УДК 621.791.05:620.179

А. Н. Смирнов, Э. В. Козлов, Н.В. Абабков, М. В. Купченко

СОВРЕМЕННОЕ МЕТОДИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ДЛЯ ОЦЕНКИ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПОТЕНЦИАЛЬНО ОПАСНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

ЧАСТЬ 1. МИКРОСКОПИЯ И РЕНТГЕНО-СТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ

Надежное прогнозирование работоспособности технических устройств опасных производственных объектов (ТУОПО), является одной из основных проблем в промышленности. В России более 80% потенциально опасного оборудования отработало расчетный срок службы, и старение значительно опережает темпы технического перевооружения. Только в энергетике по состоянию на август 2009 года около 90% технических устройств тепловых электростанций исчерпало парковый ресурс, большая его часть достигла физического износа.

Существующий в настоящее время подход к прогнозированию работоспособности и увеличению эксплуатационного ресурса металла ТУОПО отличается большим многообразием руководящих документов, методов, методик и средств исследований и испытаний. Все это значительно затрудняет процесс диагностирования и не всегда позволяет правильно оценить состояние технических устройств и, следовательно, надежно прогнозировать срок их службы. Неразрушающие физические методы исследований в задачах прогнозирования работоспособности металлоконструкций ориентированы, главным образом, на выявление уже существующих и развивающихся очагов разрушения, они не дают возможности выявлять стадии зарождения микроповреждений и оценивать характер изменения микроструктуры. Проблема усугубляется отсутствием научно обоснованной концепции надежного прогнозирования работоспособности длительно-работающего металла.

Поэтому очевидна необходимость разработки нового подхода и методического обеспечения для оценки работоспособности металла ТУОПО, основанных на выявлении закономерностей эволюции микроструктуры и изменения физико-механических характеристик неразрушающими физическими методами исследования.

В первой части настоящей работы рассмотрены методы изучения структурно-фазового состояния теплоустойчивых сталей. Исследовано более пятисот паропроводных и пароперегревательных труб после различных сроков эксплуатации (от 15 до 287 тыс. час.), разрушенных труб и их гибов, а также контрольных участков паропроводов Томь-Усинской, Беловской и Кемеровской ГРЭС, Западно-Сибирской и Ново-Кемеровской ТЭЦ изготовленных из сталей 20, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФСР, образцы из сталей 17ГС, 09Г2С, 16Г2АФ, вырезанные из сосудов высокого давления.

Методики металлографических исследований и рентгеноструктурного анализа

Образцы для металлографического исследования вырезались на электроискровом станке в соответствии со схемой (рис 1).

Для определения размера зерна поверхность образцов подвергалась предварительно механической обработке, далее электролитической, а затем – травлению. В «царской водке» удалось выявить частицы на границах зерен; в растворе соляной кислоты – структуру зерен. Изучение поверхности шлифа проводилось на оптическом микроскопе МИМ-10 при различных увеличениях (70 – 140 крат).

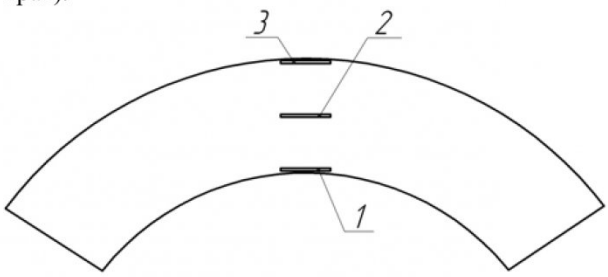
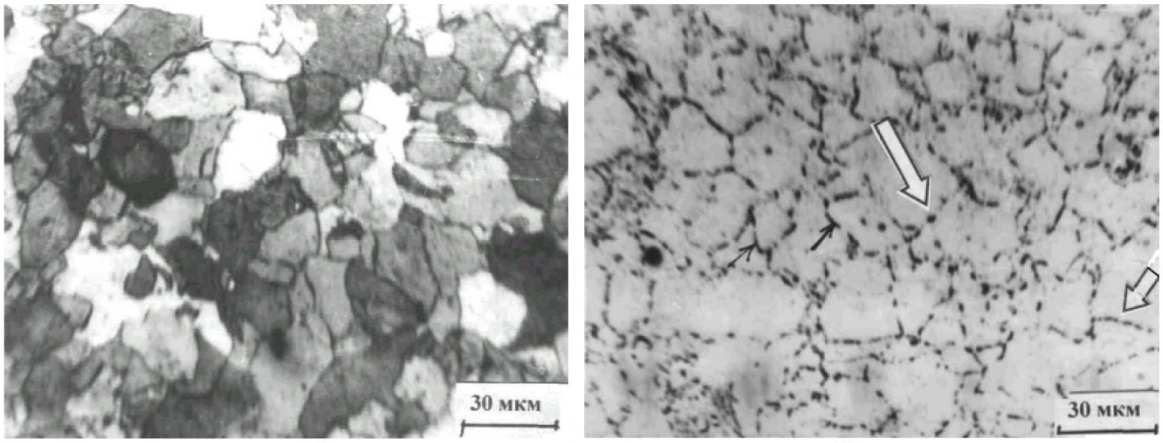


Рис. 1. Схематическое изображение участков зон трубы из исследованной стали, в которых проводилось изучение структуры:1-внутренняя зона, 2-средняя зона, 3- внешняя зона

На рис. 2. для примера представлено металлографическое изображение поверхности исследованных образцов. Стрелками указаны частицы, наблюдаемые на границах зерен.

Для исследования дислокационной структуры использовалась просвечивающая дифракционная электронная микроскопия на фольгах. Изучение дислокационной структуры проводилось на микроскопе «ЭМ – 125К» при ускоряющем напряжении 125 кВ с использованием гониометра. Для приготовления фольг из образцов на электроискровом станке отрезались пластинки толщиной 0,5 мм. Режим электроискровой резки был достаточно мягким, что обеспечило сохранение тонкой структуры, возникшей до приготовления образцов. Пластинки последовательно подвергались химической, а затем электролитической полировкам в электролите, состоящем из насыщенного раствора хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Специальные методы электрополировки позволяли избегать внесения дислокаций в про-



а) *б)*

Рис. 2. Металлографическое изображение поверхности образца после различных видов травления: а) специальный вид травления для измерения размера зерен; б) травление, используемое для определения объемной доли частиц.

цессе приготовления образцов. При утонении образцов добивались такого качества, чтобы при просмотре их в электронном микроскопе можно было последовательно изучать участки с большой площадью, содержащей, по крайней мере, одно – два зерна матрицы материала. По полученным микрофотографиям проводилось качественное и количественное изучение дислокационной структуры. По микроэлектронограммам определялся фазовый состав стали. Исследование дислокационной структуры проводилось в разных зонах трубы. Изучались образцы, вырезанные из зон, представленных на рис. 1. Толщина просматриваемых фольг была достаточной для того, чтобы избежать потери дислокаций при утонении образцов.

Поверхность образцов, вскрытая после разрушения, исследовалась на сканируемом электронном микроскопе Tesla BS-301 при увеличениях до 1000 крат. Изображение структуры записывалось на компьютер с последующей распечаткой для количественных измерений.

Рентгеноструктурный анализ. Исследования образцов выполнялись рентгеноструктурным методом ДРОН-3 с автоматическим сканированием рентгеновского пучка в интервале углов ~ 12-150 градусов в фильтрованном Fe-K_α – излучении. Запись производилась в автоматическом режиме на диаграммную ленту со скоростью ½ градуса в минуту.

Образцы для рентгеноструктурного исследования вырезались из сечения трубы 1, 2 и 3 (рис. 1) на электроискровом станке размером, подходящим для держателя гониометра, и толщиной не менее 1-1,5 мм. Перед съемкой производилась механическая и электролитическая полировка образцов в электролите, использовавшимся для приготовления фольг.

Определение объемной доли дислокационной субструктуры. Размер структурного элемента в формирующемся типе дислокационной структуры (ДСС) обычно больше или соизмерим с толщиной фольги, т.е. с их изображением в фольге можно работать как со случайными сечениями на шлифе. Поэтому объемная доля (P_V) конкретного типа субструктуры определялась в работе на случайных сечениях фольг. Этот метод получил название планиметрического метода. Он заключается в том, что на плоскости наблюдения измеряют площади (P_S) изображения, занятые соответствующим типом ДСС, затем суммируют величины таких площадей и делят эту сумму на величину площади изучаемого участка плоскости наблюдения. Связь между долями площади и объема выведена из принципа Кавальери-Алкера-Глаголева: $P_V = P_S$ [1, 2].

Рабочая формула планиметрического метода имеет следующий вид:

$$P_V = \frac{V}{L^3} = \frac{S}{L^2} = P_S \qquad (1)$$

где S и V площадь и объем, занятый соответствующим типом ДСС, в элементе образца, представляющий куб с ребром L.

Измерение объемной доли частиц, их размера и размера зерен. По металлографическим снимкам были измерены объемные доли частиц, расположенных как по границе зерен, так и в теле зерен. Измерение проводилось по-разному в зависимости от формы частиц. У частиц, имеющих сферическую форму, измерялся диаметр d, у пластинчатых частиц – длина l и поперечный диаметр d. Размеры частиц определяли по микрофотографиям, полученным с фольг, путем их непосредственного замера [2]:

$$\overline{d} = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{n} N_i d_i \,, \quad \overline{l} = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{n} N_i l_i \,, \qquad (2)$$

где N_i – число частиц в данном размерном интервале, d_i и l_i – средний размер частиц в этом интервале, n – число интервалов, N – полное число измерений.

Среднее расстояние между частицами r опре-

деляли, измеряя число частиц N на площади S микрофотографии с использованием соотношения [1]:

$$r = 0{,}5\sqrt{\frac{\pi dS}{Nt}}, \qquad (3)$$

где d – диаметр частицы, t –толщина фольги. При этом дисперсия рассчитывалась по следующей формуле:

$$\sigma_r = 0{,}5rN^{1/2}, \qquad (4)$$

где N – общее число частиц, расположенных на изучаемых снимках.

Объемная доля частиц карбидных фаз, находящихся в материале, определялась по формуле [3]:

$$\delta = \frac{\Delta V_k}{tr^2}, \qquad (5)$$

где ΔV_k – средний объем частицы, t – толщина фольги, r – расстояние между частицами.

Измерение размера зерен проводилось путем измерения минимального ($d_{\min}$) и максимального ($d_{\max}$) размера каждого конкретного зерна на микрофотографии. При этом размер конкретного зерна d_i вычислялся по формуле:

$$d_i = \frac{d_{\max_i} + d_{\min_i}}{2} \qquad (6)$$

Тогда средний размер зерен:

$$\overline{d} = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N} d_i, \qquad (7)$$

где N – общее число измеренных зерен.

Измерение размеров чашек излома. Метод измерения размеров чашек излома совпадает с методом измерения размеров зерен, изложенным выше. Была выполнена статистическая обработка с построением соответствующих гистограмм.

Определение плотности дислокации и размеров дислокационных ячеек. Одной из основных характеристик дислокационной структуры является средняя скалярная плотность дислокаций (ρ). Определение плотности дислокации наиболее просто осуществляется подсчетом числа пересечений дислокационных линий верхней и нижней поверхности фольги [3]. Следовательно, отнеся число таких пересечений (N) к величине измеренной площади (S) и разделив на 2, можно получить искомую плотность дислокаций:

$$\rho = \frac{N}{2S} \qquad (8)$$

Однако следует отметить, что данный метод пригоден только для случая, когда плотность дислокаций мала (порядка 10^8 сек$^{-2}$). При больших значениях плотности дислокации (порядка 10^9 сек$^{-2}$) определяют общую протяженность линий дислокации в единице объема. При произвольной ориентации этих линий их действительная длина (l) связана с измеряемой длиной их ортогональных проекций ($l_{\text{пр}}$) соотношением [3]:

$$l = \frac{4l_{np}}{\pi} \qquad (9)$$

Плотность дислокации теперь можно выразить: $\rho = l/Yt$, где t – толщина фольги, S – анализируемая площадь. Для определения l подсчитывается число пересечений (N) случайных линий, общей длиной Y с дислокациями на площади S [3]:

$$l_{np} = \frac{2N}{Y(t)} \text{ и } \rho = \frac{2N}{Y(t)} \qquad (10)$$

В качестве измерительного устройства для определения ρ в настоящей работе использовалась прямоугольная сетка с размером ячейки 10×10 мм,

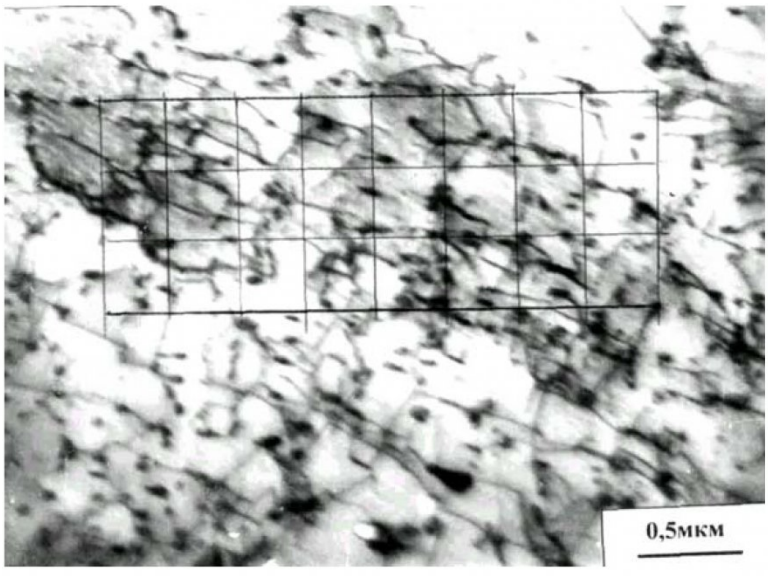


Рис. 3. Определение плотности дислокаций. Нанесена прямоугольная измерительная сетка на микроснимок дислокационной структуры

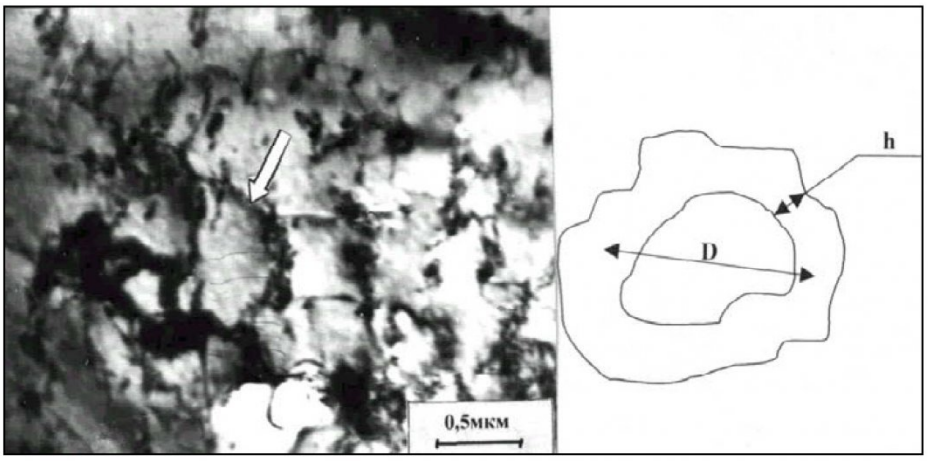


Рис. 4. Определение размера ячеек и ширины их стенок:
а) электронно-микроскопическое изображение структуры, на котором стрелкой указана измеряемая дислокационная ячейка; б) схема этой ячейки с указанием измеряемых параметров D и h.

которая накладывалась на микрофотографию. На рис. 3 представлен микроснимок дислокационной структуры с нанесенной сеткой для определения ρ. Средняя плотность дислокаций на микрофотографии тогда определяется как [3]:

$$\rho = (\frac{n_1}{X_1} + \frac{n_2}{X_2}) \times \frac{M}{t}, \qquad (11)$$

где M – увеличение микрофотографии, n_1 и n_2 – число пересечений дислокаций с горизонтальными и вертикальными линиями на измерительной сетке соответственно, X_1 и X_2 – суммарная длина горизонтальных и вертикальных линий. Определение толщины фольги производилось различными методами: 1) по ширине следа скольжения; 2) ширине скопления; 3) по числу толщинных контуров на краю фольги или по некоторым характерным деталям дислокационной структуры [3].

При наличии толщинных контуров при условии действия одного сильного отражения (случай двух пучков) толщина фольги t определяется по формуле [3]:

$$t = K \times \xi_g, \qquad (12)$$

где K – число экстинкционных контуров от частицы вблизи края ξ_g – экстинкционное расстояние для действующего отражения. В настоящей работе t чаще всего определялось по числу экстинкционных контуров на краю фольги. Толщина фольги, как правило, составляла в среднем 1500 – 1700 Å. Измерения ρ проводились по микрофотографиям с увеличением 25 000 крат. Это увеличение достаточно для того, чтобы была возможность хорошо различить отдельные дислокации.

Размер ячеек D, ширина их стенок h, размер частиц, определялись методом секущей [1, 2]. На рис. 4 показан пример измерения размера ячейки и ширины ее стенки. Размер ячейки измерялся от середины одной сетки до середины противоположной стенки ячейки.

Измерение внутренних дальнодействующих полей напряжений. По изгибу дислокаций на микрофотографиях были измерены внутренние дальнодействующие поля напряжений [4 – 6]. Этот метод заключается в измерении кривизны дислокационных линий. Он позволяет определить распределение полей напряжений в объеме материала. Компоненты (τ_y) упругого поля, определяемые по кривизне дислокационных линий, являются скалывающими напряжениями. Радиус (R) кривизны дислокационной линии связан с τ_y соотношением [7, 8] по формуле:

$$\tau_y = \frac{\mu b}{2R}, \qquad (13)$$

где μ – модуль сдвига, b – величина вектора Бюргерса, R – радиус измеряемого сегмента дислокации.

На рис. 5 приведена схема для расчета дальнодействующих полей напряжений из изгиба дислокаций. Легко показать, анализируя этот рисунок, что

$$: R = \frac{5h^2 + 1{,}25L^2}{8h} \times 1{,}118, \qquad (4)$$

где h – высота, L – длина хорды проекции сегмента дислокации на плоскость фольги. Для изучения внутренних полей напряжений используется также электронно-микроскопический метод измерения кривизны-кручения кристаллической решетки по изгибным экстинкционным контурам [9,10]. Такие контуры обычно наблюдаются при значительной величине амплитуде поля внутренних напряжений. Использовали методы измерения τ_y из кривизны дислокаций и по изгибным экстинкционным контурам. Измерение полей напряжений проводилось также рентгеноструктурным методом (см. ниже).

При измерении различных параметров структуры стали, использовали статистические методы. Выбор необходимого количества измерений производился из условия достоверности результата. Резуль-

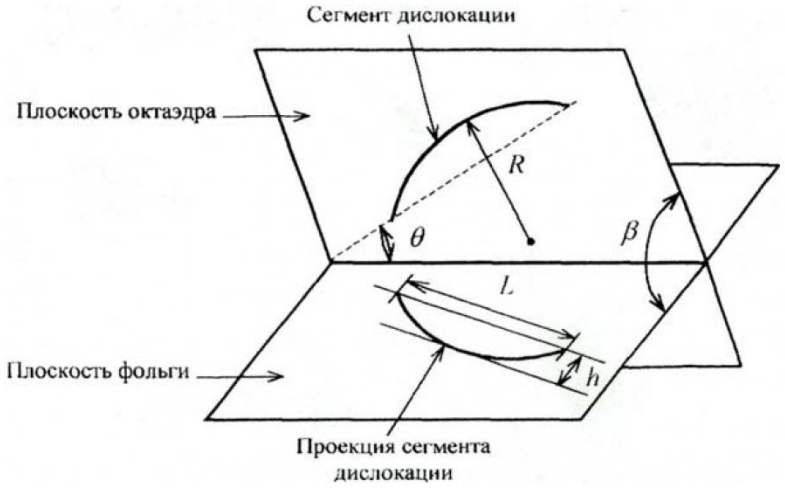


Рис. 5. Определение внутренних дальнодействующих полей напряжений из измерений кривизны дислокационных линий: h - высота проекции сегмента дислокации на плоскость фольги; L - длина хорды проекции сегмента дислокации на плоскость фольги; θ - угол между линией пересечения плоскости октаэдра и плоскости фольги и хордой сегмента дислокации; β- угол между плоскостью октаэдра и плоскостью фольги

таты измерений обрабатывались в виде гистограмм. Определялись средние величины и дисперсии соответствующих измеряемых параметров.

Обработка данных рентгеноструктурного анализа. По угловым положениям дифракционных максимумов были рассчитаны параметры кристаллической решетки α-Fe, для прецизионного измерения которых использовалась экстраполяция по функции $\cos^2\theta$ (θ – угол дифракции) для кубической сингонии [11].

Из анализа уширения дифракционных максимумов были получены сведения о микроискажениях и размерах блоков когерентного рассеяния кристаллической решетки основной фазы. Уширение дифракционных максимумов обусловлено тремя причинами: конечной шириной спектральной линии (Fe-K_α), геометрическими условиями съемки и состоянием исследуемого образца. Вклад в уширение рефлекса, обусловленный несовершенством исследуемого кристалла, называется истинным физическим уширением *β(2θ)*. Истинное физическое уширение рефлекса, обусловленное размером областей когерентного рассеивания, записывается в виде:

$$\beta_1(2\theta) = \frac{\lambda}{\overline{D} \times \cos\theta}, \qquad (15)$$

где λ – длина волны рентгеновского излучения, θ – угол дифракции, D – средний размер областей когерентного рассеяния. Уширение линий, вызванное напряжениями в кристалле, определяется по формуле [11]:

$$\beta_2(2\theta) = \frac{4\overline{\sigma}}{E_{hkl}} tg\theta, \qquad (16)$$

где E_{hkl} – модуль Юнга в направлении (*hkl*), $\overline{\sigma}$ – средняя величина микронапряжений (напряжений II рода).

Истинное физическое уширение рентгеновской линии получают сравнением ширины рефлекса исследуемого кристалла с шириной рефлекса от эталонного не дефектного образца. В качестве эталона в работе был использован монокристалл отожженного химически чистого железа. Анализ уширения линий позволяет разделить вклады когерентного рассеяния микроискажений (напряжений II рода), если использовать несколько линий для анализа. Используя поправочные графики на разделение α_1 - α_2 – дублета и на геометрическое уширение [12], для всех отражающих плоскостей были рассчитаны величины

$$\beta^* = \frac{\beta \cdot \cos\theta}{\lambda}.$$

Для всех дифракционных отражений строилась графическая зависимость $\frac{\beta \cdot \cos\theta}{\lambda}$ от $\frac{4\sin\theta}{\lambda}$, на которой получается прямая линия. Эта прямая отсекает на оси $\beta^* = \frac{\beta \cdot \cos\theta}{\lambda}$ отрезок $1/D$, равный величине, обратной среднему линейному размеру кристалла $\overline{D}$, а наклон прямой определит значение средней величины микронапряжений (напряжений II рода) $\overline{\sigma}$ в основной фазе исследуемых образцов стали.

Выполненный рентгеноструктурный фазовый анализ был качественным и количественным. При проведении качественного фазового анализа использовались всевозможные хорошо известные картотеки [12, 13]. Затем по рентгенограммам индифицировались рефлексы для определения основных фазовых составляющих. Для количественного фазового анализа использовали значения интегральной интенсивности дифракционных линий. Интегральная интенсивность, как известно, пропорциональна площади между линией фона и дифракционной линией. Для многокомпонентной

системы объемная доля фаз δ_α, содержащихся в сплаве, определялась по формуле:

$$\delta_\alpha = \frac{K_\alpha \frac{I_\alpha}{I_\beta}}{1 + K_\alpha \frac{I_\alpha}{I_\beta} + K_\gamma \frac{I_\gamma}{I_\beta} + K_\varepsilon \frac{I_\varepsilon}{I_\beta} + \ldots}, \quad (17)$$

где

$$K_\alpha = \frac{\vartheta_\alpha^2 (P\Phi F^2)_\beta}{\vartheta_\beta^2 (P\Phi F^2)_\alpha},$$

α, β, γ, ε – символы фаз, Φ – угловой множитель, P – фактор повторяемости отражающей плоскости, I – интенсивность дифракционных линий, F – структурный фактор, ϑ – объем элементарной ячейки соответствующей фазы.

Наличие текстуры определялось по отношению интенсивности рефлекса (110) α-Fe к интенсивностям рефлексов (200), (211) и (220) этой же фазы и проводилось сравнение с эталонным отношением интенсивностей для α-Fe. Интенсивность рефлекса (110) α-Fe принималась за 100%.

Некоторые результаты исследования микроструктуры и полей внутренних напряжений длительно-работающих сталей с различной длительной прочностью

При увеличении срока наработки металла от исходного состояния до 287 тыс. час. длительная прочность, экстраполированная на 10^4 час. снизилась от 149 до 28 МПа (сталь 12Х1МФ). Установлено, что микроструктура металла трубы с минимальной длительной прочностью (28 МПа) состоит из феррита и крупных коагулированных карбидов, расположенных по границам зёрен, мелкие карбиды распределены в ферритных зёрнах, на границах зёрен обнаружены микропоры. В сталях с длительной прочностью свыше 100 МПа обнаружено три типа дислокационных субструктур (ДСС): сетчатая, клубково-ячеистая и фрагментированная. Основным типом субструктуры является сетчатая. Клубково-ячеистая и фрагментированная ДСС встречаются значительно реже. В сталях с длительной прочностью ниже 90 МПа клубково-ячеистая субструктура отсутствует. Основным типом субструктуры здесь является *фрагментированная.* На поверхности паропроводов и в зонах разрушений в отдельных участках присутствует еще один (четвертый) тип субструктуры – субструктура с высокой плотностью окисления. Пятым типом субструктуры, присутствующим в исследуемых сталях, является субструктура предразрушения (микротрещины). Трещины наблюдаются на границах зерен в тех местах, где крупные карбиды $M_{23}C_6$ располагаются в виде цепочек (рис. 6, *а*). Шестой тип субструктуры – субструктура с микропорами (рис. 6, *б).*

Контуры изгиба-кручения наблюдали и измеряли в сетчатой и фрагментированных субструктурах, от карбидных частиц, расположенных на границах фрагментов и от границ фрагментов, внутри крупных карбидных частиц. Выявлены источники локальных внутренних (дальнодействующих) полей напряжений на мезо- и микроструктурных уровнях в длительно-работающих теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталях: 1) поля, возникающие от дислокационных зарядов в поляризованной дислокационной структуре, т.е. от избыточной плотности дислокаций внутри сетчатой и фрагментированной субструктур; 2) несовместность деформаций отдельных фрагментов и зерен (границы фрагментов и зерен); 3) частицы карбидных фаз, расположенные на границах и в стыках фрагментов; 4) крупные частицы карбида $M_{23}C_6$, находящиеся на границах зерен.

Установлено, что плотность контуров изгиба-кручения кристаллической решетки прямо пропорциональна числу источников (концентраторов) внутренних напряжений, величина которых максимальна на поверхности длительно-работающих паропроводных труб, изготовленных из теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталей, и снижается при удалении от поверхности в глубину металла. Выявленной закономерностью является уменьшение величины локальных внутренних полей напряжений в сечениях труб при удалении от наружных поверхностей (например, для разрушенного гиба паропровода – от 800 –1200 МПа до 300 – 400 МПа), что свидетельствует о высокой вероятности зарождения разрушения в поверхностных зонах труб при небольших, усредненных по объему исследованного металла напряжениях растяжения-сжатия (120 –140 МПа).

Установлены связи между плотностью контуров изгиба-кручения, созданных источниками внутренних полей напряжений, величиной этих напряжений и длительной прочностью в теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Чернявский, К.С.* Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1997. – 280 с.
2. *Салтыков, С.А.* Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
3. *Хирш, П.* Электронно-микроскопические наблюдения дислокаций в металлах. Новые электронно-микроскопические исследования. – М.: Металлургиздат, 1961. – С.63 – 100.

4. Эволюция дислокационной структуры и стадии пластического течения поликристаллического железо-никелевого сплава/ Н.А. Конева [и др.] // ФММ. – 1985. – Т.60, №1. – С.171-179.

5. *Конева Н.А.* Природа субструктурного упрочнения/ Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. вузов. Физика. – 1982. – №8. – С.3-14.

6. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты / Н.А. Конева, Э.В. Козлов, Л.И. Тришкина, Д.В. Лычагин // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Труды международной конференции. – Томск: ТГУ, 1990. – С.83-93.

7. *Зеегер, А.* Механизм скольжения и упрочнения в кубических гранецентрированных и гексагональных плотноупавкованных металлах // Дислокации и механические свойства кристаллов. – М.: Ил, 1960. – С. 179-189.

8. Internal fields and others contributions to flow stress / N.A. Koneva, E.V. Kozlov // Mater. Sci. and Eng. – 1997. – V. A234-236 – P.982-986.

9. *Смирнов, А.Н.* Внутренние поля напряжений и характер субструктуры в длительно-работающем металле технических устройств опасных производственных объектов // Безопасность труда в промышленности. – 2004. – №7. – С. 35-38.

10. *Смирнов, А.Н.* Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ / А.Н. Смирнов, Э.В. Козлов. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2004. – 165с.

11. Дислокационные субструктуры и их трансформация при усталостном нагружении (обзор) / Н.А. Конева [и др.] // Изв. вузов. Физика. – 2002. – №3. – С.87-99.

12. *Горелик, С.С.* Рентгенографический и электронно-графический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М.: Металлургия,,1970. – 368 с.

13. *Миркин, Л.И.* Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. – М.: Физматгиз, 1961. – 863 с.

Авторы статьи:

Смирнов
Александр Николаевич
- докт. техн. наук, проф. каф. технологии машиностроения КузГТУ,
тел. (384-2) 36-45-27

Козлов
Эдуард Викторович
- докт. физ.-мат. наук, профессор, зав. кафе. физики (Томский гос. архитектурно-строительный университет)
Email: Kozlov@tsuab.ru

Абабков
Николай Викторович
- инженер каф. технологии машиностроения КузГТУ. Тел. 8-904-994-3154,
Email: n.ababkov@rambler.ru

Купченко
Марина Валерьевна
- старший преп.каф. технология машиностроения КузГТУ
Тел. (384-2) 39-63-75