исследование структурной устойчивости стали труб пароперегревателя вызывает интерес, прежде всего в связи с часто наблюдаемыми явлениями хрупкого коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) пластичных сталей и сплавов, применяемых в котло-и реакторостроении.

Анализ трубных дефектов показывает, что по причинам КРН выходят из строя до 31% парогенераторных трубок уже в течение первых 12-14 месяцев эксплуатации [1].

Останов оборудования на ТЭС США из-за повреждения котельных труб за трое суток наносит ущерб в размере 1 млн. долл., а общая стоимость замены парогенератора по причине коррозионного растрескивания труб составляет от 100 до 300 млн. долл. [1].

Сегодня направления исследований сосредоточены, с одной стороны, в выявлении зависимости между макроструктурой стали (размеры зерен, морфология поверхности, фазовый состав) и механическими свойствами [2-4], с другой стороны, причины КРН устанавливаются в рамках общего механизма электрохимической коррозии [4-6], приводящей к хрупкому коррозионному растрескиванию. Оба направления предполагают разрушение образцов.

Принципиальное отличие данной работы состоит в исследованиях микроструктурных термических превращений на уровне элементарных ячеек и развиваемых в процессе отжига внутренних микронапряжений без приложения внешних растягивающих нагрузок и без участия коррозионных сред.

Поэтому измерения проведены в высоком вакууме, а в качестве метода исследований выбран метод высокотемпературной рентгенографии, позволяющий изучать термические превращения микроструктуры вещества непосредственно при температуре превращений. Метод является неразрушающим и допускает многократные и многолетние наблюдения структуры образцов.

В качестве материала для исследований выбрана сталь 12Х1МФ, применяемая в котлостроении в горячих пакетах пароперегревателей.

Исследования структурных термических превращений в стали 12Х1МФ проводились по методике форсирования процесса искусственного старения в режиме термоциклирования. Для этого осуществлялся подъем температуры от 12 °С (температура охлаждающей воды) до рабочей в диапазоне температур исследований до 1000 °С. После достижения стационарного теплового режима при рабочей температуре производилась рентгено съемка образца (горячий образец). После охлаждения образца до 12 °С по достижении стационара производилась рентгено съемка образца (холодный образец).

Диапазон температур исследования до 1000 °С определен типовыми режимами нормализации и отпуска стали 12Х1МФ.

На рис.1 представлены экспериментальные зависимости параметра элементарной ячейки альфа-фазы стали 12Х1МФ и коэффициентов линейного термического расширения от температуры отжига, обнаруживающие аномальные эффекты термических линейных расширений в диапазоне температур 589- 679 °С, подобные выявленным ранее для кобальта, никеля и других металлов [7]. Кривые по своему виду аналогичны, различаются температурным положением максимума термических деформаций и названы л-аномалиями. Наличие аномальных эффектов объяснено фазовыми переходами I рода (структурные фазовые превращения) или II рода (магнитные превращения) [7]. В диапазоне экспериментально наблюдаемых аномалий для стали 12Х1МФ (589-679 °С) методом рентгеновской дифракции фазовые переходы I рода не установлены, а точка Кюри для железа составляет 770 °С, тогда как максимум аномальной дифракции далек от этой температуры и наблюдается при 635 °С.

Кроме того, как следует из рис.1, аномальные эффекты для стали 12Х1МФ вырождаются в процессе термоциклирования, сопровождаются изменением механических и физических свойств, таких как прочность, теплоемкость, термическое сопротивление, тогда как магнитные превращения не имеют температурного гистерезиса, не изменяют механических свойств, не сопровождаются изменением решетки или образованием новых зерен.

Это позволяет предполагать, что не высокотемпературные магнитные превращения приводят к аномальной дифракции, а, наоборот, высокотемпературные структурные превращения могут изменить и магнитную структуру.

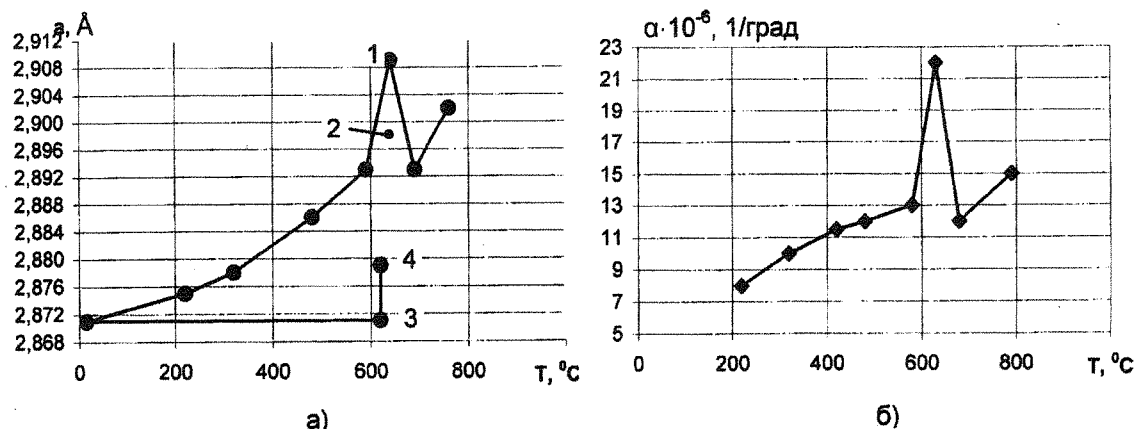


Рис.1. Зависимость параметра элементарной ячейки «а» и коэффициента линейных термических расширений  $\alpha$  стали 12X1МФ от температуры:

- 1а: точка 1 — параметр решетки горячего металла после первого термоцикла;
- точка 2 — параметр решетки горячего металла после второго термоцикла;
- точка 3 — параметр решетки холодного металла после первого термоцикла;
- точка 4 — параметр решетки холодного металла после второго термоцикла;

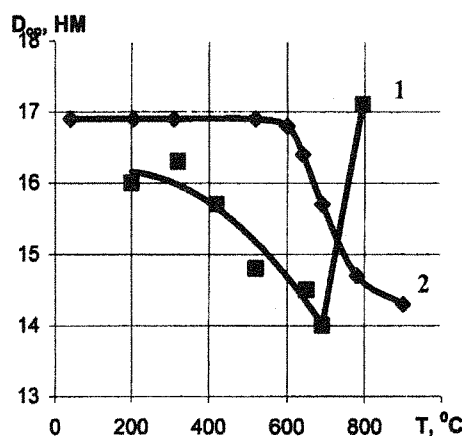


Рис.2. Зависимость среднего размера кристаллитов альфа-фазы стали 12X1МФ от температуры: 1 — средний размер кристаллитов для горячего образца; 2 — средний размер кристаллитов для образца, охлажденного до  $12^{\circ}\text{C}$  после нагрева до соответствующих температур.

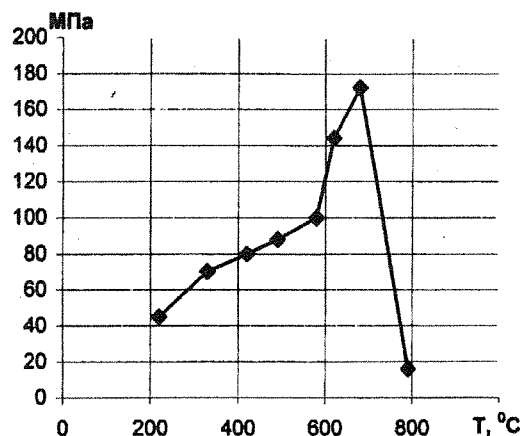


Рис.3. Зависимость средних неоднородных микронапряжений в образце стали 12X1МФ от температуры.

Наличие в структуре материала границ зерен и межзеренных границ, где разорвана часть межатомных связей по причине необходимости согласования различно ориентированных зерен, предопределяет особые свойства всех границ. Поэтому представляет интерес любая информация, дающая представление о поведении зерен в металле и их взаимодействии, а значит, о взаимодействии между границами.

В данной работе проведено измерение полидисперсности стали 12Х1МФ по уширению дифракционных линий с применением для анализа физического уширения профилей линий гладкой аппроксимирующей функции Фойгта, рис.2.

На основе полученных экспериментальных данных об уширении определены средние уровни внутренних микронапряжений, развиваемых в исследуемом образце при термических расширениях, рис.3.

На рис.2 характерной является зависимость среднего размера кристаллитов для горячего образца (кривая 1), которая лежит ниже кривой для холодного образца, что свидетельствует о возникновении в образце неоднородных микронапряжений, приводящих к уширению дифракционных профилей и кажущемуся измельчению зерна. Возникающие микронапряжения являются упругими до температуры 589 °С, т.к. устраняются при охлаждении без остаточных деформаций в холодном образце. Дальнейший нагрев образца выше 589 °С сопровождается возникновением зональных микронапряжений, что рентгенографически проявляется в виде остаточных напряжений в холодном образце (кривая 2).

Известно, что зональные напряжения являются весьма опасными для металла; в зависимости от величины остаточных напряжений он начинает деформироваться, что вызывает коробление и растрескивание. Если остаточные напряжения складываются с напряжениями от внешних нагрузок, то изделие изменит свою эксплуатационную прочность в связи с хрупким разрушением. Эти напряжения уменьшают и коррозионную стойкость металла. Таким образом, температура 589 °С, по данным настоящей работы, является пороговой температурой возникновения зональных микронапряжений. Интересно отметить, что низколегированные жаропрочные стали типа 12Х1МФ изначально предназначались для паропроводных и пароперегревательных труб, работающих при температурах, не превышающих 585 °С [8], но впоследствии, в начале 70-х годов, расчетная температура свежего пара и пара горячего промперегрева не случайно директивно снижалась до 545 °С [9] и ниже.

Представленная на рис.3 зависимость средних внутренних микронапряжений, возникающих в исследуемом образце стали 12Х1МФ, свидетельствует об их высоком уровне, достигающем для отдельных зон образца значений, близких к временному сопротивлению и условному пределу текучести для данной стали, равных, по данным [8], для  $T = 600$  °С соответственно 230 МПа и 190 МПа, что может сопровождаться локальным трещинообразованием в межзеренных границах при отсутствии других возможностей для релаксации внутренних напряжений.

### Выводы

1. В наиболее часто исследуемом диапазоне температур 589-650 °С, обнаруживающем аномалии механических свойств (хрупкое разрушение), выявлен аномальный характер структурного поведения стали, выражающийся в Л- скачке термических линейных расширений.
2. Рентгеновские Л-аномалии термических расширений, вызванные развитием высоких внутренних зональных напряжений, являются признаком деструктивных изменений межзеренных границ, которые могут привести к хрупкому разрушению металла.
3. Отжиг стали в режиме термоциклирования приводит к «вырождению» аномалий термических деформаций, снятию негативной деструкции и стабилизации структуры стали.

4. Полученный рентгеновский диагностический признак стабилизации может быть использован при термической подготовке металла к эксплуатации и термической восстановительной обработке с целью продления ресурса.

#### **Литература:**

1. Смыков В.Б. Коррозионные проблемы эксплуатации парогенераторов ЯЭУ. Обзор. ФЭИ-0202. — М.: ЦНИИАтоминформ, 1985.
2. Верещагин Ю.П., Гриневский В.В., Туляков Г.А. Роль структурного фактора при распространении трещин ползучести в перлитной стали // Теплоэнергетика, 1990, №12.
3. Ильина В.П., Троицкая В.А. Влияние структурного состояния на склонность к коррозионному растрескиванию стали 38Х5МСФА. // МИТОМ, 1994, №1.
4. Вайнман А.Б., Мартынова О.И. Исследование механизма образования трещин в литых корпусах паровых турбин высокого давления. // Теплоэнергетика, 1998, №8.
5. Вайнман А.Б., Смиян О.Д. О механизме образования коррозионных трещин в металле паропроводов высокого давления. // Теплоэнергетика, 1993, №8.
6. Скоробогатых В.Н., Борисов В.П., Щенкова И.А. Перспективы совершенствования трубной продукции для изготовления котлов и паропроводов высокого и сверхкритического давления. // Теплоэнергетика, 2001, №4.
7. Финкель В.А. Высокотемпературная рентгенография металлов. — М.: Металлургия, 1968.
8. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур. // Справ. изд., кн.1.— М.: Металлургия, 1991.
9. Тумановский А.Г., Резинских В.Ф. Стратегия продления ресурса и технического перевооружения тепловых электростанций. // Теплоэнергетика, 2001, №6.

УДК 621.184.3

### **ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ТРУБЫ ПАРОПЕРЕГРЕВАТЕЛЯ**

**А.А. Макеев, Л.Л. Любимова, А.М. Казанов**  
**Томский политехнический университет, г. Томск**  
**E-mail: [aleks@ped.tpu.ru](mailto:aleks@ped.tpu.ru)**

Жаропрочные и жаростойкие стали перлитного класса для производства труб паропроводов высокого и сверхвысокого давления и высокотемпературных пароперегревателей марок 12ХМ, 15ХМ, 12Х1МФ, 15Х1МФ разработаны для применения при рабочих температурах пара 565...600 °С. Впоследствии в начале 70-х годов расчетная температура пара была директивно понижена до 545 °С, а затем и до 510 °С, а парковый ресурс труб сокращен с 300000 до 100000 часов. Установленная в ходе эксплуатации пароперегревателей повышенная повреждаемость приписывается к технологической слоистости и микроструктурообразованию, отмечаются явления расслоения и плохой прокаливаемости. Вследствие вышеописанных затруднений допустимые температуры применения трубной стали пароперегревателей были поэтапно понижены с 585 °С до 530 °С [1].